

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia

Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais

PPGE3M

**ESTUDO E CARACTERIZAÇÃO METALOGRÁFICA DA RESISTÊNCIA AO
DESGASTE EM AÇOS FERRAMENTA SINTERIZADOS, TEMPERADOS A
VÁCUO, UTILIZADOS EM MATRIZES DE ESTAMPAGEM**

Vinicius de Freitas Paz

Dissertação para Obtenção do Título de Mestre
em Engenharia

Porto Alegre
2016

de Freitas Paz, Vinicius
ESTUDO E CARACTERIZAÇÃO METALOGRÁFICA DA
RESISTÊNCIA AO DESGASTE EM AÇOS FERRAMENTA
SINTERIZADOS, TEMPERADOS A VÁCUO, UTILIZADOS EM
MATRIZES DE ESTAMPAGEM / Vinicius de Freitas Paz. --
2016.
85 f.

Orientador: Afonso Reguly.

Dissertação (Mestrado) -- Universidade Federal do
Rio Grande do Sul, Escola de Engenharia, Programa de
Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de
Materiais, Porto Alegre, BR-RS, 2016.

1. Desgaste . 2. Tratamento Térmico. 3. Aços
Ferramenta Sinterizado. I. Reguly, Afonso, orient.
II. Título.

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia

Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais

PPGE3M

**ESTUDO E CARACTERIZAÇÃO METALOGRÁFICA DA RESISTÊNCIA AO
DESGASTE EM AÇOS FERRAMENTA SINTERIZADOS, TEMPERADOS A
VÁCUO, UTILIZADOS EM MATRIZES DE ESTAMPAGEM**

Vinicius de Freitas Paz
Engenheiro Metalúrgico

Trabalho realizado no Departamento de Metalurgia da Escola de Engenharia da UFRGS, dentro do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M, como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Engenharia.

Área de Concentração: Ciência e Tecnologia dos Materiais

Porto Alegre
2016

Esta dissertação foi julgada adequada para obtenção do título de Mestre em Engenharia, área de concentração em Ciência e Tecnologia dos Materiais, e aprovada em sua forma final pelo orientador e pela Banca Examinadora do Programa de Pós-Graduação.

Orientador: Prof. Dr. Afonso Reguly

Banca Examinadora:

Prof. Dr. André Ronaldo Froehlich (UNISINOS)

Prof. Dr. Ney Francisco Ferreira (DEMEC/UFRGS)

Dr. Marcio Levi Kramer de Macedo (LAMEF/UFRGS)

Prof. Dr. Carlos Perez Bergmann
Coordenador do PPGE3M

“Único lugar onde o sucesso vem antes do trabalho é no dicionário”

Albert Einstein

AGRADECIMENTOS

Aos Professores Dr. Afonso Reguly e Dr. Telmo Stroahecker (*in memoriam*) pelo incentivo acadêmico ao desenvolvimento do trabalho.

Ao Laboratório de Metalurgia Física-LAMEF UFRGS pela realização do trabalho acadêmico junto a estrutura e suporte que o Laboratório propicia aos seus alunos.

Ao Laboratório de Materiais Cerâmicos LACER da UFRGS, Prof. Dr. Carlos Perez Bergman, ao Doutorando Eng. de Materiais Matheus Costa e aos Bolsistas Graduandos Rafaela e Alexandre, pelo apoio na realização dos ensaios tribológicos no LACER.

A Coordenação Técnica e Direção Técnica da Tramontina S.A, pela oportunidade e apoio na realização do trabalho dentro da empresa.

Ao gerente técnico da Bohler-Uddeholm de Caxias do Sul/RS, Eng. André Slaviero, pelo fornecimento dos aços ferramenta para realização do experimental.

Ao colega e eng. Metalúrgico Samyr Ismail pelo suporte técnico no tratamento térmico a vácuo dos materiais do trabalho realizado. Aos colegas Jair Belebani, Ari Seitenfus, Geici Riva pelo suporte técnico na confecção dos corpos de prova.

Aos amigos e colegas da Universidade Mestrando eng. Bill Paiva e eng. Msc. Vagner Machado pelo apoio nos ensaios mecânicos junto ao Grupo de Ensaios Mecânicos GEM do LAMEF. Ao colega e Mestrando Douglas Martinazzi pelo apoio nas análises macrográficas junto ao GAF-Grupo de análise de falhas do LAMEF.

A minha esposa Lisiane Trevisan por sempre me incentivar e apoiar academicamente e pessoalmente, mesmo nas horas mais difíceis em toda a minha vida.

A minha filha Rafaella Trevisan Paz, por nos ensinar desde seu nascimento que é preciso sempre acreditar na vida.

Aos meus Pais, por terem me ensinado que o somente a dedicação, perseverança e o trabalho, podem se transformar em sucesso.

À Deus Pai, pela oportunidade de estar vivenciando este trabalho junto à Universidade.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	8
LISTA DE TABELAS	12
LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS	13
1.0 RESUMO	15
2.0 ABSTRACT	16
3.0 INTRODUÇÃO.....	17
4.0 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	19
4.1 Aços Ferramentas	19
4.1.1 Obtenção dos Aços Ferramenta.....	19
4.2 Classificação dos aços ferramenta	22
4.3 Tratamento Térmico dos Aços Ferramentas	23
4.3.1 Austenitização dos aços ferramenta	25
4.3.2 Têmpera e Transformação martensítica	26
4.3.3 Processo de Têmpera a Vácuo.....	27
4.4 Formação de Fase em Aços Ferramenta	29
4.5 Tribologia e Desgaste	32
4.5.1 Desgaste Abrasivo	34
4.5.2 Desgaste Adesivo	35
4.6 Fatores metalúrgicos na resistência ao desgaste	38
4.7 Fatores tribológicos na resistência ao desgaste.....	42
5.0 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	45
5.1.1 Tratamento térmico a vácuo	47
5.1.2 Caracterização metalográfica dos aços sinterizados.....	49
5.1.3 Ensaio de macrodureza e microdureza	49
5.1.4 Ensaio de Impacto Charpy.....	50
5.1.5 Ensaio de rugosidade	50
5.1.6 Ensaio de desgaste	51
6.0 RESULTADOS E DISCUSSões.....	55
6.1 Composição química dos aços ferramenta estudados.....	55

6.2	Ensaio de dureza e Tratamento térmico.....	55
6.3	Caracterização microestrutural – Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)	58
6.4	Ensaio de Impacto Charpy	64
6.5	Ensaio de rugosidade	65
6.6	Ensaio de desgaste	65
6.7	Caracterização superficial do desgaste – Microscopia eletrônica de varredura (MEV) 70	
6.8	Microanálise por EDS.....	71
7.0	CONCLUSÕES	75
8.0	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	77
9.0	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	78

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1 Processo de fabricação de aços por metalurgia do pó, sintetizando as etapas do processo de fabricação.....	21
Figura 3.2 Processo de <i>eletroslag remelting</i> ESR para aços ferramenta.....	22
Figura 3.3 Tratamento térmico com uso de alívio de tensões.	24
Figura 3.4 Etapas do processo de têmpera e revenimentos subsequentes.	25
Figura 3.5 Esquema da transformação martensítica ocorrida em material metálico.....	27
Figura 3.6 Corte longitudinal de um forno a vácuo horizontal, destacando seus componentes internos do como a câmara de aquecimento e o sistema de resfriamento superior.	28
Figura 3.7 Curva de resfriamento para um tubo em aço SAE 4130 com diâmetro 31.7 mm e espessura de 1.6 mm, temperado em óleo, gás sob pressão e normalizado.....	29
Figura 3.8 Dureza em <i>Vickers</i> (HV) para as principais fases formadas nos aços HSS.....	31
Figura 3.9 Micrografia de dois aços ferramenta sinterizados em MEV – modo secundário. (a) Matriz do aço Vanadis® 10 (os carbonetos MC estão em preto enquanto os M_7C_3 aparecem em tom de cinza. (b) microestrutura do aço Vancron® 40. Os carbonetos M_6C aparecem em branco, enquanto os M (C,N) são revelados na cor preta.....	32
Figura 3.10 Classificação dos modos de desgaste.....	34
Figura 3.11 Desenho dos processos de desgaste abrasivo por deformação plástica e seus possíveis modos de deformação, por arraste (a), microfadiga (b), formação em cunha (c), microtrinca (d) e corte (e).....	35
Figura 3.12 Sistema de movimentação evidenciando o desgaste adesivo entre superfícies. ...	36
Figura 3.13 Mecanismos de desenvolvimentos de óxidos, em presença de partículas de segunda fase, como carbonetos. (a) Partículas envoltas por formação de óxidos, (b) partículas arrastadas pelos óxidos, se fragmentando e formando partículas de desgaste tipo “Debris”...	37
Figura 3.14 Exemplo de desenvolvimento de óxidos com a presença de partículas duras de segunda fase, como carbonetos, com tamanho maior do que a espessura crítica dos óxidos. (a) Óxidos se formam (b) partículas duras não são influenciadas pela quebra dos óxidos.	38
Figura 3.15 Propriedades metalúrgicas que afetam o desgaste entre superfícies.....	39
Figura 3.16 Influência dos tipos de carbonetos na resistência a abrasão relativa de aços rápidos e baixo carbono temperados e revenidos.	40

Figura 3.17 Ensaio de desgaste em aço rápido com alto carbono e teores de vanádio entre 8 e 9%, comparativamente a um aço HiCr alto teor de carbono 3,08% e 18,9% de cromo.....	41
Figura 3.18 Superfícies em MEV dos aços AISI D2 (a) e MP (b) após ensaio de desgaste por deslizamento em 60 mm de deslocamento, com carga normal aplicada de 50N, 100N, 250N e 500N.	43
Figura 3.19 Teste de desgaste por deslizamento com aço ferramenta sinterizado Vanadis® 4 sem revestimento, revestido com TiN, TiB ₂ , TaC e WC/C sem polimento (a) e com polimento (b). Observa-se uma redução de material depositado sobre a área de contato, após o polimento das superfícies.	44
Figura 4.1 Fluxograma da etapa experimental.	46
Figura 4.2 Forno a vácuo de tratamento térmico de têmpera e revenimento TAV H5 utilizado no experimental.	47
Figura 4.3 Dispositivo de carregamento dos corpos de prova até o interior do forno a vácuo para iniciar os ciclos de tratamento térmico.	48
Figura 4.4 Representação esquemática das dimensões para o corpo de prova Charpy sem entalhe, conforme a especificação do anexo B925 da norma ASTM E23-12c	50
Figura 4.5 Sistema para o ensaio de desgaste Pino e disco.	51
Figura 4.6 Imagem do tribômetro CSM Instruments, utilizado nos ensaios tribológicos de desgaste Pino e disco.	52
Figura 4.7 Detalhe da célula de ensaio de desgaste com aplicação da carga no corpo de prova através do Pino de ensaio com a esfera de alumina.....	52
Figura 6.1 Resultados do ensaio de dureza em Rockwell C dos aços sinterizados e convencional após o tratamento térmico de têmpera e revenimento.....	56
Figura 6.2 Curva de aquecimento para austenitização, austenitização para solubilização, e resfriamento em forno a Vácuo para os aços Vanadis® 4, Vanadis® 10 e Vancron® 40.....	57
Figura 6.3 Curva de aquecimento, austenitização e resfriamento sob nitrogênio gasoso (N ₂) em forno a Vácuo para o aço DIN 1.2767 convencional.....	58
Figura 6.4 Curva de aquecimento, austenitização e resfriamento sob nitrogênio gasoso (N ₂) em forno a Vácuo para o aço BOHLER S390 sinterizado.	58
Figura 6.5 Micrografia em MEV do aço DIN 1.2767, mostrando a microestrutura formada por martensita revenida, após 3 ciclos de revenimento.	59
Figura 6.6 Micrografia em MEV do aço ferramenta BOHLER S390, mostrando martensita revenida e carbonetos de elementos de liga dispersos na matriz.....	59

Figura 6.7 Micrografia do aço BOHLER S390 evidenciando o campo de microanálise por EDS nos carbonetos formados na microestrutura.	60
Figura 6.8 Micrografia em MEV do aço ferramenta Vanadis® 4 mostrando martensita revenida e carbonetos de elementos de liga finamente dispersos na matriz.....	61
Figura 6.9 Micrografia do aço Vanadis® 4 evidenciando o campo de microanálise por EDS nos carbonetos formados na microestrutura.	61
Figura 6.10 Micrografia em MEV do aço ferramenta Vanadis 10 mostrando martensita revenida e carbonetos de elementos de liga finamente dispersos na matriz.....	62
Figura 6.11 Micrografia do aço Vanadis® 10 evidenciando o campo de microanálise por EDS nos carbonetos formados na microestrutura.	62
Figura 6.12 Micrografia em MEV do aço Vancron® 40 mostrando martensita revenida e carbonetos de elementos de liga finamente dispersos e distribuídos na matriz. Ataque: Nital 3%.....	63
Figura 6.13 Micrografia do aço Vancron® 40 evidenciando o campo de microanálise por EDS nos carbonetos formados na microestrutura.	64
Figura 6.14 Resultados médios do parâmetro de desgaste (W) para os aços, ensaiados na condição polida e retificada.	67
Figura 6.15 Exemplo de macrografia da superfície de desgaste em um plano 3D gerado em software em microscópio automatizado LEICA DM 2700 M – Amostra do aço BOHLER S390. Aumento: 200X.	68
Figura 6.16 Micrografias das trilhas na superfície de desgaste medidas em microscópio Óptico automatizado.....	69
Figura 6.17 Micrografia da superfície de desgaste do aço DIN 1.2767 obtida em MEV, evidenciando o padrão de desgaste da trilha após ensaio, relativo ao acabamento polido (a) e retificado (b).	70
Figura 6.18 Micrografia do aço BOHLER S390 obtida em MEV, evidenciando o perfil da trilha de desgaste no acabamento polido.	70
Figura 6.19 Micrografia da superfície de desgaste do aço DIN 1.2767 na condição retificado obtida em MEV (a), evidenciando o as regiões de análise por EDS no aço DIN 1.2767 na condição retificado (b).....	71
Figura 6.20 Resultados da análise por EDS do aço DIN 1.2767 obtida em MEV, mostrando a composição química da região do espectro 10 e 11.	72
Figura 6.21 Resultados da análise por EDS do aço DIN 1.2767 obtida em MEV, usando o recurso do Mapping.....	72

Figura 6.22 Mapeamento da composição química via EDS para os diferentes elementos indicados. A região da qual este mapa de composição foi obtido é apresentado na Figura 6.22.	73
Figura 6.23 Micrografia do aço BOHLER S390 em MEV, mostrando a região de microanálise por EDS.	73
Figura 6.24 Resultados da análise por EDS do aço BOHLER S390 obtida em MEV, mostrando a composição química da região do espectro de composição química.	74

LISTA DE TABELAS

Tabela 4.1 Classificação simplificada dos aços ferramentas.....	23
Tabela 4.2 Temperatura de austenitização.	26
Tabela 5.1 Referência de temperaturas de austenitização para cada tipo de aço sinterizado e convencional.....	48
Tabela 5.2 Parâmetros utilizados no ensaio de desgaste.	52
Tabela 6.1 Composição química das qualidades de aço estudadas.	55
Tabela 6.2 Resultados médios do ensaio de impacto, para os aços ferramenta ensaiados, temperados e revenidos.	65
Tabela 6.3 Resultados de rugosidade superficial – parâmetro Ra (μm), para as amostras ensaiadas.	65
Tabela 6.4 Resultados obtidos de volume desgastado para os aços estudados.	66

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

AISI	<i>American Iron and Steel Institute;</i>
AOD	<i>ArgonOxygenDescarburization</i>
ASM	American Society for Metals
ASTM	American Society for Testing and Materials ;
CFC	Cúbico de face centrada;
D	Espessura da trilha;
dW/dt	Taxa de desgaste
EDS	Espectroscopia por dispersão de energia
ESR	<i>Eletroslag remelting;</i>
FEA	Forno Elétrico a Arco
F _n	Força de Ensaio;
GAF	Grupo de Análise de Falhas do LAMEF;
GAP	<i>Gás atomization process;</i>
GEM	Grupo de Ensaio Mecânicos do LAMEF;
H	Dureza do material
HIP	Hot Isostatic Pressure;
HSS	High speed Steel;
K	Coeficiente de desgaste
L	Distância percorrida no ensaio;
LAMEF	Laboratório de Metalurgia Física da UFRGS;
MP	Metalurgia do Pó;
MEV	Microscópio eletrônico de Varredura
N	Unidade de Newton
N ₂	Nitrogênio gasoso;
NBR	Norma da Associação Brasileira de Normas Técnicas;
P	Força normal exercida no ensaio
R	Raio da esfera ensaiada;
R	Raio da trilha;

T	Tempo de ensaio
TCC	Tetragonal de corpo centrado;
V	Volume desgastado da trilha;
VD	<i>Desgaseificação a Vácuo;</i>
VOD	<i>Vacuum Oxygen Descarburization;</i>
W	<i>Parâmetro de Desgaste</i>

1.0 RESUMO

A utilização de aços ferramenta fabricados com tecnologia da metalurgia do pó, bem como seu uso em aplicações que requerem resistência ao desgaste dos materiais em conformação mecânica de ligas, tem sido alvo de estudo e desenvolvimento pela indústria metalmeccânica. Através dessa motivação o principal objetivo do trabalho é caracterizar os mecanismos de desgaste em aços ferramenta produzidos por metalurgia do pó (M/P), utilizados em matrizes de estampagem a frio, relacionando a resistência ao desgaste com a microestrutura temperada e revenida dos aços, tratados pelo processo de têmpera a vácuo. Para tanto, foram realizados experimentos utilizando um Forno a vácuo com capacidade de resfriamento de 12 bar, para realizar o processo de tratamento térmico de têmpera e revenimento em amostras dos aços DIN 1.2767, Vanadis® 4, Vanadis® 10, BOHLER S390 e Vancron® 40. As amostras dos aços foram submetidas a ensaios tribológicos para quantificar a resistência ao desgaste em 20N; ensaio de impacto Charpy, ensaio de dureza e a caracterização microestrutural em MEV. Os principais resultados mostraram que o parâmetro de desgaste (W) mostrou melhor desempenho para o aço S390 V, e pior desempenho para os aço DIN 1.2767 nos diferentes acabamentos ensaiados retificados e polidos. Os resultados de caracterização superficial em MEV mostraram o perfil de desgaste da trilha dos aços com melhor e pior desempenho e quais possíveis depósitos superficiais nos materiais após ensaio. As conclusões prévias mostraram menor parâmetro (W) de desgaste para o aço ferramenta BOHLER S390 entre os materiais e maior (W) para o aço DIN 1.2767 nas condições de acabamento ensaiadas.

Palavras chave: Aços ferramenta, metalurgia do pó, desgaste, têmpera a vácuo.

2.0 ABSTRACT

The use of tool steel fabricated with powder metallurgy technology, as well as its use in applications that require resistance to the wear of materials in mechanical alloying, has been studied and developed by the metalworking industry. Through this motivation the main objective of the work is to characterize the wear mechanisms in powder metallurgy (M / P) tool steel used in cold stamping dies, relating the wear resistance with the tempered and annealed microstructure of the steels, Treated by the vacuum quenching process. For this, experiments were carried out using a vacuum furnace with a cooling capacity of 12 bar to perform the tempering and tempering process in samples of DIN 1.2767, Vanadis® 4, Vanadis® 10, BOHLER S390 and Vancron® 40 steels. Samples Of the steels were subjected to tribological tests to quantify the wear resistance in 20N, Charpy impact test, hardness test and microstructural characterization in SEM. The main results showed that the wear parameter W showed better performance for S390 V steel, and worse performance for DIN 1.2767 steel in the different honed and polished tested finishes. The results of surface characterization in SEM showed the wear profile of the track of the steels with better and worse performance and what possible surface deposits in the materials after the test. The previous conclusions showed lower wear parameter W for tool steel BOHLER S390 between materials and higher W for steel DIN 1.2767 in the finishing conditions tested.

Key words: Tool Steels, powder metallurgy, wear, vacuum heat treatment.

3.0 INTRODUÇÃO

A utilização de aços ferramenta com tecnologias modernas de fabricação por metalurgia do pó, bem como uso de técnicas de tratamento térmico ambientalmente corretas como o vácuo, tem sido amplamente implementados pela indústria no início do século XXI.

Conforme dados apresentados pela *World Steel Association*, a produção mundial de aço bruto em 2015 foi estimada em 1,6 bilhões de toneladas de aço. Os valores apresentados incluem aços carbono, aços inoxidáveis e aços ferramenta. Não há dados numéricos relativos à produção de aços ferramenta exclusivamente (WORLD STEEL ASSOCIATION - WSA 2016).

Os aços ferramenta em geral, são usados em aplicações para dar forma outros materiais e são projetados para terem elevada dureza e durabilidade submetidos a condições severas de serviço, normalmente situações que requerem resistência ao desgaste e elevada tenacidade nas aplicações (ROBERTS, 1980).

O uso desses aços ferramenta obtidos por metalurgia do pó e tratados termicamente a vácuo, permite controles precisos de aquecimento até a austenitização e da etapa de resfriamento dos aços, tendo como resultado final menores distorções nas peças, obtendo-se materiais temperados na máxima dureza e com menores deformações dimensionais após o tratamento térmico de tempera (VENDRAMIM, 2013).

O tratamento térmico a vácuo permite hoje a têmpera de aços ferramenta em atmosferas com o uso de gases inertes como Ar, He e N₂ para o resfriamento, sem formação de carepas e óxidos após o processo, minimizando os efeitos da descarbonetação que ocorrem em processos usuais com tempera em óleo e banho de sal, além das vantagens ambientais de ser um processo limpo como não gerar gases ou passivos nocivos ao meio ambiente. Isso representa para as indústrias atualmente condições técnicas para certificações ambientais como a norma ISO 14000 um importante requisito para exigências como selo ambiental, que alguns mercados como o europeu exigem (PUGLIA, 1985) (PAVLICKOVA, 2003).

Uma das motivações deste trabalho é avaliar e compreender os mecanismos de desgaste de aços ferramenta sinterizados, tratados termicamente sob vácuo, que atualmente são amplamente usados nas indústrias em processos de transformação mecânica de outros

materiais, como ligas de aços inoxidáveis, ligas de aço carbono e ligas de alumínio. É de comum conhecimento que os processos de desgaste são amplamente estudados desde o início do século XX, e são de grande importância os estudos sobre os fenômenos de desgaste, uma vez que este processo representa um custo de manutenção de ferramentas de conformação elevados, *setup* de processo, paradas não programadas na produção, onerando assim a competitividade de processos industriais de fabricação mecânica como conformação, corte e dobra, estampagem à frio, forjamento, furação, dentre outros processos metalúrgicos de conformação que envolve mecanismos de desgaste (BOTH, 2011).

Com base nisso, o principal objetivo desse trabalho será avaliar a resistência ao desgaste dos aços ferramenta produzidos por metalurgia do pó, temperados em forno a vácuo.

Para isso serão usados aços ferramentas S390V, Vanadis® 10®, Vanadis® 4® e Vancron® 40® obtidos pela tecnologia da metalurgia do pó e usados em matrizes de estampagem a frio de aços inoxidáveis ferríticos e não temperáveis, comparando-os com o aço e DIN 1.2767 produzido por rota convencional. Os materiais serão temperados sob vácuo e com triplo revenido conforme especificação técnica de cada fabricante. Após, serão realizados ensaios de desgaste, ensaio de Charpy instrumentado e caracterização metalográfica em MEV, para avaliação da resistência ao desgaste dos materiais, rugosidade superficial, resistência ao impacto e caracterização Metalográfica, quanto a superfície de desgaste dos aços ferramenta respectivamente.

Os aços especificados para o trabalho são fabricados pelo processo de metalurgia do pó, exceto o aço DIN 1.2767, o que fornece ao material maior resistência ao desgaste, tenacidade, homogeneidade, além de menor anisotropia das propriedades mecânicas do aço em função do processo de solidificação por gás atomizado.

As ligas possuem composição química distintas, em função da sua aplicação e processo de obtenção siderúrgico das mesmas. Normalmente, são utilizadas para operações de conformação mecânica a frio, como processos de estampagem de chapas de aço inoxidáveis ferríticos, alumínio e titânio.

4.0 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Nesse capítulo será apresentada a revisão da literatura dos principais processos de fabricação de aços ferramenta atualmente adotados em processos siderúrgicos de fabricação, bem como a classificação e aplicações dos principais grupos de aços ferramenta e o processo de tratamento térmico a vácuo adotado neste trabalho.

4.1 Aços Ferramentas

Os aços ferramenta são uma classe de aços com alta qualidade, de composição química e propriedades diferenciadas em relação aos aços carbono comuns ou baixa liga, comercialmente existentes. Normalmente esses aços são usados na fabricação de ferramentas que trabalham com corte, estampagem, extrusão, forjamento e injeção de ligas não-ferrosas e materiais poliméricos, ou seja, em operações que processam aços e materiais com dureza inferior (ASM, 1999).

A complexidade dos aços ferramenta inicia na sua obtenção, principalmente em função da quantidade de elementos de liga utilizados como tungstênio, molibdênio, cromo, vanádio e cobalto, que requerem um controle preciso no processo siderúrgico de obtenção do aço, com o objetivo de se atingir os teores corretos de liga, bem como minimizar ao máximo os teores de impurezas no material, dentro dos limites especificados em normas (ROBERTS, 1980).

4.1.1 Obtenção dos Aços Ferramenta

Inicialmente, no processo siderúrgico, os aços ferramenta são fundidos primeiramente em forno elétrico a arco (FEA) a partir de sucatas de aços. Este ainda é o principal processo de obtenção de aços ferramenta no mundo. Após a fusão ainda passa por operações de refino secundário, como processo VD (desgaseificação a vácuo), AOD (*Argon Oxygen Descarburization*), VOD (*Vacuum Oxygen Descarburization*) e fornos panela. O processo é dividido normalmente em dois estágios, o primeiro estágio consiste na fusão da liga metálica em forno FEA e refino primário do banho líquido. A segunda etapa consiste na transferência do metal líquido do FEA para o forno panela, onde ocorre o processo de refino secundário do

metal líquido, através dos processos de VD e VOD na aciaria. Posteriormente ao refino secundário e ajuste da composição química, o aço é conduzido a um processo de lingotamento contínuo ou de lingotamento convencional, para obtenção de placas ou perfis após a solidificação do aço refinado (TOTTEN, 2006).

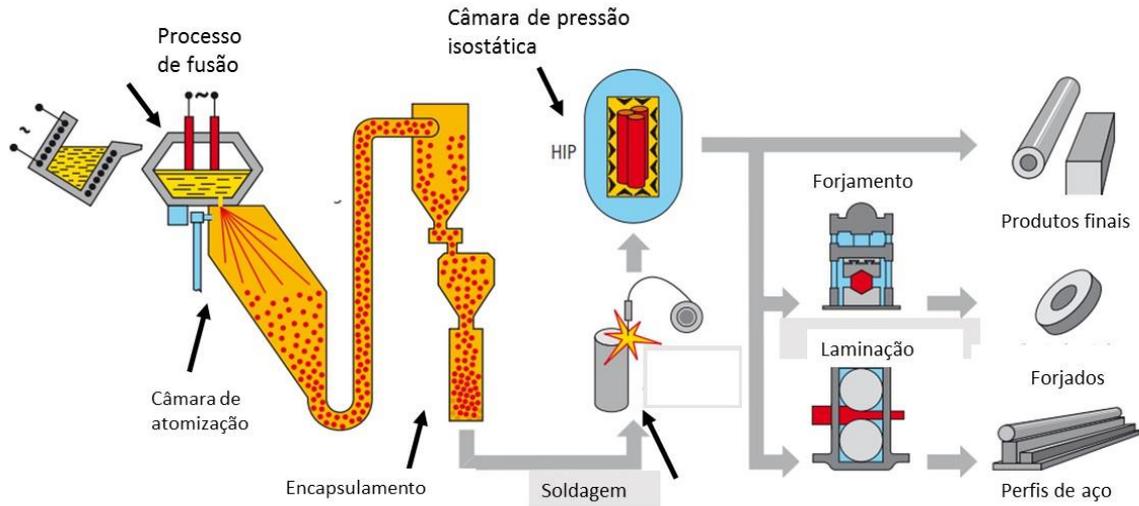
Os aços ferramenta podem ser obtidos por lingotamento convencional ou contínuo. Em ambos os processos, em função da velocidade de solidificação, os elementos de liga tendem a criar segregações durante esta etapa, onde produzem formação dos carbonetos de elementos de liga de elevada dureza. Estes acabam formando uma rede carbonetos duros e grosseiros na microestrutura do aço, mesmo após a laminação, o que pode ser minimizado por outros processos metalúrgicos após a solidificação (ASM, 1992).

A partir do final século XX, começam a serem desenvolvidas outras técnicas de fabricação de aços ferramenta no mundo. Em meados de 1970 tem-se o início de produções experimentais de aços ferramenta através do processo de atomização por gás (GAP), e em 1985 tem-se o desenvolvimento de novas ligas comerciais produzidas pela metalurgia do pó. Neste processo o aço é resfriado muito rapidamente, suprimindo as segregações produzidas pelo método convencional. Inicialmente, o aço fundido é vazado dentro de uma câmara atomizadora com alta pressão de N₂, fazendo com que pequenas partículas de aço se solidifiquem rapidamente. Essas pequenas partículas em formato esférico são armazenadas em recipientes, injetadas em matriz com a geometria desejada e passam por um processo de compactação a altas temperaturas (HIP) - *Hot Isostatic Pressure*, até 1100°C e sob pressões de 100 MPa onde, as partículas do metal são sinterizadas e densificadas, dando a forma final ao aço sinterizado (JUNIOR, 2005).

O processo de metalurgia do pó para fabricação de aços ferramenta, proporciona menor segregação dos elementos de liga no aço ferramenta, em função da rápida solidificação em formato de microesferas de aço durante o processo de atomização. Como vantagens, temos uma microestrutura homogênea e mais limpa, livre de inclusões, comparativamente ao processo convencional de obtenção de aços ferramenta (ARSLAN, 2011).

A Figura 3.1 mostra as etapas de fabricação do processo de metalurgia do pó GAP (*Gás atomization process*), desde a etapa de fusão, atomização, encapsulamento, HIP e processos posteriores de laminação ou forjamento do aço.

Figura 4.1 Processo de fabricação de aços por metalurgia do pó, sintetizando as etapas do processo de fabricação.



Fonte: www.bohler-edelstahl.com

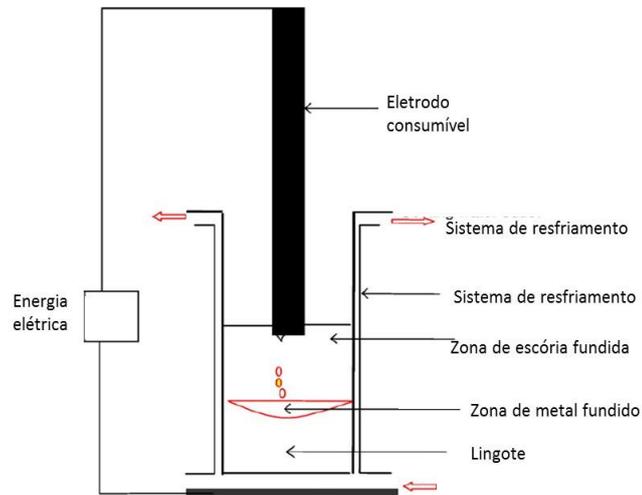
Os aços sinterizados também passam por refinamentos secundários para aumentar ainda a qualidade final da microestrutura do material. Métodos como ESR (*Eletro-Slag Remelting*) e VAR são extensivamente usados na P/M.

No processo de ESR - refusão por eletro-escória, o aço é refundido em um molde de cobre refrigerado através do contato de um eletrodo com diferença de potencial sobre a escória. Por condução a escória funde a região logo abaixo do aço que está em contato, conforme demonstrado na Figura 3.2. A camada fundida é bastante reduzida e se solidifica a uma taxa muito elevada, minimizando o efeito da segregação na solidificação e resultando em uma microestrutura mais homogênea, tamanho de grão menor e uniforme e com menores gradientes de segregação nos lingotes (DANG-SHEN, 2009).

Esse processo de refino secundário é usado na metalurgia dos aços ferramentais P/M devido à eficiência na redução de inclusões não-metálicas, gases aprisionados e segregações, aumentando a homogeneidade microestrutural dos aços bem como melhora as propriedades mecânicas e da resistência ao desgaste (MITCHELL, 2005) (MATTAR, 2007).

Outro processo utilizado pelas siderúrgicas é o VAR - *Vacuum arc remelting*, onde um arco elétrico sob alto vácuo é aplicado no banho de escória que refunde a pequena camada de aço abaixo rapidamente. Quimicamente há poucas mudanças do processo de ESR para VAR. Não há forte efeito redutor do banho líquido de aço, porém elementos como O_2 e N_2 e elementos voláteis são removidos facilmente. O processo de VAR possui um custo razoável e somente é usado em aplicações específicas de aços ferramenta (JUNIOR, 2005).

Figura 4.2 Processo de *eletroslag remelting* ESR para aços ferramenta.



Fonte: Adaptado de MATTAR (2007).

Outros processos de obtenção de aços ferramenta por metalurgia do pó, como os processos WAP- *water gás atomization*, que é uma variação do processo GAP somente utilizando água no resfriamento, processos *Spray-forming* ou Osprey também são utilizados, mas em menor escala, produzindo aços com microestruturas similares ao processo de atomização por gás GAP, porém com tamanho de carbonetos maiores em relação ao mesmo.

Em resumo, o uso da tecnologia denominada Metalurgia do Pó, produz aços mais limpos, com melhores propriedades mecânicas como tenacidade, dureza, resistência ao desgaste, resistência ao revenimento em altas temperaturas, além de melhor desempenho nos processos de usinagem (PAVLICKOVA, 2003).

4.2 Classificação dos aços ferramenta

Os aços ferramenta convencionais podem ser classificados de acordo com a AISI- *American Iron and Steel Institute* em função de suas aplicações comerciais mais comuns no mercado. Algumas aplicações são genéricas, podendo o aço ferramenta ser usado em outra aplicação de forma eficiente. A Tabela 4.1 mostra a classificação de aços ferramentas mais comuns do mercado (MACIEL, 2004).

Tabela 4.1 Classificação simplificada dos aços ferramentas.

Classe AISI	Definição	Classes mais comuns	Aplicações comuns
W	Temperáveis em água (water)	W2, W 360, W390	Matrizes de cunhagem.
S	Resistentes ao choque (shock resistant)	S1, S2, S3, S6, S7	Facas para corte de chapas grossas a frio, celulose
P	Aços para moldes plásticos (plastic moulds)	P-20, P420, P50	Aço para fabricação de moldes.
H	Aços para trabalho á quente (hot working)	H11, H12, H13, H20	Matrizes para trabalho á quente:Forjamento de aço ou injeção de não-ferrosos
D	Aços para trabalho à frio alto Cr (Die steel)	D2, D3, D5, D6, D7	Conformação mecânica de aços á frio e corte.
O	Aços temperáveis ao óleo. (oil hardening)	O1, O2, O3, O6	Ferramentas de corte e dobra de chapas.
A	Aços temperáveis ao ar. (air hardening)	A1, A2, A3, A6	Conformação de chapas, corte e repuxo.

Fonte: Adaptado de MACIEL (2004).

Os aços ferramentas produzidos por metalurgia do pó não estão citados na Tabela 4.1, pois a maioria dos aços são patenteados de acordo com o processo de fabricação e as especificações exclusivas dos fabricantes para cada um deles. Sua classificação é realizada por similaridade entre composição química e aplicações a serem submetidas, como classe aços rápido , aços para trabalho a frio- *cold work*, aços para trabalho a quente- *hot work steel*, aços para moldes de injeção, ligas para mercado aeroespacial, automotivo e aplicações especiais, além de aplicações em energia, óleo e gás (www.bohler-edelstahl.com acesso em 28/05/2014).

4.3 Tratamento Térmico dos Aços Ferramentas

As operações de tratamentos térmicos são necessárias para atender os requisitos de dureza de projeto, tenacidade e outras propriedades requeridas dos aços ferramenta (ASM,1987).

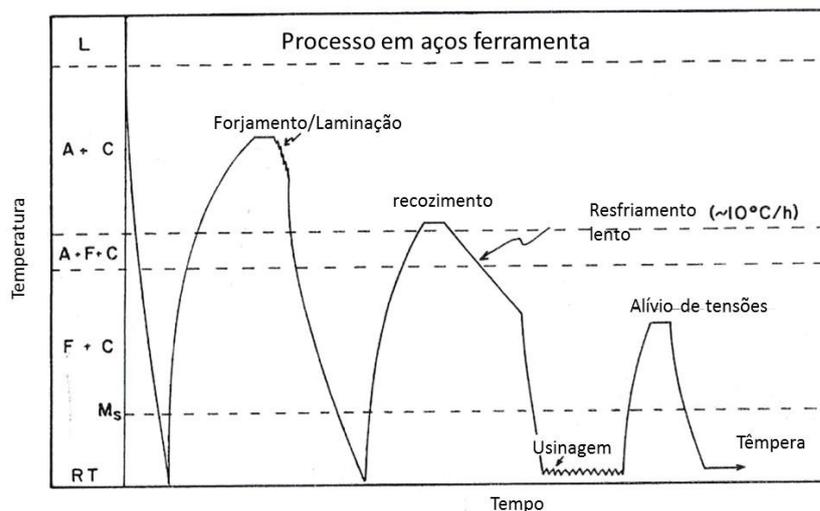
Como as aplicações dos aços ferramenta para trabalho a frio deve-se, na sua grande maioria, a confecção de matrizes e ferramentas de corte que serão utilizadas em processos de conformação de materiais, a usinagem é uma etapa fundamental. Em função disso,

normalmente os aços ferramenta são fornecidos para a indústria no estado recozido e com uma microestrutura tendendo à esferoidizada, com dureza máxima estimada em 300 HB, para facilitar o processo de usinagem inicial e os processos de acabamento subsequentes, por exemplo (www.heattech.com.br acesso em 08/04/2012).

Anteriormente aos processos de endurecimento do aço e posteriormente aos processos mecânicos de usinagem são realizados tratamentos de alívio de tensões nos aços ferramenta. Os tratamentos para alívio de tensões residuais são bastante comuns após as operações de usinagem e retifica, bem como após operações de eletro erosão.

A Figura 3.3 mostra o uso dos tratamentos de alívio de tensões nos aços ferramenta, partindo do aço no estado líquido, a etapa de solidificação até a temperatura ambiente, posteriormente os processos de forjamento, recozimento e usinagem do material processado em rota usual de aciaria.

Figura 4.3 Tratamento térmico com uso de alívio de tensões.



Fonte: Adaptado de KRAUSS (1990).

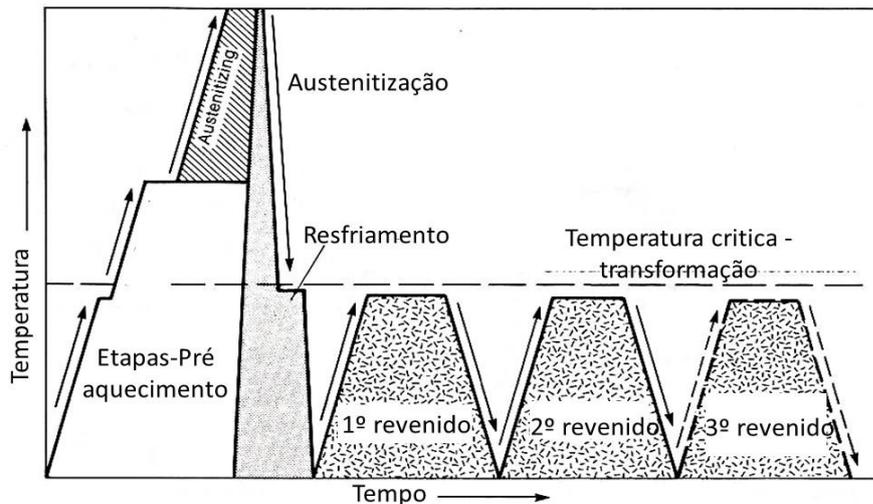
Conforme a figura 3.3, a temperatura de utilização para alívio de tensões está abaixo da temperatura de austenitização do material, com frequência após processos de usinagem é realizado em uma temperatura 50°C inferior a temperatura do último revenimento executado. Normalmente as temperaturas para o tratamento de alívio de tensões situam-se normalmente entre 600°C e 750°C para aços rápidos, para aços para trabalho a frio entre 500°C e 600°C porém, dependendo da dureza final do componente pode-se utilizar 50 °C inferior a última temperatura do revenido (ROBERTS, 1997) e (www.villares.com.br, acesso em 04/05/2014).

4.3.1 Austenitização dos aços ferramenta

A austenitização é uma das etapas de aquecimento mais críticas do processo de tratamento térmico. Se as temperaturas de austenitização forem excessivamente altas ou se o tempo de forno for muito longo isso pode resultar em excesso de distorções e empenamento, crescimento anormal de grão, diminuição da ductilidade e diminuição da resistência mecânica (ASM, 1987).

O tratamento térmico de austenitização permite a dissolução dos elementos de liga e os carbonetos na matriz austenítica. Nesta etapa, proporção entre matriz e carbonetos depende da composição química, do volume de fração e dos carbonetos retidos (KRAUSS, 1990). A Figura 3.4 mostra uma curva temperatura versus tempo com as etapas de pré-aquecimento, austenitização, posterior resfriamento na têmpera e as três etapas de revenimento subsequentes.

Figura 4.4 Etapas do processo de têmpera e revenimentos subsequentes.



Fonte: Adaptado de ROBERTS (1990).

A austenitização para têmpera parte de uma microestrutura esferoidizada com carbonetos e ferrita até a temperatura adequada para austenitização. As temperaturas de austenitização são normalmente estabelecidas de acordo com cada fabricante, mas uma consideração importante é que a austenitização para têmpera deve sempre ser acompanhada por um pré-aquecimento durante os patamares de austenitização em forno, para se evitar gradientes térmicos entre a superfície e núcleo dos aços e consequentemente acúmulo de tensões residuais (ROBERTS, 1990).

A tabela 4.2 demonstra a temperatura de austenitização recomendada para alguns aços ferramenta para trabalho a frio na execução do aquecimento para austenitização.

Tabela 4.2 Temperatura de austenitização.

Material	AISI	Temperatura de Austenitização Recomendada
VF 800	-	1020 – 1040°C
VD2	D2	1010 – 1030°C
VC131	D6	950 – 970°C
VND	O1	790 – 820°C
VW3	S1	910 – 940°C
Vanadis® 4	-	940 – 1150°C
Vanadis® 10	-	1020 – 1100°C
BOHLER S390®	-	1150 – 1230°C
Vancron® 40	-	1000 – 1100°C
DIN 1.2767	6F3	840 – 870°C

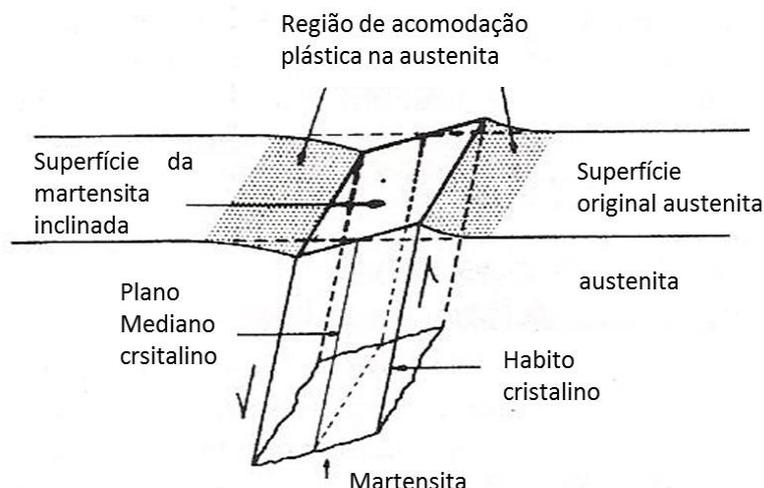
Fonte: Adaptado de www.villaresmetals.com.br, www.bohler-edelstahl.com_english_files, www.uddeholm.com_files, www.schmolz-bickenbach.com.br.

4.3.2 Têmpera e Transformação martensítica

O tratamento térmico de têmpera consiste no aquecimento do aço ferramenta até a temperatura de austenitização selecionada para a liga, permanência no tempo mínimo em temperatura para total austenitização, seguido por um resfriamento rápido do aço em um meio de resfriamento sob uma taxa mínima necessária, onde ocorra transformação total para Martensita, atingindo assim a dureza final de projeto para o componente (PRABHUDEV, 1988).

Durante o estágio de austenitização, a disposição da estrutura atômica em equilíbrio no aço é cúbica de face centrada (CFC). Durante o resfriamento para têmpera, a estrutura CFC sofre uma deformação no plano cristalino e forma uma estrutura nova tetragonal de corpo centrado (TCC). Essa estrutura é formada por planos de átomos com nível de tensões residuais elevados e saturados em carbono. Este rearranjo atômico da estrutura TCC produzida por têmpera foi denominada “Martensita”, fase qual é responsável pela elevada dureza dos aços (PRABHUDEV, 1988). A Figura 3.5 exemplifica a transformação do hábito cristalino da austenita para martensita, através da deformação do plano cristalino original, que ocorre durante o processo de têmpera.

Figura 4.5 Esquema da transformação martensítica ocorrida em material metálico.



Fonte: Adaptado de ROBERTS (1990).

4.3.3 Processo de Têmpera a Vácuo

Fornos a vácuo historicamente são popularmente conhecidos para aplicações em processos de brasagem a vácuo, sinterização e processos de desgaseificação. Mais recentemente os fornos a vácuo para a têmpera começaram a predominar o processo de têmpera de aços ferramenta (ASM, 1990).

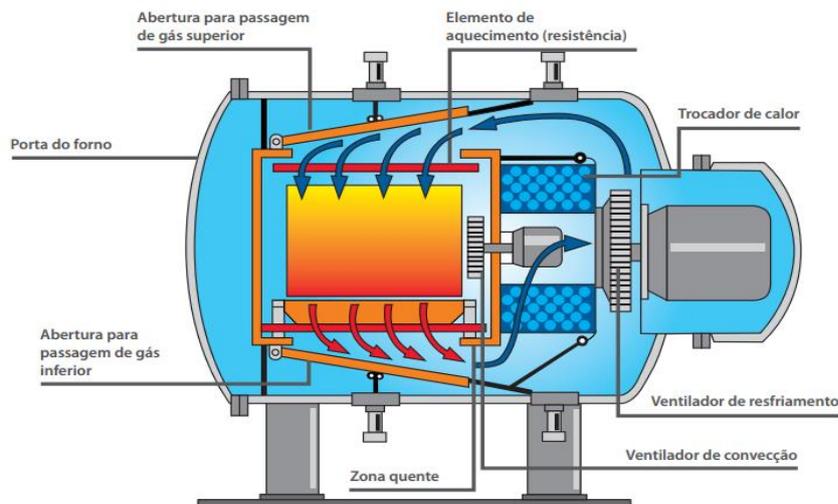
Atualmente, o uso do vácuo para aquecimento e resfriamento de metais tem uma curva crescente mundialmente e principalmente no Brasil. O processo térmico de aquecimento e resfriamento “rápido” de ligas ferrosas com alto teor de liga para se obter uma microestrutura martensítica, utilizando tecnologia a vácuo, está consagrado na literatura técnica e nos catálogos de fabricantes de aços e fornos como “têmpera a vácuo” (VENDRAMIM, 2013).

Em relação às vantagens, podemos citar que os fornos de têmpera a vácuo se tornaram completamente automáticos, facilitando o controle dos parâmetros de tratamento térmico durante as etapas desde o pré-aquecimento, austenitização e têmpera dos aços. Isso proporcionou maior reprodutibilidade e segurança no processo de têmpera. Um aspecto importante é que como o aquecimento ocorre em alto vácuo e o resfriamento para têmpera utiliza gás inerte (N₂), elimina-se uma posterior etapa de limpeza dos componentes temperados, pois não ocorre descarbonetação superficial no material, em função da sua atmosfera inerte (PUGLIA, 1985).

Outro aspecto relevante para a crescente mudança e uso de um forno a vácuo é o ganho ambiental. Em contraste ao uso de técnicas como banho de sal e óleo, a têmpera a vácuo não gera resíduos ambientais classificados como perigosos, o que torna o processo limpo ambientalmente e também fornece condições para certificações ambientais as empresas (PAVLICKOVÁ, 2003) (VENDRAMIM, 2013).

Um forno a vácuo é basicamente constituído de uma carcaça de aço dupla que, funciona como a câmara de aquecimento e resfriamento da carga ao mesmo tempo. É composto por uma retorta e resistências de grafite que executam o aquecimento, um suporte de cargas em grafite para fixação dos componentes a serem temperados; sistema de resfriamento composto por um trocador de calor em tubos, montando internamente ao forno e externo à câmara de aquecimento, um recirculador de calor de grande potência, bombas de vácuo e um software de controle e registro de dados (VENDRAMIM, 2013). A Figura 3.6 ilustra esquematicamente a configuração de um forno a vácuo convencional.

Figura 4.6 Corte longitudinal de um forno a vácuo horizontal, destacando seus componentes internos do como a câmara de aquecimento e o sistema de resfriamento superior.

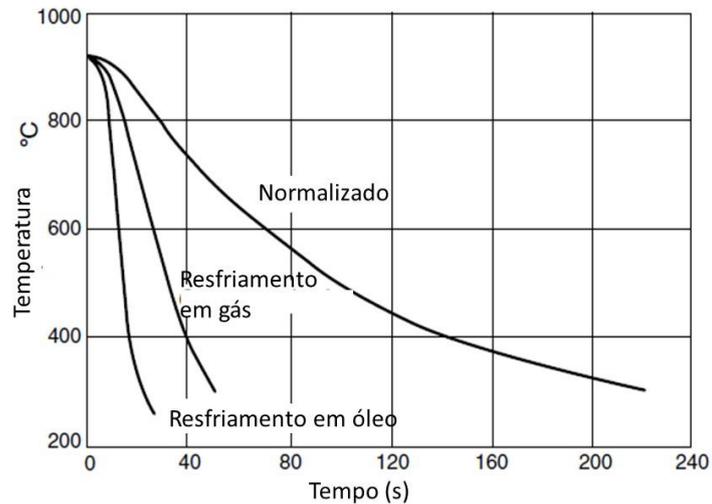


Fonte: http://www.villaresmetals.com.br/portuguese/files/Cat_ToTo.

Nesse processo de têmpera a carga é colocada dentro da câmara de aquecimento. O forno então realiza um processo de vácuo inicial chamado de “purga” e, após inicia o aquecimento da carga. A mesma então é aquecida até a temperatura de austenitização no tempo estimado para a liga de aço e, em seguida o gás nitrogênio é injetado na câmara de aquecimento com alta pressão para realizar o resfriamento da carga, até baixar o suficiente à temperatura e completar o resfriamento dos componentes (TOTTEN ,2006).

Alguns equipamentos podem atingir pressões de resfriamento de até 18 bar absolutos. Mesmo assim, o processo de têmpera a vácuo sob pressão não atinge taxas de resfriamento similares ao resfriamento em óleo, mas taxas similares a um resfriamento em alguns banhos de sais e leitos fluidizados (TOTTEN, 2007). A Figura 3.7 demonstra diferentes taxas de resfriamento relacionadas ao meio de resfriamento para um tubo de aço SAE 4130.

Figura 4.7 Curva de resfriamento para um tubo em aço SAE 4130 com diâmetro 31.7 mm e espessura de 1.6 mm, temperado em óleo, gás sob pressão e normalizado.



Fonte: Adaptado de TOTTEN (2007).

A Figura 3.7 mostra diferentes taxas de resfriamento e as taxas de resfriamento obtidas na têmpera a vácuo são limitadas pelo tipo de forno, pressão do gás de resfriamento, velocidade e eficiência de resfriamento do gás, além das condições de superfície como geometria e propriedades térmicas do material utilizado na têmpera. Os gases para resfriamento mais usados comercialmente são argônio, nitrogênio, hélio e, mesmo com um custo maior, o hidrogênio (TOTTEN, 2007).

4.4 Formação de Fase em Aços Ferramenta

A microestrutura dos aços ferramenta no estado recozido é formada por ferrita e carbonetos, normalmente esferoidizados. O tipo de carboneto formado e sua estequiometria irão depender da composição química do aço ferramenta (ESSADIQI, 2006).

Os carbonetos de elementos de liga estáveis nos aços ferramenta podem ser formados durante a solidificação do aço, na austenitização para têmpera e durante a etapa de revenimento através do mecanismo endurecimento secundário. Esses carbonetos de liga

introduzem novas fases em equilíbrio nos aços ferramenta que conferem elevada dureza e resistência ao desgaste a matriz (ROBERTS, 1990).

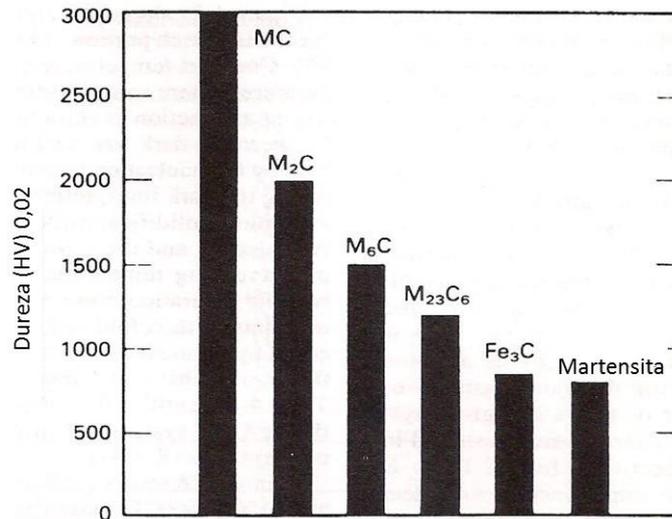
Os carbonetos oriundos da solidificação do aço, passam por processo de fragmentação durante o forjamento ou laminação, alterando sua forma, tamanho e morfologia na microestrutura do material. Esses são os chamados de carbonetos primários. Já os carbonetos formados na austenitização ou no endurecimento secundário, são denominados carbonetos secundários na microestrutura (ESSADIQI, 2006).

Os tipos de carbonetos mais comuns e sua estequiometria podem ser classificados como:

- M_3C : Carboneto tipo cementita (Fe_3C). Tem estrutura atômica ortorrômbica. A posição M pode representar o Fe, Mn, Cr ou W, Mo e V com menor frequência.
- M_7C_3 : Carboneto muito encontrado em ligas à base de cromo. São resistentes à dissolução em altas temperaturas. Possuem elevada dureza e são resistentes à abrasão. São encontrados em ligas HSS. Têm estrutura hexagonal.
- $M_{23}C_6$: Tipo de carboneto muito comum nas ligas com alto Cr como aços inoxidáveis e, nas ligas HSS. Têm estrutura cúbica de face centrada (CFC) e possuem elevada dureza.
- M_6C : Carbonetos ricos em W ou Mo. Pode conter moderadas quantidades de Cr, V e Co na sua composição. Está presente nos aços rápido e possui elevada resistência a abrasão. Sua estrutura atômica é cúbica de face centrada (CFC).
- M_2C : Tipo de carboneto rico em W ou Mo, sendo encontrado o tipo W_2C frequentemente. Formam-se normalmente após as etapas de revenimento, durante o endurecimento secundário. Têm arranjo atômico hexagonal.
- MC: Tipo de carbonetos ricos em vanádio. Pequenas quantidades são dissolvidas no endurecimento secundário por precipitação. Normalmente resistentes a dissolução e possuem elevada dureza, sendo extremamente resistentes ao desgaste. Sua estrutura é cúbica de face centrada (CFC) (ROBERTS, 1990).

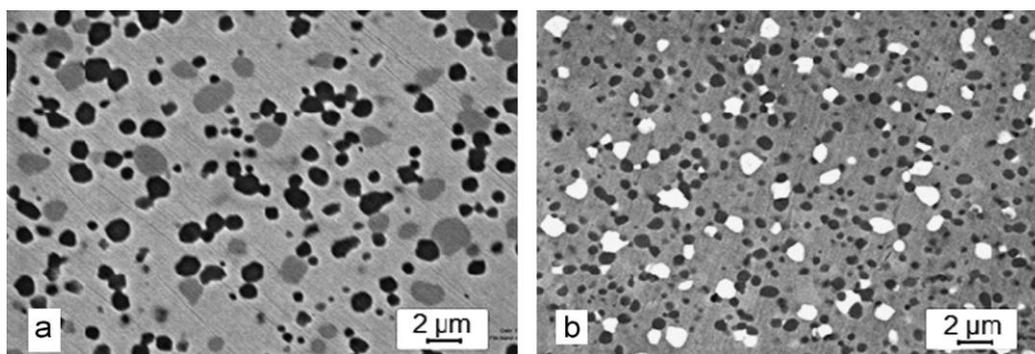
A Figura 3.8 evidencia a formação dos carbonetos de elementos de liga em um aço ferramenta HSS, relacionando o tipo de carboneto formado com sua dureza estimada em dureza *Vickers*, comparativamente à dureza das fases cementita e martensita, que são fases duras na sua natureza.

Figura 4.8 Dureza em *Vickers* (HV) para as principais fases formadas nos aços HSS.



Fonte: Adaptado de ROBERTS (1990).

A Figura 3.9 mostra a microestrutura de dois aços ferramenta para trabalho a frio distintos, produzidos por metalurgia do pó. Nestes dois materiais, é possível verificar nas micrografias em MEV as diferenças entre tipo, forma e distribuição dos carbonetos na microestrutura. O aço sinterizado Vanadis® 10, Figura 2.9a, possui um teor de vanádio aproximadamente de 10% em sua composição química, além de alto teor de carbono 2,9% e cromo 8,00%. Sua microestrutura é formada por carbonetos de vanádio VC (escuros) e do tipo M₇C₃ (cinzas) uniformemente distribuídos. O aço Vancron® 40, Figura 2.9b, possui teor de vanádio, carbono e cromo ligeiramente inferior ao aço (a) 8,5%, 1,1% e 4,5% respectivamente, porém a adição de outros elementos de liga como tungstênio, molibdênio e nitrogênio, fornece energia para formação de carbonetos e nitretos que aumentam a resistência ao desgaste desses materiais comparativamente ao aço (a) (NOSAR, 2013).



Fonte: Adaptado de NOSAIR (2013).

Figura 4.9 Micrografia de dois aços ferramenta sinterizados em MEV – modo secundário. (a) Matriz do aço Vanadis® 10 (os carbonetos MC estão em preto enquanto os M_7C_3 aparecem em tom de cinza. (b) microestrutura do aço Vancron® 40. Os carbonetos M_6C aparecem em branco, enquanto os M (C,N) são revelados na cor preta.

4.5 Tribologia e Desgaste

Tribologia é definido como a ciência que estuda a interação entre superfícies em movimento relativo e os fenômenos que decorrem desta interação. Esse conceito foi definido cientificamente pelo comitê de cooperação econômica e desenvolvimento no reino unido em 1967. A palavra tribologia é derivada do grego “tribos” que significa fricção ou desgaste. Esse “novo conceito” sobre tribologia fora recebido com certo ceticismo na época, pois era um conceito que mudava alguns preceitos antigos, desde as observações de Da Vinci, mas que aos poucos foi mais bem aceito pela comunidade industrial e científica (STACHOWIAK, 2005).

De outra forma, a tribologia é a ciência que estuda os fenômenos do desgaste, atrito e lubrificação e, os relacionam com os aspectos físicos, químicos, mecânicos e metalúrgicos do movimento relativo entre superfícies (HUCTCHINGS, 1992) (BHUSHAN, 2002).

A análise dos fenômenos relacionados a tribologia pode ser bastante complexa, não sendo de simples resolução. De modo que normalmente, pode abranger diversas áreas para melhor compreensão dos fenômenos tribológicos (BOTH, 2011) entre elas estão:

- Mecânica dos sólidos: Ênfase na matemática das tensões e temperaturas de contato. Utiliza modelos matemáticos para descrever atrito e desgaste em componentes.
- Mecânica dos fluidos: Estuda os fenômenos envolvidos no comportamento de lubrificantes líquidos entre superfícies.
- Ciência dos materiais: Se detém aos mecanismos atômicos em microescala que atuam no desgaste e atrito entre superfícies.

- Química: Foco na reatividade entre lubrificantes e superfícies sólidas.

Apesar da grande maioria dos materiais já terem sido extensivamente estudados, ainda há bastante divergências sobre os resultados tribológicos. Uma das causas pode ser o limite de conhecimento sobre a tribologia em relação aos materiais. Outra causa provável, é que os cientistas de materiais não possuem uma perspectiva em aplicações práticas da tribologia, focam seus estudos em mecanismos de desgaste (STACHOWIAK, 2005).

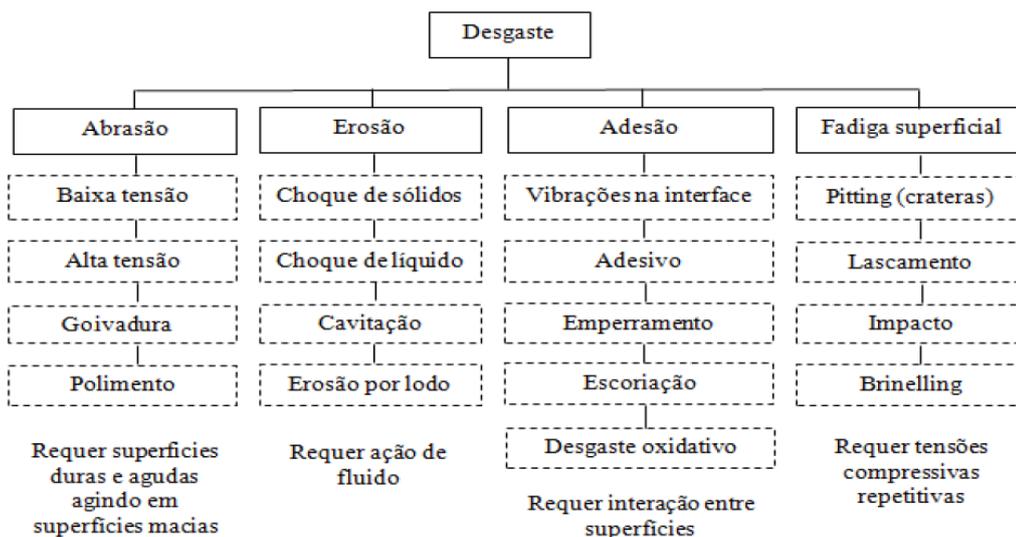
Desgaste pode ser definido como remoção de material de uma superfície sólida podendo ocasionar falhas um componente mecânico. O regime dos mecanismos e taxa de desgaste dependem extensivamente da composição química, microestrutura, das cargas de carregamento e das propriedades de superfície do material em análise (BAHRAMI, 2004). Outro conceito define desgaste como dano sobre uma superfície sólida, com remoção de material de uma superfície ou de duas superfícies sólidas em contato, qual pode ser causado pela remoção ou alteração do material pela ação mecânica de um sólido, líquido ou gás em contato com as superfícies envolvidas, operações de rolamento entre superfícies ou movimento relativo com impacto sobre as mesmas (BHUSHAN, 2002) (BOTH, 2011).

No processo de desgaste, geralmente ocorrem reações entre as asperezas das superfícies, devido à influência do carregamento termomecânico aplicado em situações com movimento relativo. Isso, pode modificar a topografia da superfície e a interação entre os materiais envolvidos (YOUSIF, 2013).

Pode-se classificar o desgaste em diferentes modos de falha como o abrasivo, adesivo, fadiga na superfície e reações triboquímicas. Os modos de desgaste podem ser divididos em maiores e diferentes, dependendo dos mecanismos de falha envolvidos no sistema (KLEME, 2007).

A Figura 3.10 mostra uma das classificações aceitas para os tipos de desgaste, segundo Budinski (ASM, 2011), onde demonstra os mecanismos de desgaste e seus modos de falha.

Figura 4.10 Classificação dos modos de desgaste.



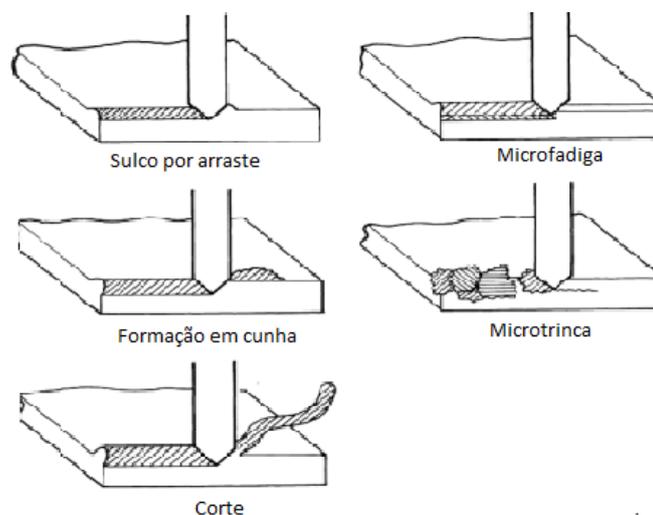
Fonte: Adaptado ASM (2001).

KARLSSON *et al.* cita que de operações conformação a frio em aço inoxidável frequentemente sofrem com desgaste e, geralmente são caracterizados pela transferência do material metálico que fora conformado, na superfície do aço ferramenta da matriz. Assim, um dos principais mecanismos de transferência de material para a matriz em aço ferramenta é o desgaste adesivo, podendo ser acompanhado por desgaste abrasivo que serão abordados posteriormente (KARLSSON, 2011).

4.5.1 Desgaste Abrasivo

O desgaste abrasivo pode ser definido como o desgaste devido a ação de partículas duras ou protuberâncias duras, forçadas por movimento relativo ao longo de uma superfície sólida. Esta forma de desgaste em metais é muito frequente ser causada por materiais não metálicos, porém partículas metálicas também podem causar abrasão. Geralmente a superfície é severamente desgastada e arranhada por partículas duras, causando uma falha na superfície do material. Os modos de falha no desgaste abrasivo podem ser por baixa tensão, alta tensão, goivagem ou polimento (ASM, 2011). A Figura 3.11 mostra alguns modos de ocorrência para desgaste abrasivo entre superfícies em contato.

Figura 4.11 Desenho dos processos de desgaste abrasivo por deformação plástica e seus possíveis modos de deformação, por arraste (a), microfadiga (b), formação em cunha (c), microtrinca (d) e corte (e).



Fonte: ASM (1992).

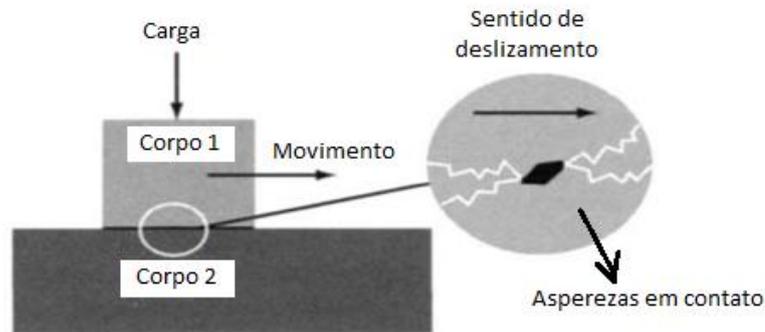
4.5.2 Desgaste Adesivo

O desgaste adesivo é definido como a transferência de material de uma superfície para outra, durante o movimento relativo sob carga aplicada, devido ao processo de soldagem no estado sólido. As partículas removidas de uma superfície são temporariamente ou permanentemente aderidas à outra superfície (ASM, 2011).

Se as cargas forem baixas e a taxa oxidação do metal manter-se igual as taxas de remoção de material, as taxas de desgaste se manterão relativamente baixas, pois o óxido formado atua como lubrificante, esse mecanismo é chamado de desgaste suave. Ao contrário se as cargas forem altas, o crescimento do óxido protetivo será constantemente rompido, ocorrendo então o contato metal/metal e adesão entre as superfícies, logo as taxas de desgaste serão elevadas. Esse desgaste é chamado de desgaste severo (ASM, 2011).

A figura 3.12 mostra um sistema de movimentação entre duas superfícies metálicas e o mecanismo de desgaste adesivo que ocorre em função do movimento entre as asperezas relativas às superfícies de contato.

Figura 4.12 Sistema de movimentação evidenciando o desgaste adesivo entre superfícies.



Fonte: Adaptado de ASM (2001).

Os principais modos de falha que podem ocorrer no desgaste adesivo são *galling* ou escoriação, vibração na superfície ou *fretting*, adesivo, emperramento e desgaste oxidativo.

A escoriação ou *galling* pode ser considerada uma forma severa de desgaste adesivo, caracterizado pela localização macroscópica de material transferido, ou seja, fragmentos grandes ou protuberâncias facilmente visíveis em ambas às superfícies em contato (ASM, 2001). Situações com cargas elevadas ou lubrificação deficiente facilitam a formação de marcas na superfície da ferramenta e conseqüentemente do desgaste por *galling*. Se este for severo, pode transformar-se em desgaste por emperramento (HEIDE, 2003).

Materiais de baixa ductilidade são mais propensos ao *galling*, pois sob elevadas tensões pode ocorrer deformação plástica de defeitos na superfície, antes que haja alguma falha prematura. Porém outros mecanismos estão relacionados com a formação do *galling*, como afinidade química, parâmetros de rugosidade superficial, lubrificação deficiente ou impurezas introduzidas na operação de estampagem, que influenciam no processo (KIRKHORN, 2013).

Pode-se prevenir o desgaste adesivo utilizando ajuste de tolerâncias da ferramenta e lubrificação adequada, revestimento superficial duro e acabamentos com baixa rugosidade superficial (ASM, 2001).

O desgaste por vibração na superfície ou *fretting* ocorre entre duas superfícies projetadas para serem estáticas entre si, mas realizam movimentos com oscilações vibratórias de pequena intensidade entre si. Uma consequência deste processo em condições atmosféricas normais é a formação de óxidos por resíduos do desgaste adesivo. Usualmente é um resultado de vibrações externas, mas em muitos casos é consequência de uma tensão cíclica aplicada a uma das superfícies em contato, ocasionando iniciação de trincas por fadiga. Esse mecanismo pode ser associado a *fretting* por fadiga ou fadiga de contato (ASM, 1992).

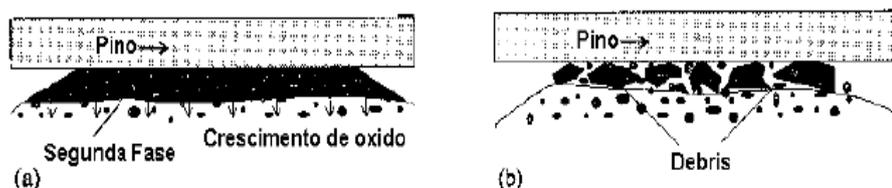
Emperramento é a interrupção do movimento relativo entre duas superfícies, provocado pela soldagem local das asperezas em contato, devido ao nível de tensão nominal elevado entre as mesmas. Pode ser causado por falha na lubrificação ou projeto de folga mal dimensionada (WILIAMS, 2006).

O desgaste por oxidação é uma forma de desgaste que normalmente ocorre em condições sem lubrificação durante o deslizamento de superfícies, interagindo com o oxigênio e condições atmosféricas, formando filme de óxidos. Esse modo de desgaste normalmente ocorre em situações de deslizamento com ausência de lubrificação e temperatura local elevada, as quais provocarão a oxidação superficial. Porém, também pode ocorrer em situações com lubrificação onde o filme lubrificante é muito fino ou deficiente, combinado com asperezas e rugosidades superficiais (ASM, 1992).

Alguns autores descrevem a influência de partículas sólidas ou filmes óxidos no processo de desgaste. Por exemplo, Matamoros descreve que o processo de desgaste é influenciado por algumas variáveis, como: Adesão de material na superfície (*galling*), transferência de material superficial, pela presença de outros sólidos formados no desgaste (“partículas *Debris*”), iniciação de trincas sub-superficiais, mudança no perfil da rugosidade superficial e formação filmes triboquímicos de óxidos (tribooxidação). Também pondera que, as partículas de segunda fase nos metais, influenciam o mecanismo de desgaste oxidativo, tendo como principais efeitos mudanças na tendência de adesão. (MATAMOROS, 2004)

Vardavoulias observou que, partículas de segunda fase com tamanho menor ou igual à espessura do óxido formado, como carbonetos secundários ($d < 0,5 \text{ mm}$), carbonitreto do tipo MX ($d < 0,1 \text{ mm}$) ou carbonetos secundários do tipo MC e M₆C (com $d < 2 \text{ mm}$) são removidos quando o filme de óxido formado no desgaste se quebra (VARDAVOULIAS, 1994).

Figura 4.13 Mecanismos de desenvolvimentos de óxidos, em presença de partículas de segunda fase, como carbonetos. (a) Partículas envoltas por formação de óxidos, (b) partículas arrastadas pelos óxidos, se fragmentando e formando partículas de desgaste tipo “Debris”.

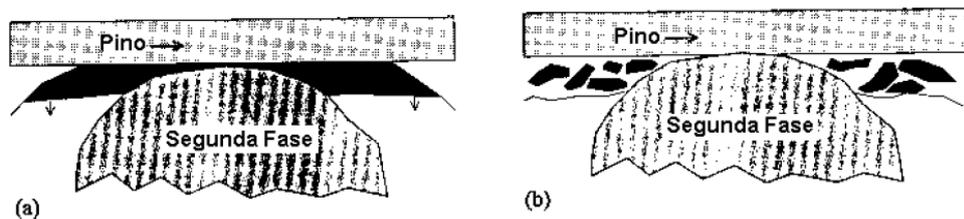


Fonte: Adaptado de MATAMOROS (2004).

Uma segunda constatação é que quando o tamanho dos carbonetos e partículas de 2ª fase são menores ou iguais a espessura do óxido formado ($d < \epsilon$), os carbonetos de segunda fase são totalmente recobertos pelos óxidos formados na superfície. Conseqüentemente quando essa camada de óxidos se rompe ou quebra, remove juntamente partículas de segunda fase, reduzindo assim a proteção da matriz metálica ao desgaste oxidativo (VARDAVOULIAS, 1994).

Quando essas partículas como carbonetos e outras de segunda fase, têm tamanho maior do que a espessura de óxido formado ($d > \epsilon$), ocorre um aumento significativo na proteção da matriz metálica contra o desgaste. O mecanismo de proteção da matriz é modificado, pois quando a camada de óxido crítica formada se quebra, as partículas de segunda fase permanecem fixas na matriz metálica e, como os carbonetos estão envoltos pela matriz metálica, o arrancamento destes se torna mais difícil e a quebra das camadas de óxido ocorre com maior dificuldade.

Figura 4.14 Exemplo de desenvolvimento de óxidos com a presença de partículas duras de segunda fase, como carbonetos, com tamanho maior do que a espessura crítica dos óxidos. (a) Óxidos se formam (b) partículas duras não são influenciadas pela quebra dos óxidos.



Fonte: MATAMOROS (2004).

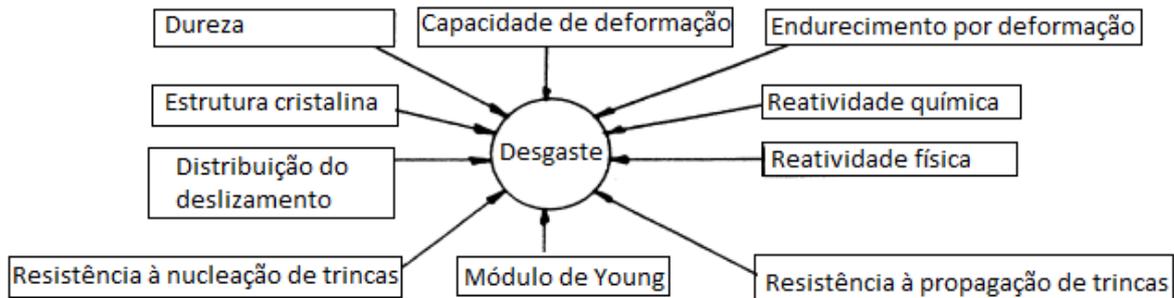
Ou seja, partículas duras de segunda fase, como carbonetos ou partículas cerâmicas, influenciam significativamente o processo de desgaste por deslizamento. Matamoros cita que, a formação de óxidos influencia o desgaste e os mecanismos de desgaste oxidativos. Explica também que as partículas duras de segunda fase, influenciam significativamente o modo de desgaste por deslizamento (MATAMOROS, 2004).

4.6 Fatores metalúrgicos na resistência ao desgaste

Kennedy *et al.* citam propriedades metalúrgicas que influenciam no modo de desgaste, como dureza, estrutura cristalina, resistência à nucleação de trincas, reatividade química e física, capacidade de deformação, resistência à propagação de trincas e módulo de Young, como fatores que também influenciam na resistência ao desgaste (KENNEDY, 1998).

A Figura 3.15 mostra a contribuição das propriedades metalúrgicas que estão relacionadas à análise do desgaste, entre superfícies em contato.

Figura 4.15 Propriedades metalúrgicas que afetam o desgaste entre superfícies.



Fonte: Adaptado de KENNEDY (1998).

Em termos microestruturais, os carbonetos desempenham um papel importante na resposta mecânica de um aço ferramenta, uma vez que atuam como partículas duras na matriz do aço e colaboram na resistência ao desgaste. O controle da morfologia e tamanho dos carbonetos influencia diretamente no desempenho à resistência ao desgaste e fadiga dos aços ferramenta (CASELLAS, 2007).

Especificamente, os carbonetos primários e secundários possuem fundamental importância no controle microestrutural e conseqüentemente na resposta tribológica desses materiais. Nesse caso, mecanismos como o desgaste por adesão, podem ser reduzidos pela melhor distribuição de carbonetos na matriz dos aços, evitando bandas de carbonetos e, minimizando assim a formação de partículas aderidas na interface matriz de aço/metal de trabalho por essas regiões (FONTALVO, 2005).

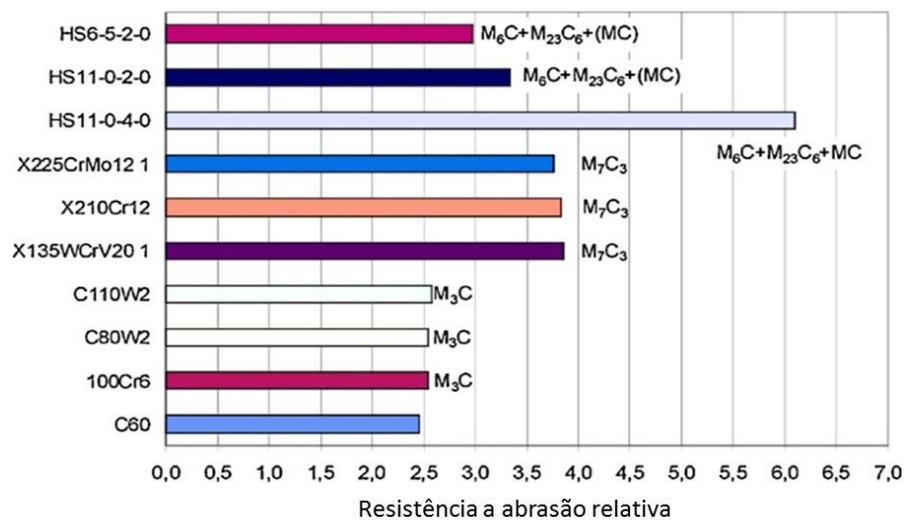
Pode-se afirmar que, os aços ferramenta produzidos pelo processo da metalurgia do pó produzem uma microestrutura com espaçamento uniforme e regular entre os carbonetos nas diversas direções da microestrutura no aço, resultando em uma distribuição homogênea dos carbonetos na matriz e menor grau de anisotropia no material final (ARSLAN, 2011).

Do ponto de vista de resistência ao desgaste, Bergmann *et al.* verificou que nos aços HSS os carbonetos primários (1 à 10 µm) oriundos da solidificação na metalurgia do pó, têm maior contribuição na resistência ao desgaste comparativamente aos carbonetos secundários, que são menores (1 à 100nm) que se encontram numa fina dispersão na matriz do aço. Pode se verificar que principalmente os carbonetos primários do tipo MC e M6C em função de suas durezas elevadas entre 1500 à 2800HV, têm forte influência na resistência ao desgaste desses materiais (BERGMANN, 1997).

De acordo com Suchánek, a resistência à abrasão de materiais metálicos depende de fatores como dureza, forma, tamanho e distribuição de carbonetos no material. Também descreve que ocorre um aumento da resistência ao desgaste dos aços ferramenta quando a liga se torna mais enriquecida em liga. Quanto maior quantidade de elementos de liga, maior será a transformação de carbonetos M_3C para carbonetos complexos M_7C_3 , MC e M_6C de maior resistência ao desgaste. Um exemplo relacionado a presença de elementos de liga, é a adição de vanádio em aços ferramenta ligada ao cromo, que resulta na formação de carbonetos de vanádio do tipo VC de elevada dureza (2100-2800 HV) e resistência ao desgaste (SUCHÁNEK, 2009).

A figura 3.16 evidencia a resistência ao desgaste relativa de diversos aços ferramenta com alto carbono HSS, relacionando à resistência a abrasão com a maior quantidade e tipo de carboneto formado em cada aço.

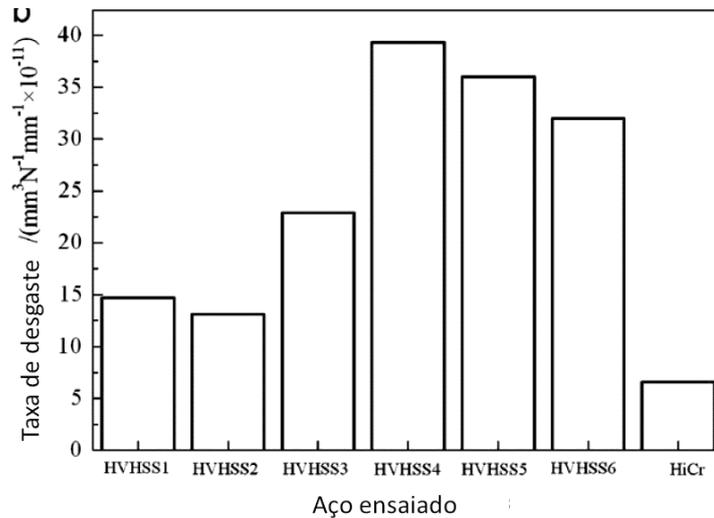
Figura 4.16 Influência dos tipos de carbonetos na resistência a abrasão relativa de aços rápidos e baixo carbono temperados e revenidos.



Fonte: Adaptado de SUCHÁNEK *et al* (2009).

Em aços rápido com alto vanádio, produzidos pelo processo de fundição convencional, observa-se que o alto conteúdo de carbono na liga associado aos altos teores de vanádio aumenta a resistência ao desgaste do material, comparativamente a aços ferramenta com alto carbono e cromo somente, conforme demonstrado na Figura 3.17 (JI, 2012).

Figura 4.17 Ensaio de desgaste em aço rápido com alto carbono e teores de vanádio entre 8 e 9%, comparativamente a um aço HiCr alto teor de carbono 3,08% e 18,9% de cromo.



Fonte: Adaptado de JI (2012).

Observa-se na figura 3.17 que os aços rápido, ligados ao vanádio tem desempenho superior em relação a taxas de desgaste.

Aços ferramenta produzidos por metalurgia do pó, com altos teores de elementos de liga como vanádio e nitrogênio formam carbonetos de vanádio VC e nitretos de vanádio VN na sua microestrutura. Esses elementos têm tendência de formar óxidos complexos de vanádio como V_2O_5 , o qual possui baixa tensão de fricção sob condições de desgaste, aumentando assim a consideravelmente resistência ao desgaste adesivo (HATAMI, 2010).

Em relação ao processo têmpera, Leskovsek *et al* cita que para medição de desgaste em punções de aço rápido o uso de têmpera a vácuo e duplo revenimento aumenta a vida de ferramentas em AISI M2 entre 15 e 20% comparativamente aos tratamentos térmicos convencionais (LESKOVSEK, 2009).

Taxas de resfriamento adequadas desde a temperatura de austenitização são fatores importantes nos tratamentos térmicos para proporcionar ótimas propriedades mecânicas nos aços ferramenta. Para muitos aços essas propriedades podem ser determinadas pelo tipo, distribuição e morfologia dos carbonetos presentes na microestrutura, o que influenciará significativamente na resistência ao desgaste e tenacidade do aço (PAVLICKOVA, 2003).

A importância de um tratamento térmico a vácuo bem executado é a possibilidade de obter uma combinação de propriedades ótimas de trabalho para a ferramenta como dureza, resistência ao desgaste e tenacidade. Essa combinação ideal depende de alguns fatores como temperatura de austenitização, taxas de resfriamento e revenimento adequados no tratamento térmico (LESKOVSEK, 1997).

4.7 Fatores tribológicos na resistência ao desgaste

As propriedades tribológicas são fator importante na contribuição do desgaste e seus principais modos de falha como desgaste adesivo e abrasivo. Fatores como pressão de trabalho, acabamento superficial, tipo de materiais utilizados, temperatura de operação, rugosidade superficial são alguns aspectos importantes na análise tribológica dos mecanismos de desgaste e falha em matrizes (KIRKHORN, 2013).

Atualmente, a maioria dos materiais utilizados em conformação a frio para fabricação de produtos, possuem baixas propriedades friccionais, além de grande tendência aos modos de desgaste adesivo e abrasivo, o que requer maior atenção na confecção de ferramentas e principalmente, na definição em projeto dos materiais utilizados na ferramenta, na usinagem do ferramental, no tratamento térmico mais eficiente e na aplicação de revestimentos superficiais resistentes ao desgaste (KIRKHORN, 2013).

Nestes casos de conformação mecânica a frio, a transferência de material ocorre como resultado da formação de camadas ou de grumos aderidos do material de trabalho na superfície da ferramenta, especialmente quando se utiliza materiais de trabalho com alta tendência de adesão como ligas de alumínio, aços inoxidáveis e titânio (NOSAR, 2013).

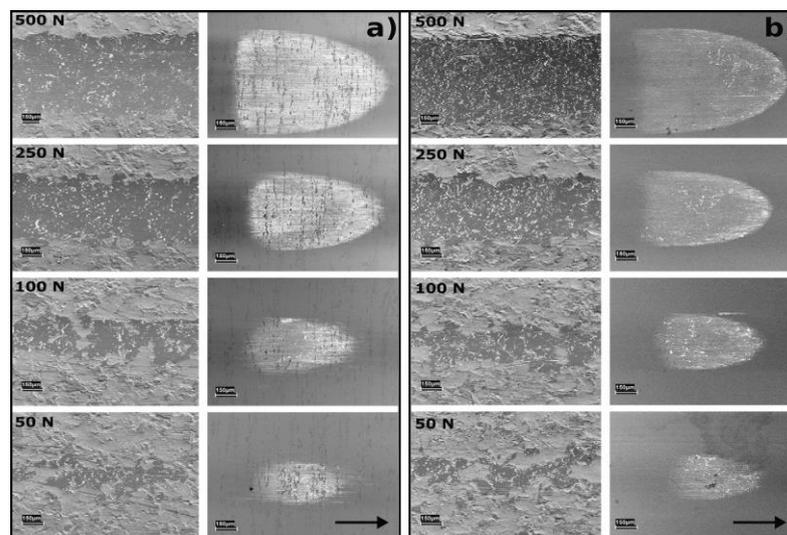
Normalmente, ferramentas de trabalho a frio estão sujeitas a tensões residuais, em função da elevada pressão durante o contato da ferramenta com os materiais a serem conformados. Esse contato também resulta em uma alta tensão local e aquecimento localizado da superfície da matriz e, frequentemente pode acelerar o desgaste superficial da ferramenta. Apesar dos estudos sobre a evolução do desgaste em processo de conformação a frio não serem claros, experimentos entre superfícies de matrizes em contato de aços AISI D2 temperados e revenidos, mostram que o aumento da temperatura intensifica os mecanismos e a severidade do desgaste. Todavia, temperaturas de trabalho baixas entre 50 e 100°C mostraram uma diminuição dos efeitos de desgaste em comparação com temperaturas de 150°C (OKONKWO, 2012).

Gaard *et al* mostra a influência da carga aplicada sobre a superfície de dois tipos de aços ferramenta para trabalho a frio, um produzido por lingotamento convencional-AISI D2 e outro um aço ferramenta sinterizado MP, com 1,1%C, 1,8%N, 4,5% Cr, 8,5%V, 3,7% W e 3,2%Mo, sobre ensaios de desgaste de lâminas de aço extra baixo carbono, com 0,05% C. Os resultados mostraram que o aço AISI D2, processo convencional, teve maior adesão de material sobre a superfície em relação ao aço sinterizado MP. Observa-se que o aço AISI D2

possui carbonetos mais grosseiros, menores que 50 μm , e alinhados na microestrutura, facilitando a adesão de material sobre a superfície. Enquanto que o aço ferramenta sinterizado, têm uma microestrutura refinada com carbonetos menores, ordem de 2-3 μm , e uniformemente distribuídos na matriz. (GAARD, 2009).

A Figura 3.18 mostra um aumento de adesão de material sobre a superfície, com o aumento da carga para os aços AISI D2 (a) e MP (b). As setas indicam a direção de deslizamento propriedades metalúrgicas que afetam o desgaste entre superfícies.

Figura 4.18 Superfícies em MEV dos aços AISI D2 (a) e MP (b) após ensaio de desgaste por deslizamento em 60 mm de deslocamento, com carga normal aplicada de 50N, 100N, 250N e 500N.



Fonte: GAARD (2009).

A tendência de desgaste adesivo em ferramentas pode ser minimizada controlando-se a adesão, fricção e desgaste através da diminuição da área de contato. Quanto maior a força normal sobre a superfície, maiores serão os pontos de contato e conseqüentemente a tendência ao desgaste adesivo entre as partes. Observou-se também que materiais muito dúcteis possuem alongamento pronunciado, ocasionando uma maior área de contato e favorecendo os mecanismos de desgaste (HATAMI, 2010) (MAATTA, 2001).

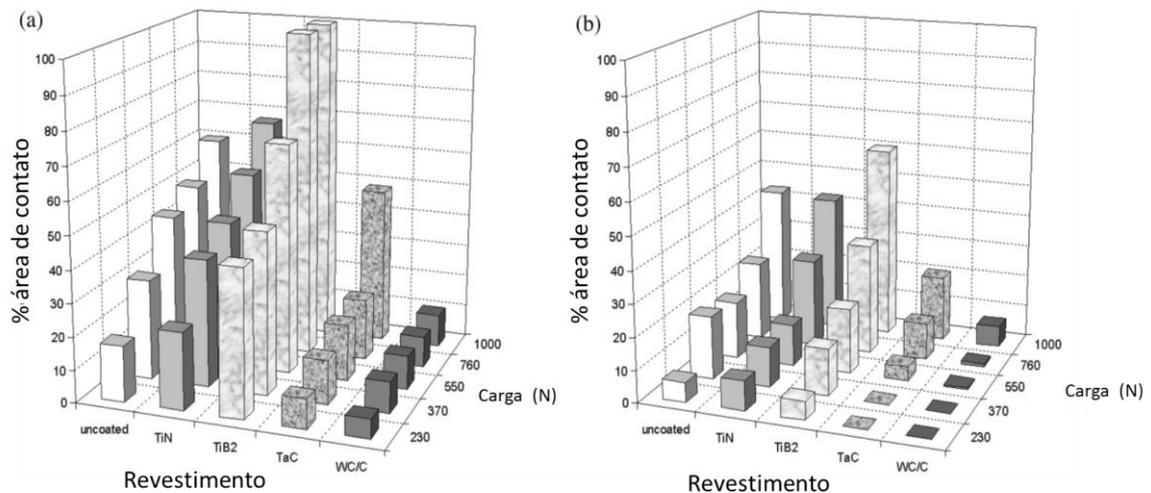
Em relação aos tratamentos superficiais duros, observa-se que processos de nitretação a plasma em aços ferramenta produzidos por metalurgia do pó com altos teores de carbono, vanádio, tungstênio e cobalto também aumentam à resistência ao desgaste adesivo e abrasivo, fornecendo um melhor desempenho quanto às solicitações tribológicas no material (PODGORNIK, 2012).

Leskovsek *et al* mostra que para aços ferramenta sinterizados alto carbono, ligados ao cromo, vanádio, tungstênio e molibdênio, temperados a vácuo, tratados criogenicamente e que são nitretados por plasma pulsado, também aumentam consideravelmente a resistência ao desgaste abrasivo e adesivo do tipo *galling*, nesses materiais (LESKOVSEK, 2013).

As condições superficiais são um fator importante na resistência ao desgaste de um material. Em geral, a topografia da superfície da ferramenta tem muita influência no comportamento tribológico do material em processo, principalmente na resistência ao desgaste adesivo, em uma superfície com revestimentos duro ou sem. (PODGORNIK, 2004).

Estudos realizados com amostras de aços ferramenta sinterizados MP para trabalho a frio, com revestimentos superficiais de TiN, TiB₂, TaC, WC/C e sem revestimento, mostram a influência da rugosidade superficial nos materiais, após ensaios de desgaste por deslizamento com aço inoxidável austenítico. A Figura 3.19 mostra a redução significativa de material transferido do metal de trabalho para o aço ferramenta após o polimento, diminuindo consequentemente os mecanismos de desgaste adesivos na superfície (PODGORNIK, 2004).

Figura 4.19 Teste de desgaste por deslizamento com aço ferramenta sinterizado Vanadis® 4 sem revestimento, revestido com TiN, TiB₂, TaC e WC/C sem polimento (a) e com polimento (b). Observa-se uma redução de material depositado sobre a área de contato, após o polimento das superfícies.



Fonte: Adaptado de PODGORNIK (2004).

5.0 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Para realização da etapa experimental do trabalho, selecionaram-se quatro aços ferramenta sinterizados produzidos por metalurgia do pó, com diferentes conteúdos de liga e composição química, projetados para operações de conformação a frio no processamento de materiais como aços inoxidáveis, alumínio, titânio e aços carbono de alta resistência. Além destes, utilizou-se um aço ferramenta médio carbono produzido por rota convencional, para efeito comparativo de desempenho entre os materiais.

Todos os aços ferramenta sinterizados definidos, são comercialmente produzidos pela metalurgia do pó, onde passam pelo processo de atomização a gás-*GAP* e após, são sinterizados pelo processo de *HIP- hot isostatic pressure*, processos de laminação e forjamento e finalmente por tratamento térmico de recozimento na usina siderúrgica. A única exceção trata-se do material DIN 1.2767 qual é produzido por rota convencional siderúrgica, o qual possui baixa quantidade de liga, conforme a tabela 5.1 descreve em resultados.

Porém, os fabricantes dos aços Bohler-edelstahl, Uddeholm, Schmolz-bickembach respectivamente, não fornecem exatamente todas as etapas siderúrgicas realizadas na usina, para cada material.

O aço BOHLER S390 é fabricado pela Bohler para trabalho a frio. Trata-se de um aço sinterizado *MP* de alto carbono ligado ao cromo-molibdênio- vanádio-tungstênio e cobalto, que produz carbonetos de vanádio, cobalto, tungstênio e cromo, com elevada resistência ao desgaste, ótima temperabilidade e com tenacidade média, superior aos aços *HSS* da classe AISI M2 rota convencional (<http://www.bohler-edelstahl.com> acesso em 28/05/2014).

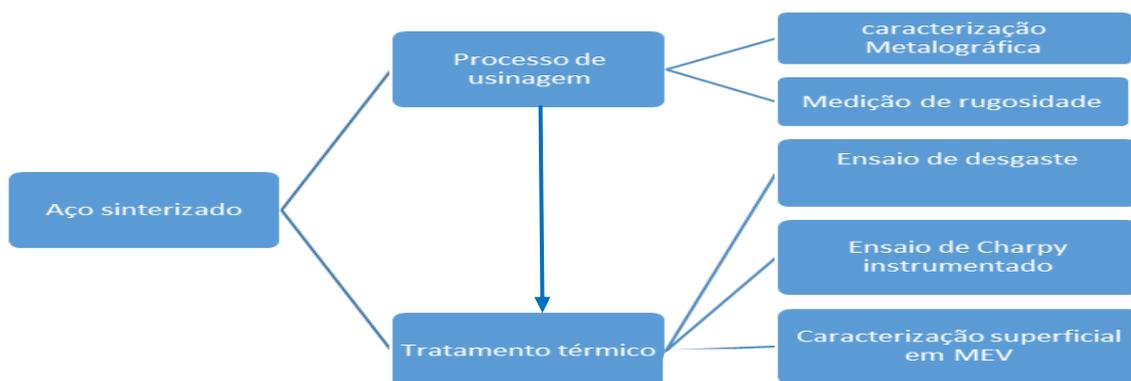
O aço ferramenta *Vanadis® 4* é produzido pela *Bohler -Uddeholm* na Europa. Em síntese é um aço sinterizado de alto carbono, ligado ao Cr-Mo-V com 4% deste último elemento de liga, fornecendo grande capacidade de formar carbonetos de vanádio do tipo VC, com elevada resistência ao desgaste, temperabilidade, ductilidade e boa tenacidade. Normalmente é fornecido no estado recozido com dureza máxima de 300HB (<http://www.uddeholm.com> acesso em 06/06/2014).

O material denominado Vanadis® 10 trata-se de um aço ferramenta também sinterizado, produzido por metalurgia do pó, de alto carbono, ligado ao Cr-Mo-V com 10% de Vanádio em peso na sua composição química. Em função desse percentual de vanádio, tem formação de carbonetos de vanádio VC, elevando a resistência ao desgaste, temperabilidade e tenacidade.

O aço Vanadis® 4 é um aço da mesma família do Vanadis® 10, porém com menor teor de Vanádio, carbono e cromo. Já o aço Vancron® 40 é um aço sinterizado fabricado pela Bohler-Uddeholm também europeia. Tem na sua composição 1,1% de carbono ligado ao Cromo, Molibdênio- Tungstênio e Vanádio e 1,8% de Nitrogênio, o que confere a este aço uma excelente temperabilidade, resistência à compressão, excelente resistência ao desgaste, em função da formação de carbonetos e carbonitretos endurecedores, indicado para operações de conformação a frio de chapas de aços inoxidáveis, alumínio e titânio. A adição de nitrogênio em solução sólida e Vanádio em alto teor % nesse aço, confere ao mesmo a propriedade de formar carbonitretos e nitretos de vanádio, que auxiliam nas propriedades anti-fricção e anti “galling”, diminuindo efeito de atrito e desgaste adesivo entre superfícies em contato de uma ferramenta. (<http://www.uddeholm.com> , acesso em 06/06/2014).

A figura 4.1 demonstra um fluxograma discriminando as etapas experimentais e os ensaios executados neste trabalho.

Figura 5.1 Fluxograma da etapa experimental.



Conforme descrito na Figura 4.1, a etapa experimental foi dividida nas etapas de usinagem dos corpos de prova e tratamento térmico. Os corpos de prova foram usinados a partir de barras redondas com diâmetro de 50 mm para os corpos de prova de desgaste e usinados em torno universal e após retificados superficialmente. Para os corpos de prova de

impacto, a matéria prima era retângulos com dimensões de 70 x 70 x 150 mm, quais foram fresados e retificados antes da etapa de tratamento térmico.

Foram utilizados três corpos de prova de cada aço sinterizado e convencional para os ensaios de desgaste desenvolvidos. Para os ensaios de impacto (Charpy), utilizou-se cinco corpos de prova de cada material para ensaio.

Após a usinagem, realizou-se a etapa de tratamento térmico, para posteriormente a execução dos ensaios de desgaste, caracterização em MEV e impacto.

5.1.1 Tratamento térmico a vácuo

Os tratamentos térmicos de têmpera e revenimento foram realizados em um forno a vácuo TAV, com capacidade de 500 kg por carga, utilizando nitrogênio no resfriamento e aquecimento por resistências de grafite, Figura 4.2. Para os aços sinterizados, primeiramente realizou-se um pré-aquecimento dos aços com patamares entre 550°C, 850° e 1050°C e, com auxílio de um termopar fixado no núcleo de um dos corpos de prova registrou-se a homogeneização térmica dos corpos de prova dos aços, em cada patamar de aquecimento.

Figura 5.2 Forno a vácuo de tratamento térmico de têmpera e revenimento TAV H5 utilizado no experimental.

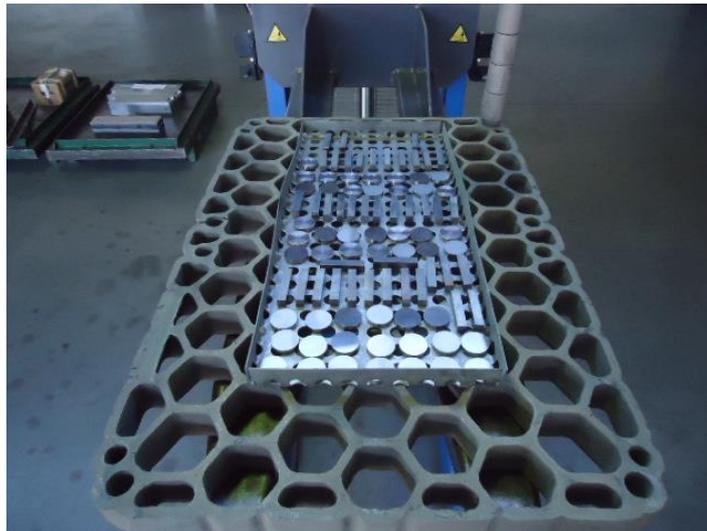


Fonte: Autor

Conforme descrito na Tabela 5.1, para o aço convencional DIN 1.2767, utilizou-se a faixa de austenitização recomendada pelo fabricante entre 840 - 870 °C, e somente uma etapa de pré-aquecimento em 500°C (<http://www.schmolz-bickenbach.com.br>, acesso em 11/12/14).

Os corpos de prova foram fixados em dispositivos fundidos em aço inoxidável AISI-310 para serem transportados até o interior do Forno a Vácuo para iniciar seus ciclos de tratamento térmico, conforme ilustra a Figura 4.3 mostrando a forma de carregamento dos corpos de prova.

Figura 5.3 Dispositivo de carregamento dos corpos de prova até o interior do forno a vácuo para iniciar os ciclos de tratamento térmico.



Fonte: Autor

Os patamares de austenitização foram executados diferentemente para cada aço ferramenta, em função das orientações técnicas dos fabricantes, descrito na Tabela 5.1.

Tabela 5.1 Referência de temperaturas de austenitização para cada tipo de aço sinterizado e convencional.

Tipo de aço	Temperatura de austenitização experimentais	Faixa recomendada
BOHLER S390	1150°C	1150 - 1230°C
Vanadis® 4 extra	1100°C	940 - 1150°C
Vancron® 40	1100°C	950 - 1150°C
Vanadis® 10	1100°C	1020 - 1100°C
DIN 1.2767	840 - 870°C	840 - 870°C

Fonte: Adaptado de www.uddeholm.com, www.schmolz-bickenbach.com.br, acesso em 08/06/2014.

Após a etapa de aquecimento para austenitização e homogeneização da temperatura, a etapa de resfriamento da têmpera dos materiais, foi realizada a uma pressão de 6 bar absolutos de nitrogênio por 160 segundos no forno a vácuo.

Como a dureza objetivo nos materiais é de 60 HRC para os aços sinterizados e 58 HRC no aços convencional com tolerância de + 2 HRC, visando atingir faixas de trabalho próximo às condições de projeto de ferramentas para conformação a frio, realizou-se o ensaio

de dureza Rockwell na escala C nas amostras após a tempera para verificação da dureza após tempera.

Todos esses aços ferramenta sinterizados, se destacam entre os outros materiais em função de sua elevada temperabilidade, resistência ao desgaste com excelente tenacidade para essa classe de aços especiais. No capítulo “Apêndice A”, demonstra-se o diagrama de resfriamento contínuo (CCT) para todos os aços sinterizados e no aço convencional, evidenciando as temperaturas de austenitização em função da taxa de resfriamento em segundos e a região de formação das fases, após o tratamento térmico dos materiais.

A etapa de revenimento após o tratamento térmico de têmpera, foi realizada após três ciclos de revenido na temperatura de 550°C por duas horas cada, para os aços ferramenta sinterizados. Novamente foram medidas as durezas de cada material após os ciclos completos. Para o aço fabricado por rota convencional DIN 1.2767, utilizou-se um revenimento em 150°C, conforme orientação da sua curva de revenimento, informada pelo fabricante em catálogo técnico (<http://www.schmolz-bickenbach.com.br>, acesso em 11/12/14).

5.1.2 Caracterização metalográfica dos aços sinterizados

Realizou-se caracterização metalográfica das amostras dos aços ferramenta sinterizados e convencional, após o tratamento térmico de têmpera e revenimento em microscópio óptico Olympus BX 60M e, em microscópio eletrônico de varredura *Zeiss Evo MA15*.

As amostras metalográficas foram seccionadas em máquina cortadora *Cut-off Struers*, embutidas com resina baquelite, lixadas nas granulometrias #120, #220, #320, #400, #600, #800 e #1200 mesh. Na sequência efetuou-se o polimento das amostras com pasta de diamante 1µm e sílica coloidal. O ataque metalográfico foi realizado com Nital 3% por 30 segundos.

O objetivo desta etapa é evidenciar as fases formadas na têmpera, tipos, forma e distribuição de carbonetos formados pelos elementos de liga em cada aço sinterizado.

5.1.3 Ensaio de macrodureza e microdureza

Foram realizados ensaios de macrodureza e microdureza nas amostras para verificação das faixas de dureza obtidas em cada aço sinterizado após a etapa de tratamento térmico. Para a macrodureza utilizou-se a norma ASTM E18-94 na escala Rockwell C com 150kgf de carga

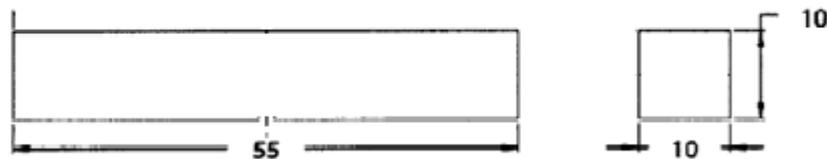
em durômetro universal Pantec. Em relação à microdureza, a mesma foi realizada na escala hardness Vickers HV, segundo a NBR 6672, com carga de 500 gramas em um microdurômetro Shimadzu HMV 2000 semi-automático.

5.1.4 Ensaio de Impacto Charpy

Utilizou-se o ensaio de impacto Charpy para avaliação da tenacidade dos diferentes aços ensaiados. Para tanto, utilizou-se a norma ASTM E-23 12C como referência, na confecção dos corpos de prova padronizados sem entalhe, conforme a orientação do anexo B925 da norma ASTM E23- 12C, que indica essa geometria de corpos de prova para o ensaio em materiais produzidos por metalurgia do pó, figura 4.4.

Foram utilizados dez corpos de prova de cada material e ensaiados em máquina universal de ensaio Charpy- Instron modelo SI-1D3.

Figura 5.4 Representação esquemática das dimensões para o corpo de prova Charpy sem entalhe, conforme a especificação do anexo B925 da norma ASTM E23-12c



5.1.5 Ensaio de rugosidade

O objetivo desta etapa foi determinar o perfil de rugosidade obtido em cada aço, antes do ensaio de desgaste. Avaliaram-se dois parâmetros importantes em rugosidade Ra (Rugosidade média) e Rz (Rugosidade de profundidade média). Realizou-se esta etapa com auxílio de um rugosímetro *Taylor Hobson*, modelo precision, segundo a norma JIS-1994, em três corpos de prova, nas condições de retificado e polido. Os acabamentos foram obtidos com lixas à base de carvão de silício, nas granulometrias #120, #220, #320, #500, #600, # 800 e #1200 e posterior as etapas de polimento com pasta de diamante 3µm e 1µm, para o caso polido.

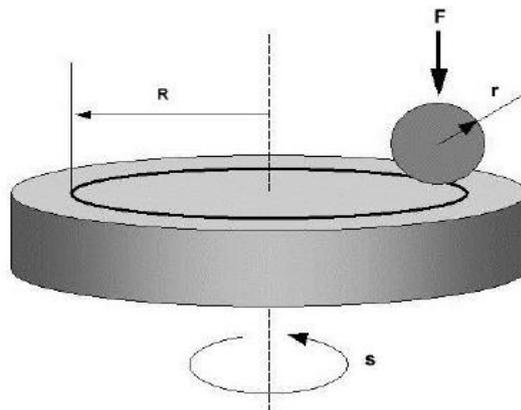
5.1.6 Ensaio de desgaste

Para avaliação da resistência e medição da taxa de desgaste, utilizou-se a norma ASTM G99- 05 (2010) como referência, que especifica o ensaio de desgaste denominado “Pino e disco” que fora realizado em um tribômetro padrão *CSM Instruments*. As condições de acabamento na superfície de ensaio foram retificados e polido para todos os materiais ensaiados.

Nesse ensaio, o corpo de prova é um disco fabricado no material de teste e o mesmo realiza movimento rotatório em contato com uma esfera de Alumina (Al_2O_3), com diâmetro de 6 mm, que exerce carga sobre o disco, traçando uma trajetória de desgaste na superfície do corpo de prova. Para realização do ensaio, deve se observar a temperatura local, a carga utilizada em Newtons (N), a velocidade de ensaio em rotações por minutos (rpm), a distância percorrida no ensaio em milímetros ou metros e a atmosfera em que os ensaios foram realizados, ou seja, temperatura ambiente, humidade relativa, bem como o uso de lubrificação ou não durante o ensaio.

Foram confeccionados corpos de prova com diâmetro de 30 mm e altura de 6 mm para realização dos ensaios de desgaste, para todos os materiais, e ensaiados três corpos de prova de cada material. Um desenho de como é realizado o ensaio, disposição do corpo de prova e posição de aplicação da carga através da esfera, pode ser observado na figura 4.5.

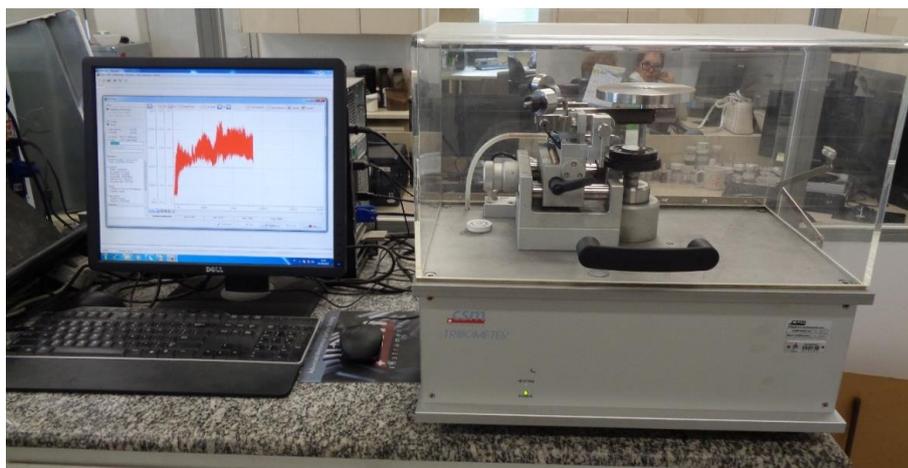
Figura 5.5 Sistema para o ensaio de desgaste Pino e disco.



Fonte: Tribometer User Manual, CSM Instruments –Version R0.1.3^a (Sept 2012)

Pode-se observar nas Figuras 4.6 e 4.7 a configuração da célula de ensaio de desgaste no tribômetro, bem como o software *Instrum X*, utilizado no experimental dos ensaios de desgaste dos aços sinterizados e convencional.

Figura 5.6 Imagem do tribômetro CSM Instruments, utilizado nos ensaios tribológicos de desgaste Pino e disco.



Fonte: Autor

Figura 5.7 Detalhe da célula de ensaio de desgaste com aplicação da carga no corpo de prova através do Pino de ensaio com a esfera de alumina.



Fonte: Autor

Os parâmetros utilizados para a realização do ensaio de desgaste, seguem conforme a tabela 5.2:

Tabela 5.2 Parâmetros utilizados no ensaio de desgaste.

Parâmetro	Valor numérico
Distância percorrida	389,494889 m
Força	20 N
Velocidade linear	0,11 m/s
Tempo de ensaio	60 minutos

Com auxílio de um projetor de perfil marca INSIZE-modelo ISP Z-3015, do Laboratório de Metalurgia Física – LAMEF, da UFRGS, foram medidos os raios das trilhas nos corpos de prova e, estimado a área de desgaste de cada aço ensaiado. O volume desgastado para cada corpo de prova, foi estimado de acordo com a Equação 3.1, conforme a norma ASTM G99-05:

$$V = 2 * \pi * R * (r^2 * (\sin^{-1}(d/2 * r)) - ((\frac{d}{4}) * \sqrt{(4 * r^2 - d^2)})) \quad \text{Equação 5.1}$$

Onde:

R - Raio da trilha; [mm]

r - raio da esfera ensaiada; [constante de 3 mm].

d -espessura da trilha. [mm]

v - volume desgastado [mm³]

Através do cálculo de volume desgastado, força utilizada no ensaio e distância percorrida, o software Instrum X fornece o desgaste médio para cada material ensaiado nas suas específicas condições, conforme Equação 3.2.

$$W = \frac{V}{F_N * l} \quad \text{Equação 5.2}$$

Sendo V o volume desgastado, F_n é a força de ensaio [N] e l é a distância percorrida no ensaio [m]. O resultado de W é medido em mm³/N*m

Segundo a ASM, 2001, também é possível estimar a taxa de desgaste, para ensaio pino e disco, através da equação de desgaste de Rabinovicz (Equação 3.3), considerando o coeficiente de desgaste K e velocidade de ensaio (V) para um tempo de ensaio (t), força normal exercida sobre o disco (P) e dureza do material (H). (ASM, 2001)

$$\frac{dw}{dt} = \frac{K.PV}{H} \quad \text{Equação 5.3}$$

Destaca-se que o valor do coeficiente de desgaste (K) pode ser estimado pela diferença de massa inicial e final de cada corpo de prova, no entanto, para que sejam realizadas estas medições é necessário o uso de comparador de massa com resolução confiável para pequenas massas. De outra forma, a resistência ao desgaste é expressa pelo inverso do desgaste sofrido pelo material. Existem outros métodos de ensaios de desgaste que utilizam técnicas abrasivas que utilizam lixas abrasivas para medição de desgaste em materiais, abrasômetros para

simulação de desgaste abrasivo em baixas tensões. Todavia, não foram utilizados outros métodos em função do erro inserido na medição de desgaste por estas técnicas.

6.0 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Neste capítulo são apresentados os resultados separadamente, considerando as etapas experimentais realizadas durante este trabalho.

6.1 Composição química dos aços ferramenta estudados

A tabela 6.1 mostra a composição química de cada um dos aços escolhidos para o desenvolvimento deste trabalho.

Tabela 6.1 Composição química das qualidades de aço estudadas.

Material	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	W	Co	N	Ni
Bohler S390	1,40	0,60	0,30	4,8	2,00	4,8	10,4 0	8,0	-	-
Vanadis® 4	1,40	0,40	0,40	4,7	3,50	3,70	-	-	-	-
Vanadis® 10	2,90	1,00	0,50	8,00	1,50	9,80	-	-	-	-
Vancron® 40	1,15	0,40	0,40	4,80	3,20	3,70	-	8,50	1,80	-
DIN 1.2767	0,50	0,25	0,35	1,50	0,20	-	-	-	-	4,00

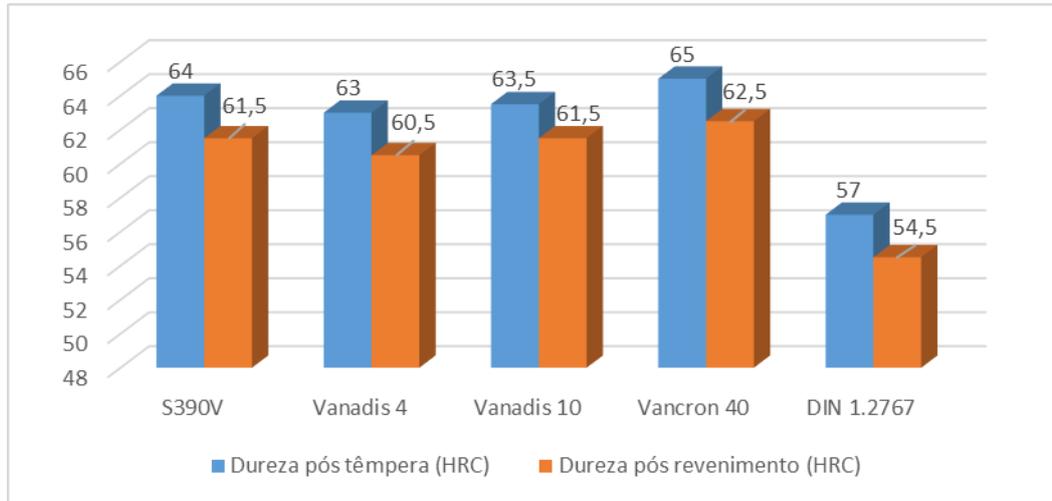
Fonte: Adaptado de www.uddeholm.com, www.schmolz-bickenbach.com.br,
www.bohler-edelstahl.com.

6.2 Ensaio de dureza e Tratamento térmico

Os resultados mostraram os valores de dureza após o tratamento térmico de tempera e revenimento, para os aços em análise no trabalho BOHLER S390, Vanadis® 4, Vanadis® 10, Vancron® 40 e DIN 1.2767, referente aos corpos de prova de Charpy e desgaste, conforme a Figura 6.1 é possível observar que os aços ferramenta sinterizados BOHLER S390, Vanadis® 4, Vanadis® 10 e Vancron® 40 obtiveram resultados entre 60 e 63 HRC pós revenimento.

Já o aço DIN 1.2767 obteve o máximo de 57HRC pós têmpera e 54,5 HRC pós revenimento, o menor valor de dureza entre os materiais tratados termicamente. É importante salientar que este material se trata de um aço produzido por rota convencional e possui menor percentual de elementos de liga, resultando na matriz do aço tratada termicamente menor quantidade de carbonetos formados após o processo de têmpera e revenimento.

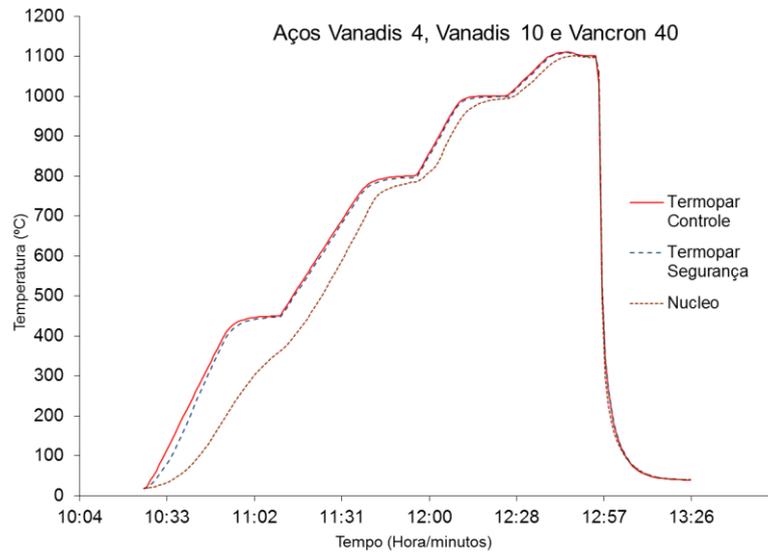
Figura 6.1 Resultados do ensaio de dureza em Rockwell C dos aços sinterizados e convencional após o tratamento térmico de têmpera e revenimento.



Através do software supervisor do Forno a Vácuo, foram obtidas curvas de aquecimento para austenitização e resfriamento, em função do tempo em minutos ou horas, para os ciclos de tratamento térmico de têmpera dos aços sinterizados e convencional ensaiados, conforme pode-se observar nas figuras 6.2, 6.3 e 6.4. Esse recurso em fornos a vácuo, possível visualizar os patamares de aquecimento até austenitização e, deixar o tempo mínimo necessário para total solubilização e, iniciar a etapa de resfriamento sem perder as informações anteriores do ciclo térmico do material.

Na figura 6.2 pode-se observar que se realizou o mesmo ciclo de aquecimento para austenitização e resfriamento, para os aços Vanadis® 4, Vanadis® 10 e Vancron® 40, pois foi possível usar a mesma temperatura de austenitização de 1120°C, em função de os materiais permitirem isso, segundo o fabricante dos aços ferramenta. O resfriamento foi realizado com 6 Bar absolutos de pressão de N₂ gasoso.

Figura 6.2 Curva de aquecimento para austenitização, austenitização para solubilização, e resfriamento em forno a Vácuo para os aços Vanadis® 4, Vanadis® 10 e Vancron® 40.



Na Figura 6.3 pode ser observado que o ciclo de aquecimento para austenitização e resfriamento, para o aço DIN 1.2767, foi realizado usando a temperatura de austenitização de 870°C, na tolerância máxima especificada pelo fabricante do aço DIN 1.2767. O resfriamento foi realizado com 6 Bar absolutos de pressão de N₂ gasoso.

Na figura 6.4, pode-se observar que se realizou o ciclo de aquecimento para austenitização e resfriamento, para o aço BOHLER S390, usando a temperatura de 1150°C para austenitização, dentro da tolerância especificada pelo fabricante Bohler-Uddeholm. O resfriamento foi realizado com 6 Bar absolutos de pressão de N₂ gasoso.

Figura 6.3 Curva de aquecimento, austenitização e resfriamento sob nitrogênio gasoso (N₂) em forno a Vácuo para o aço DIN 1.2767 convencional.

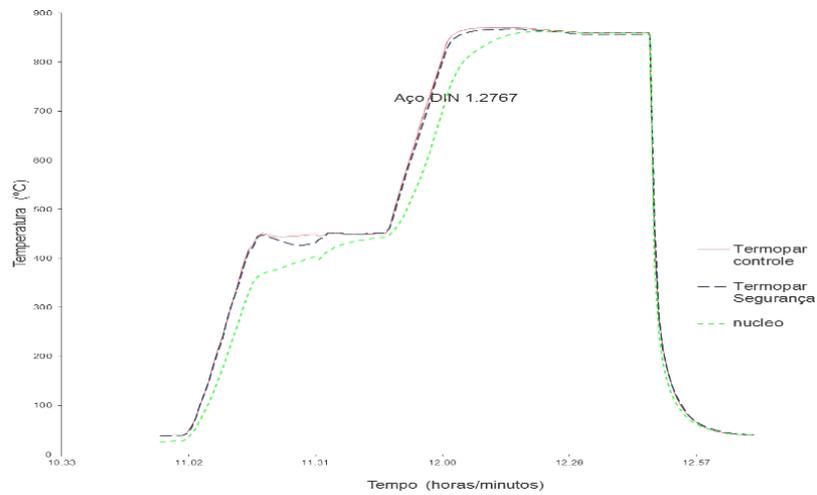
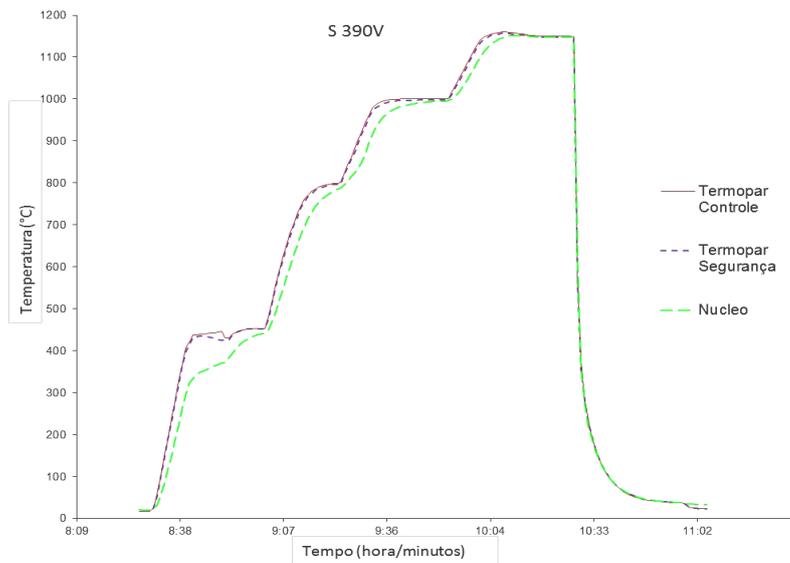


Figura 6.4 Curva de aquecimento, austenitização e resfriamento sob nitrogênio gasoso (N₂) em forno a Vácuo para o aço BOHLER S390 sinterizado.

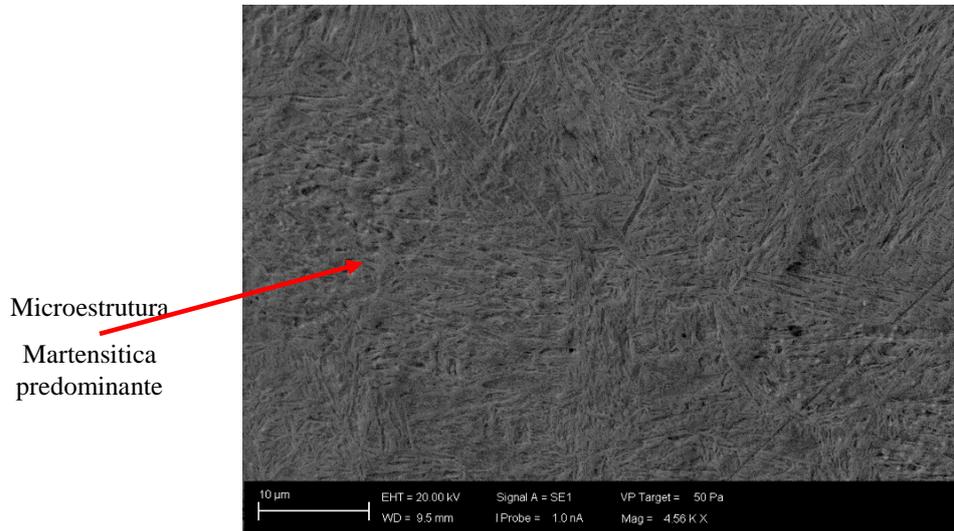


6.3 Caracterização microestrutural – Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

Foram realizadas análises metalográficas dos corpos de prova de desgaste, na seção transversal, para caracterização microestrutural dos aços sinterizados BOHLER S390, Vanadis® 4, Vanadis 19, Vancron® 40 e do aço convencional DIN 1.2767, para se investigar a microestrutura final de cada material e as fases formadas.

Na figura 6.5, observa-se uma microestrutura formada por 100% de martensita revenida no aço DIN 1.2767, sem traços aparentes de carbonetos formados pós tratamento térmico, de acordo com o diagrama de resfriamento contínuo (CCT), descrito no apêndice A.

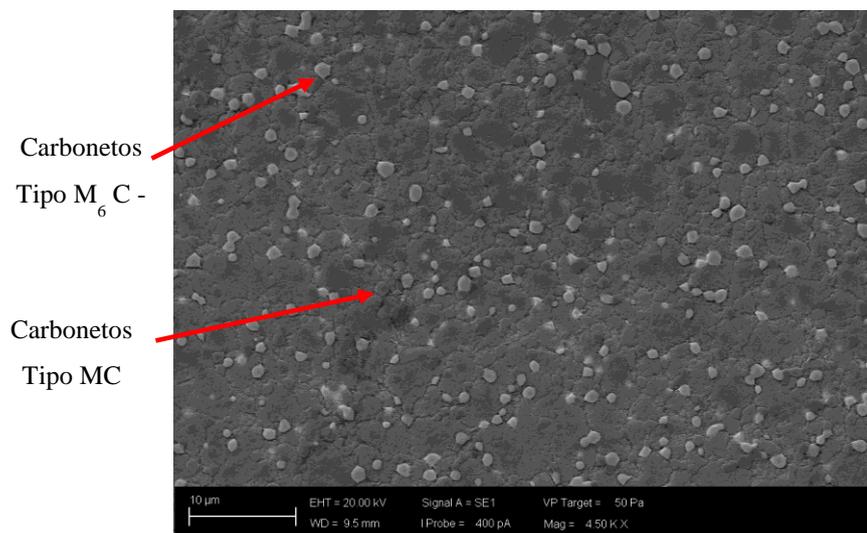
Figura 6.5 Micrografia em MEV do aço DIN 1.2767, mostrando a microestrutura formada por martensita revenida, após 3 ciclos de revenimento.



Fonte: Autor.

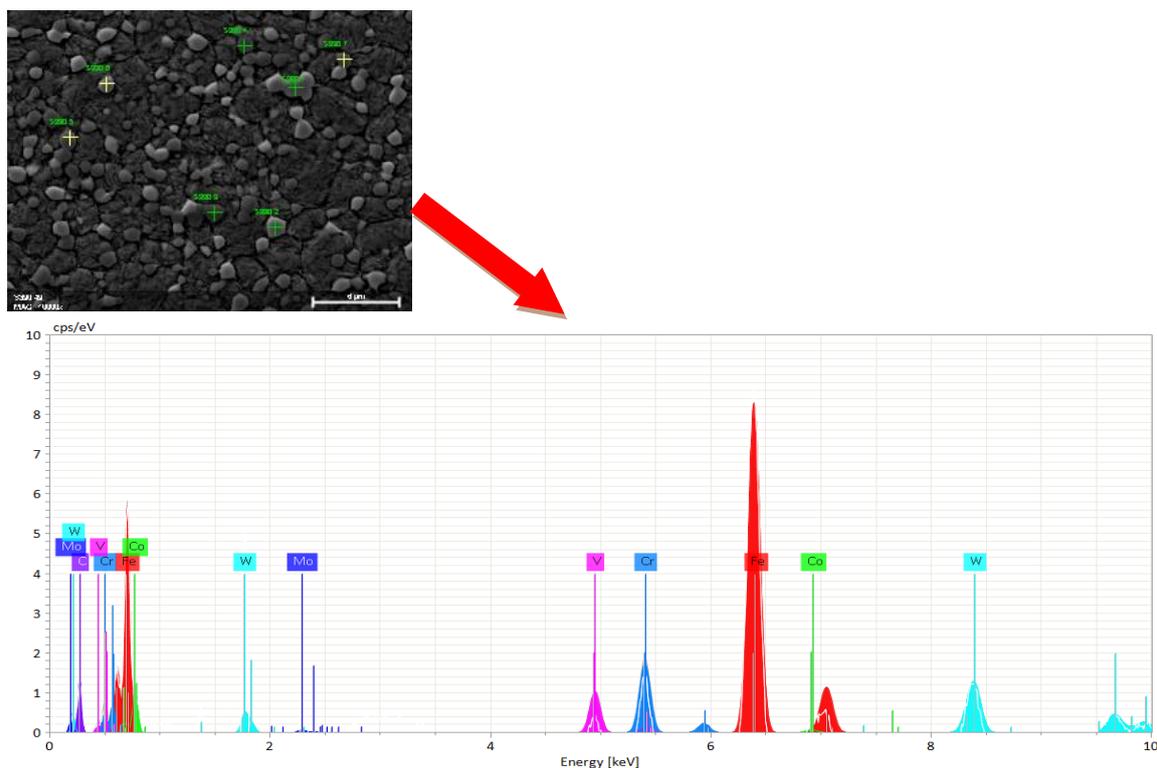
Na Figura 6.6 pode-se observar a microestrutura do aço ferramenta BOHLER S390, formada por martensita revenida e carbonetos primários finamente e uniformemente dispersos na matriz, sem traços de alinhamento de carbonetos. Essa característica de uniformidade na distribuição, tamanho e forma dos carbonetos, pertence aos aços ferramenta sinterizados, tem um efeito benéfico na resistência ao desgaste desses aços (SCHOPF, 2011).

Figura 6.6 Micrografia em MEV do aço ferramenta BOHLER S390, mostrando martensita revenida e carbonetos de elementos de liga dispersos na matriz.



Fonte: Autor.

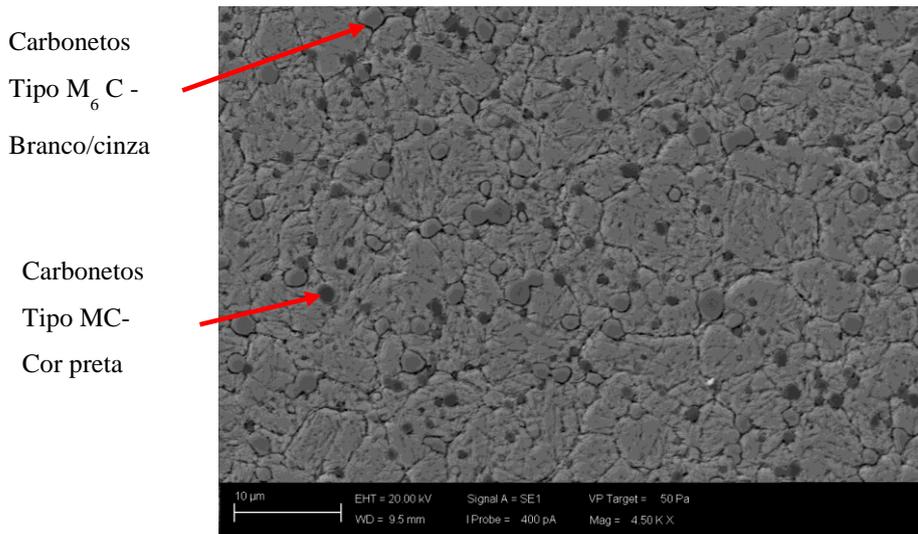
Figura 6.7 Micrografia do aço BOHLER S390 evidenciando o campo de microanálise por EDS nos carbonetos formados na microestrutura.



Através da análise por EDS no aço BOHLER S390, conforme a figura 6.7, pode-se confirmar a formação de carbonetos de V, Cr, W, Co, bem como traços de Mo, o que reforça qualitativamente a quantidade e tipo de carboneto formado na matriz metálica após tratamento térmico,

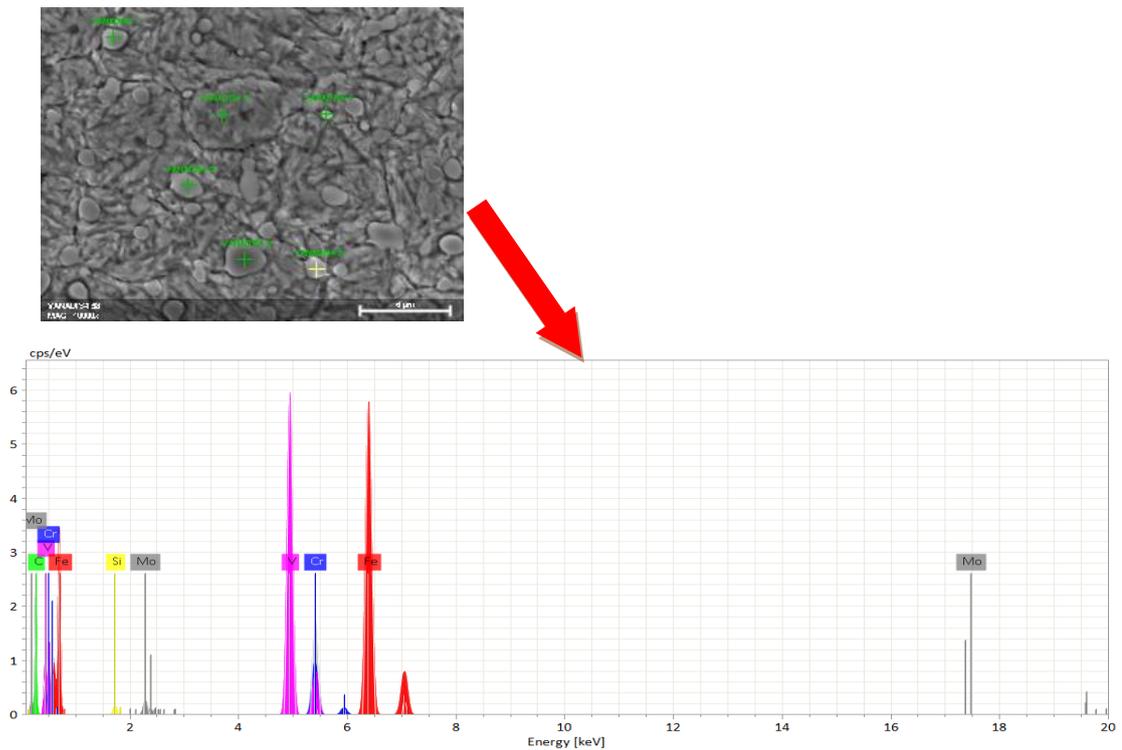
Na análise da figura 6.8 podemos observar uma microestrutura martensítica uniforme, com carbonetos de elementos de liga dispersos na matriz do aço sinterizado Vanadis® 4, sem apresentar traços de formações de rede de carbonetos. Em função de sua composição química, tem forte tendência a formar carbonetos de elementos de liga do tipo MC, como o VC carboneto de vanádio, o que pode ser confirmado pela análise de EDS dos carbonetos da microestrutura do aço, conforme a análise da imagem 6.9.

Figura 6.8 Micrografia em MEV do aço ferramenta Vanadis® 4 mostrando martensita revenida e carbonetos de elementos de liga finamente dispersos na matriz.



Fonte: Autor.

Figura 6.9 Micrografia do aço Vanadis® 4 evidenciando o campo de microanálise por EDS nos carbonetos formados na microestrutura.

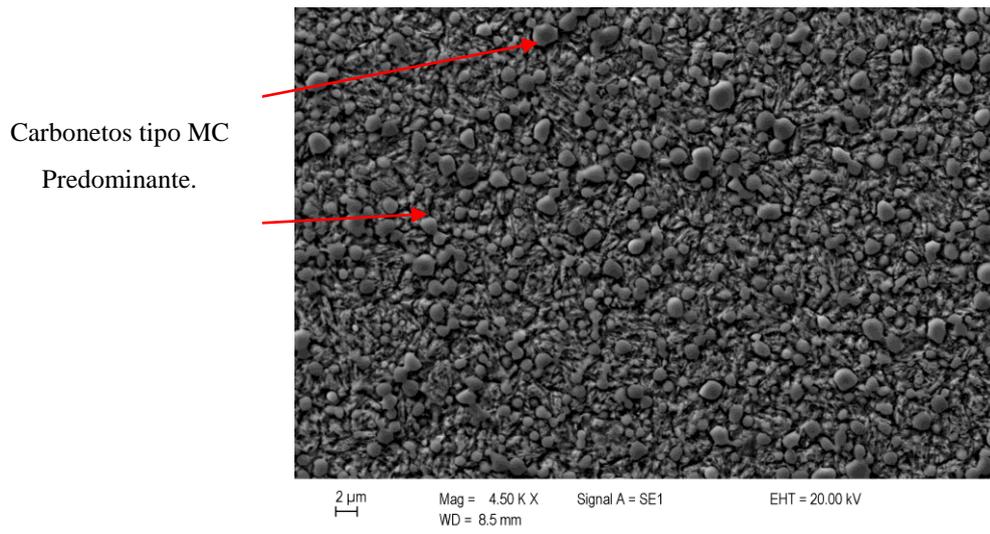


Fonte: Autor.

Em relação à microestrutura do aço Vanadis® 10, conforme a figura 6.10, pode-se observar uma matriz martensítica com carbonetos de elementos de liga dispersos uniformemente, porém, comparativamente ao aço anterior (Vanadis® 4 – figura 6.10) com

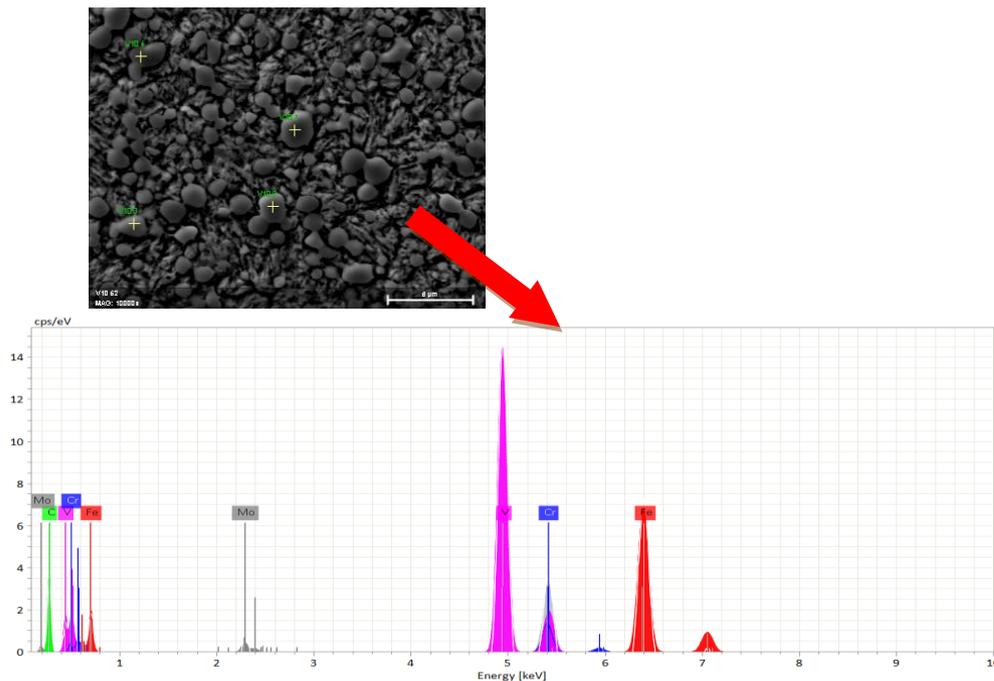
maior quantidade de carbonetos precipitados na matriz. Isso explica-se pelo maior teor de elementos de liga em sua composição química, principalmente Vanádio, qual se encontra em 10% neste caso e têm forte tendência a formar carbonetos de elementos de liga do tipo MC, como o VC carboneto de vanádio. Isso pode ser confirmado pela análise de EDS da matriz metálica, conforme a figura 6.11, qual mostra a formação desses carbonetos.

Figura 6.10 Micrografia em MEV do aço ferramenta Vanadis 10 mostrando martensita revenida e carbonetos de elementos de liga finamente dispersos na matriz.



Fonte: Autor.

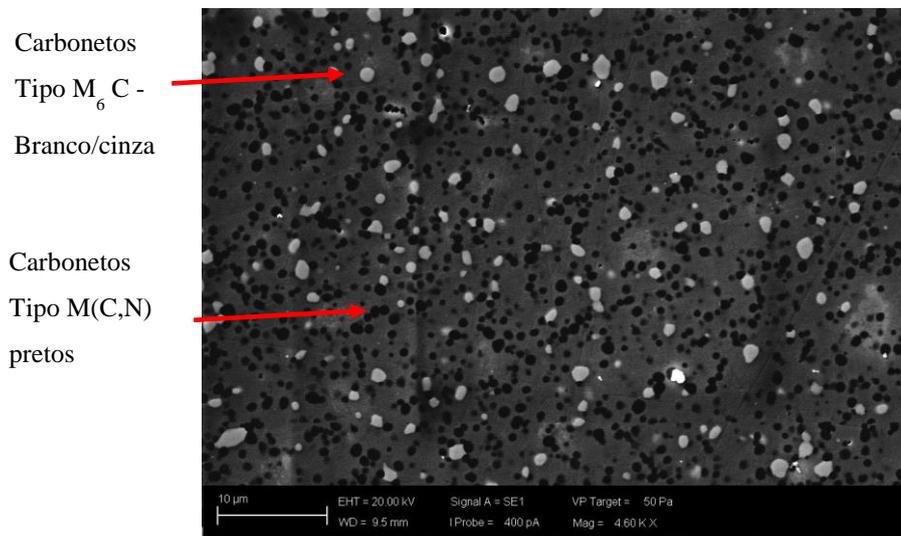
Figura 6.11 Micrografia do aço Vanadis® 10 evidenciando o campo de microanálise por EDS nos carbonetos formados na microestrutura



Fonte: Autor.

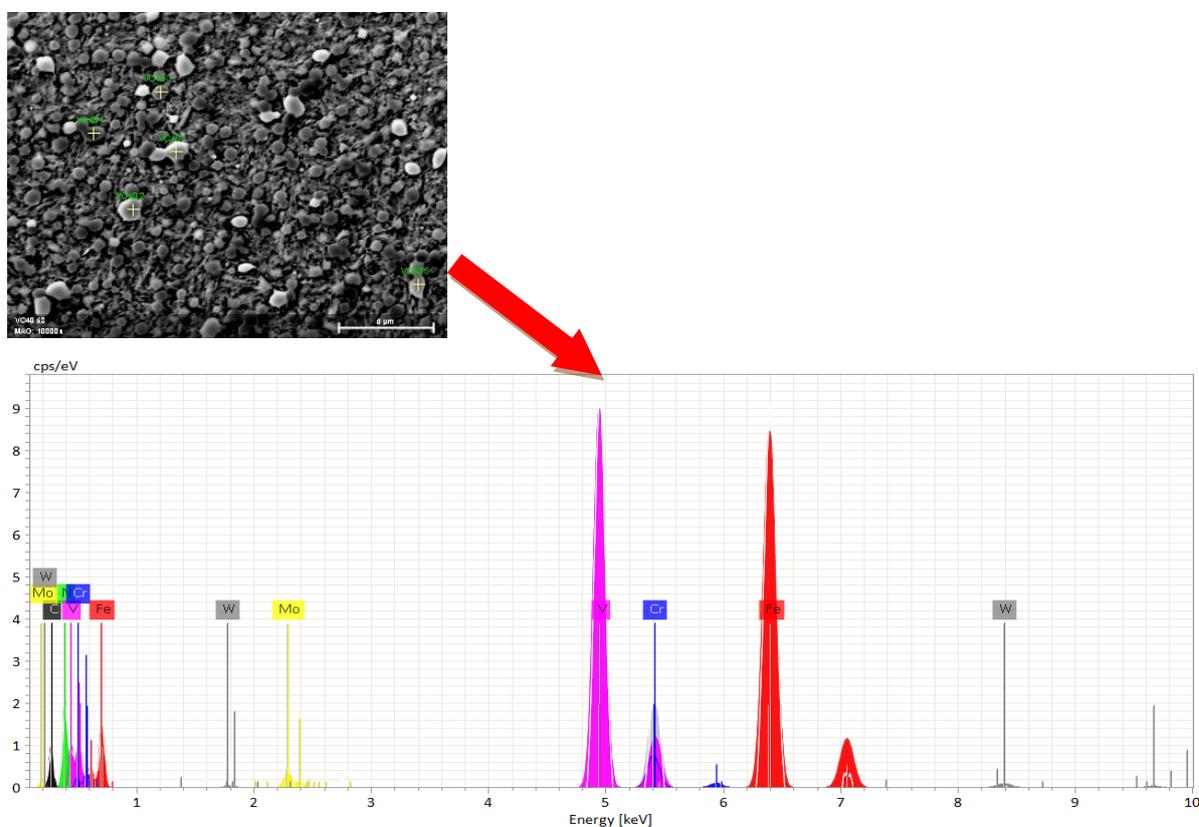
Na Figura 6.12 observa-se a microestrutura do aço Vancron® 40, formada por martensita revenida com carbonetos de elementos de liga finamente dispersos e distribuídos na matriz tratada do aço, também sem formação de rede de carbonetos. Nesse aço, pode-se observar carbonetos compostos por elementos de liga como W, Cr, V, Mo além de nitretos formados pela adição de Nitrogênio neste aço ferramenta, o que pode ser reforçado pela análise por EDS dos carbonetos, conforme a imagem 6.13

Figura 6.12 Micrografia em MEV do aço Vancron® 40 mostrando martensita revenida e carbonetos de elementos de liga finamente dispersos e distribuídos na matriz. Ataque: Nital 3%.



Fonte: Autor.

Figura 6.13 Micrografia do aço Vancron® 40 evidenciando o campo de microanálise por EDS nos carbonetos formados na microestrutura.



Fonte: Autor.

Observou-se em relação a caracterização metalográfica dos aços, que todos os materiais sinterizados formaram uma matriz composta por martensita revenida e carbonetos de elementos de liga dispersos em toda microestrutura, sem descarbonetação ou crescimento de grão. Em relação ao aço DIN 1.2767, verificou-se uma microestrutura resultante formada por martensita revenida sem traços de carbonetos primários ou secundários pós tratamento térmico. Muito provavelmente, esse resultado do aço DIN 1.2767 deve-se a sua composição química original, teor de carbono médio e baixo teor de elementos de liga.

6.4 Ensaio de Impacto Charpy

Na tabela 6.2 são apresentados os resultados do ensaio de impacto realizados à temperatura ambiente.

Tabela 6.2 Resultados médios do ensaio de impacto, para os aços ferramenta ensaiados, temperados e revenidos.

Material	CP 1	CP 2	CP 3	CP 4	CP 5	CP 6	CP 7	CP 8	Média
BOHLER S390	30	22	30	26	28	24	38	34	26,7
Vanadis® 4	80	34	42	-	-	-	-	-	52
Vancron® 40	-	-	-	-	-	-	-	-	-
Vanadis® 10	28	30	26	30	34	30	34	29	30,1
DIN 1.2767	302	330	-	-	-	-	-	-	316

Conforme a tabela 6.2, não foi possível obter resultados de impacto para o aço Vancron® 40 em função de uma avaria na máquina de ensaio instrumentada. Assim como não fora possível ensaiar todos os corpos de prova do aço Vanadis® 4, em função do mesmo problema. Observa-se também um resultado extrapolado de energia para o aço DIN 1.2767 entre os materiais. Muito provavelmente esse resultado pode ser explicado pelo uso de um corpo de prova sem entalhe, em um material de rota convencional.

Como não há na literatura referências de valores de energia de impacto para esses materiais, não é possível comparar com dados de literatura os resultados obtidos experimentalmente.

6.5 Ensaio de rugosidade

Os resultados obtidos do ensaio de rugosidade, para todos os aços ferramenta ensaiados nas condições superficiais de polido e retificado, estão discriminados na tabela 6.3, evidenciando a diferença de rugosidade entre os acabamentos polido e retificado, antes dos corpos de prova serem ensaiados. O objetivo deste ensaio fora caracterizar a rugosidade e verificar a influência dos diferentes acabamentos, no ensaio de desgaste.

Tabela 6.3 Resultados de rugosidade superficial – parâmetro Ra (μm), para as amostras ensaiadas.

Material	Polido	Retificado
BOHLER S390	0,0996	0,202
Vanadis® 4	0,0986	0,299
Vancron® 40	0,101	0,347
Vanadis® 10	0,102	0,288
DIN 1.2767	0,103	0,584

6.6 Ensaio de desgaste

Segue na tabela 6.4 os resultados calculados conforme a equação (2), para volume desgastado dos materiais ensaiados nos acabamentos polidos e retificados.

Tabela 6.4 Resultados obtidos de volume desgastado para os aços estudados.

Aço	Acabamento Superficial	Corpo de Prova	Raio Maior (mm)	Raio Menor (mm)	Volume desgastado (mm ³)
BOHLER S390	Polido	CP 1	10,25	9,87	0,10
		CP 2	10,26	9,85	0,12
		CP 3	10,29	9,89	0,11
	Retificado	CP 1	10,26	9,90	0,08
		CP 2	10,07	9,59	0,19
		*CP 3	10,17	10,01	0,01
Vanadis® 4	Polido	CP 1	10,30	9,84	0,17
		CP 2	10,27	9,81	0,17
		CP 3	10,30	9,83	0,18
	Retificado	CP 1	10,28	9,89	0,10
		CP 2	10,30	9,92	0,10
		CP 3	10,30	9,87	0,13
Vancron® 40	Polido	CP 1	10,27	9,85	0,13
		CP 2	10,35	9,90	0,16
		CP 3	10,27	9,88	0,10
	Retificado	CP 1	10,29	9,89	0,11
		CP 2	10,29	9,83	0,18
		CP 3	10,30	9,87	0,14
Vanadis® 10	Polido	CP 1	10,30	9,85	0,16
		CP 2	10,26	9,89	0,09
		CP 3	10,28	9,84	0,15
	Retificado	CP 1	10,34	9,86	0,19
		CP 2	10,32	9,80	0,25
		CP 3	10,35	9,84	0,23
DIN 1.2767	Polido	CP 1	10,32	9,82	0,21
		CP 2	10,29	9,78	0,23
		CP 3	10,27	9,79	0,20
	Retificado	CP 1	10,32	9,83	0,20
		CP 2	10,31	9,83	0,20
		CP 3	10,29	9,82	0,18

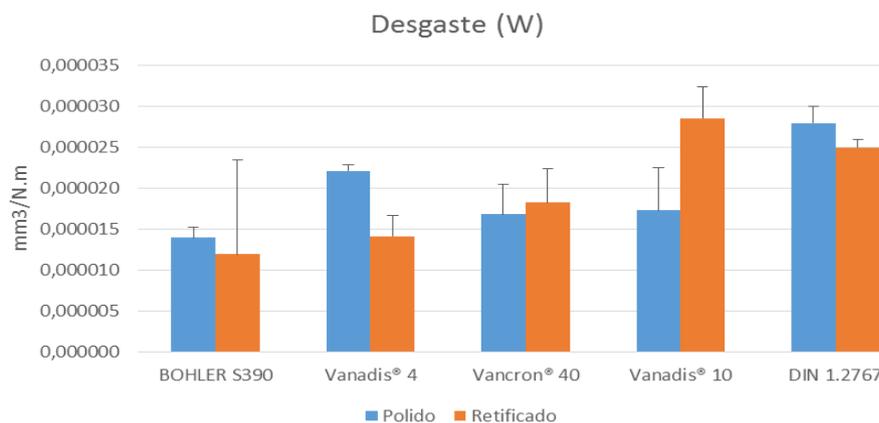
Os resultados da tabela 6.4 mostraram menor volume desgastado na condição retificada relativo à polida, para o aço BOHLER S390 após ensaio. Cabe salientar que, o corpo de prova 3 na condição retificada, do aço BOHLER S390 foi desprezado no cálculo de desgaste (W), pois apresentou uma dispersão muito grande em relação aos outros resultados na mesma condição.*

Para o aço Vanadis® 4 também se observa menor volume na condição retificada em relação à polida. Em relação ao aço Vancron® 40 observou-se volumes similares nas duas condições de acabamento retificada e polida, comportamento este que também foi verificado para o aço DIN 1.2767. Para o aço Vanadis® 10, verificou-se um comportamento diferente

dos demais materiais, onde houve menor volume desgastado na condição polida em relação à retificada.

A figura 6.14, mostra os resultados de desgaste médios de três ensaios, para cada aço ensaiado na condição retificada e polida. Observa-se para os materiais polidos, resultados similares para os materiais, com exceção dos aços Vanadis® 10 e DIN 1.2767. Os ensaios no acabamento retificado, mostraram resultados similares entre os materiais BOHLER S390, Vanadis® 4 e Vancron® 40, apresentando menor desgaste. Dentre todos os materiais ensaiados, observa-se o melhor desempenho para o BOHLER S390 em ambas as condições superficiais retificada e polida. O Material que apresentou maior desgaste, maior W portanto, foi o aço DIN 1.2767 tanto na condição polida e retificada.

Figura 6.14 Resultados médios do parâmetro de desgaste (W) para os aços, ensaiados na condição polida e retificada.



Cabe salientar que o material DIN 1.2767 é um aço fabricado pela rota convencional de lingotamento e, não pelo processo de sinterização como os outros materiais. Ou seja, apresenta uma microestrutura mais grosseira comparativamente aos materiais sinterizados, que passam por refinamentos por eletroescória (ESR) pós solidificação, por exemplo.

Observa-se que os valores numéricos dos resultados dos ensaios de desgaste são próximos à zero, o que pode inferir a erros de medições consideráveis quando medidos entre si, como, por exemplo, os resultados da espessura da trilha desgastada. Outra forma de medir desgaste, segundo a norma ASTM G99, seria pelo uso comparativo da diferença de massa inicial e final e posterior cálculo da resistência ao desgaste do material. Porém, como os valores de diferença de massa final e inicial não foram possíveis de serem medidos em um comparador de massa (Balança) compatível com a diferença de massa dos ensaios.

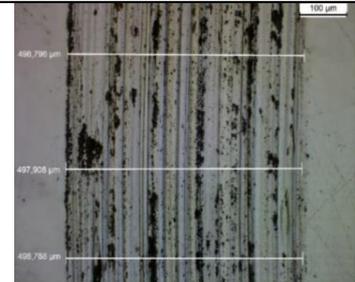
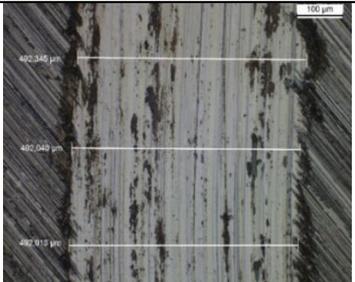
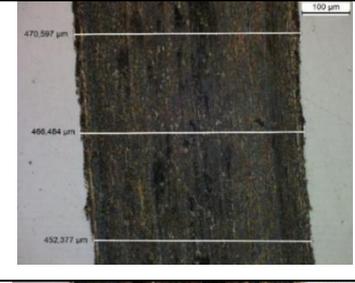
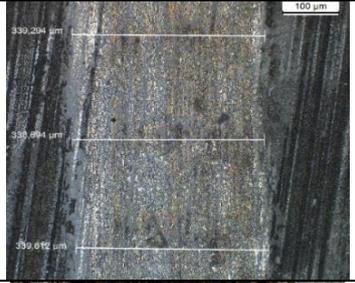
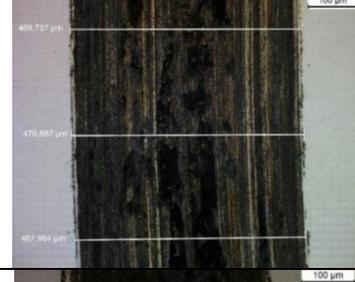
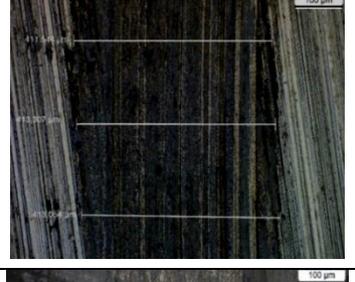
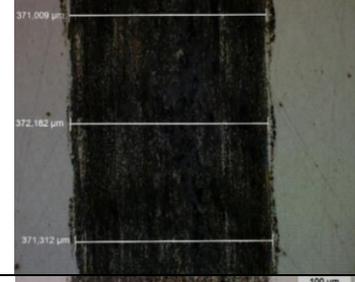
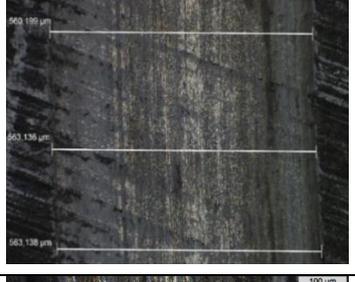
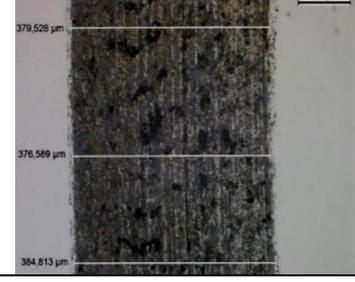
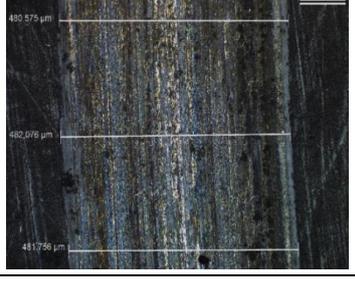
Conforme a figura 6.15 observa-se a superfície 3D representativa da superfície do material BOHLER S390 ensaiado, para compreender melhor a superfície de desgaste. No mesmo plano ensaiado, porém não fora possível quantificar o perfil desgastado pelo equipamento LEICA DM 2700 M para o aço ensaiado.



Figura 6.15 Exemplo de macrografia da superfície de desgaste em um plano 3D gerado em software em microscópio automatizado LEICA DM 2700 M – Amostra do aço BOHLER S390. Aumento: 200X.

Na figura 6.16 observa-se as micrografias das superfícies de desgaste para todos os materiais, ensaiadas nas condições de acabamento polido e retificado, na carga de 20N em tribômetro universal. Os resultados foram obtidos com auxílio de um microscópio automatizado Leica, modelo DM 2700 M do Laboratório de Metalurgia Física –LAMEF, da UFRGS. Os resultados mostram a medida das larguras das trilhas e superfície de desgaste qualitativamente, para os aços testados nas condições retificada e polida.

Figura 6.16 Micrografias das trilhas na superfície de desgaste medidas em microscópio Óptico automatizado.

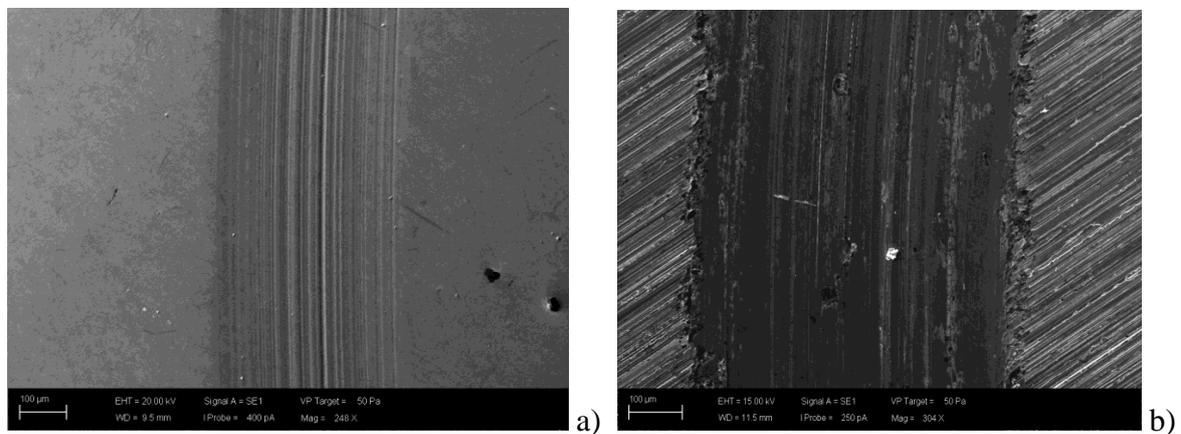
Material	Polido	Retificado
DIN 1.2767		
Vanadis® 4		
Vancron® 40		
Vanadis® 10		
BOHLER S390		

Na figura 6.16 mostra o perfil micrográfico das trilhas de desgaste, após o ensaio de desgaste Pino e disco. É possível visualizar a interface da trilha e superfície não ensaiada, nos acabamentos retificados e polidos visualizados, obtidos em microscópio óptico, entretanto por esta técnica não foi possível mensurar o perfil dimensional da trilha de desgaste.

6.7 Caracterização superficial do desgaste – Microscopia eletrônica de varredura (MEV)

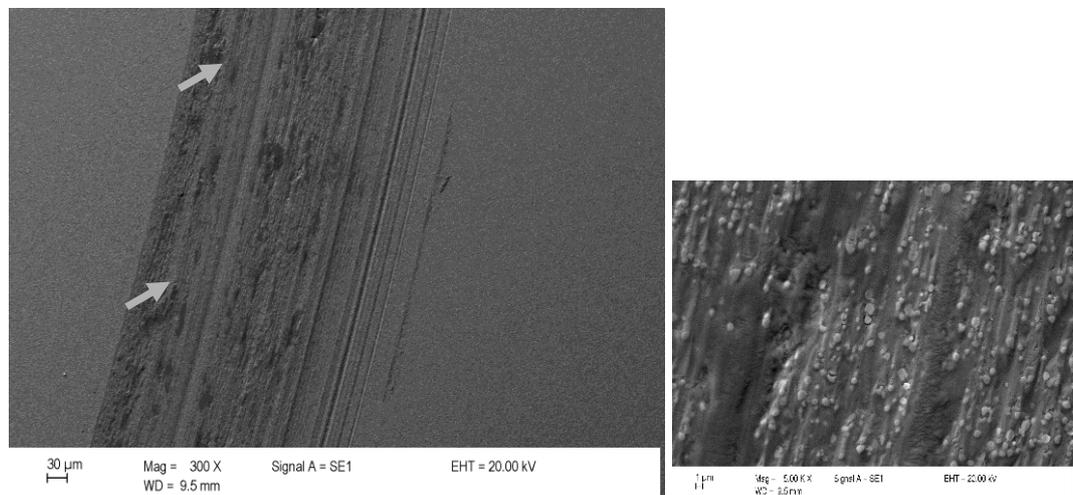
Com objetivo de caracterizar e compreender melhor os resultados de desgaste nos aços ferramenta, foram analisadas e caracterizadas superfícies de desgaste dos aços após o ensaio de Pino e disco. Nesse contexto, foram analisados os aços com maior desgaste e menor desgaste, DIN 1.2767 e BOHLER S390. Na figura 6.17, verificamos a imagem da superfície do aço convencional DIN 1.2767, no acabamento polido e retificado, obtida no MEV. Observam-se ranhuras constantes na trilha de desgaste, após ensaio, indicando possível desgaste abrasivo nesta região.

Figura 6.17 Micrografia da superfície de desgaste do aço DIN 1.2767 obtida em MEV, evidenciando o padrão de desgaste da trilha após ensaio, relativo ao acabamento polido (a) e retificado (b).



Na figura 6.18 podemos observar a micrografia da trilha obtida em MEV para o aço BOHLER S390 ensaiado, qual apresentou o melhor desempenho de resistência ao desgaste, conforme os resultados apresentados na Figura 6.11.

Figura 6.18 Micrografia do aço BOHLER S390 obtida em MEV, evidenciando o perfil da trilha de desgaste no acabamento polido.

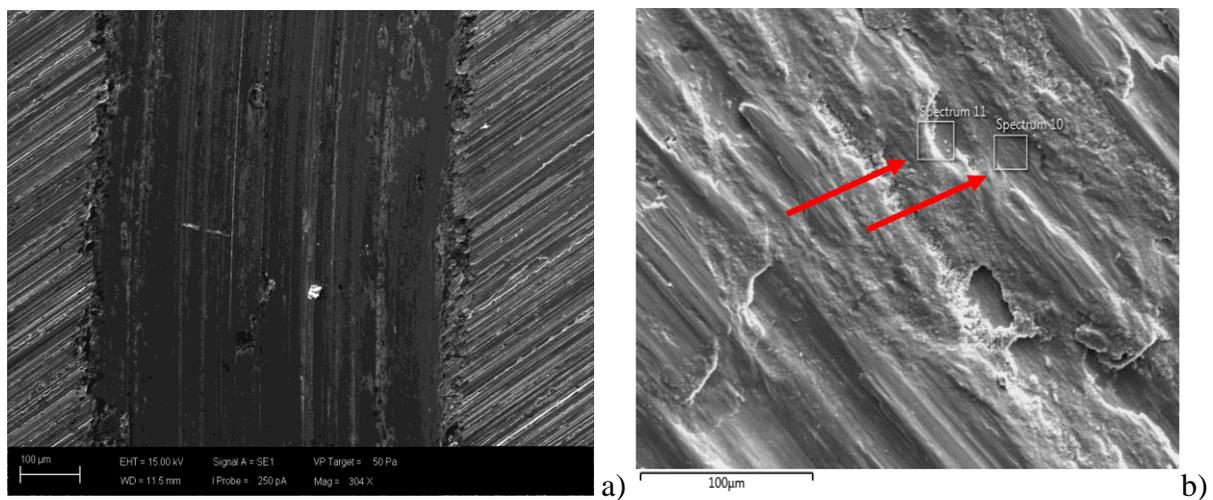


Observam-se qualitativamente ranhuras de desgaste no aço BOHLER S390 indicadas pelas setas brancas na figura 6.19 conforme a imagem. Ampliando-se a região da trilha (no detalhe), observam-se na imagem em detalhe as ranhuras ampliadas bem como os carbonetos de elementos de liga, evidenciando o desgaste abrasivo. Muito provavelmente o seu melhor desempenho foi favorecido pela quantidade de elementos de liga formadores de carbonetos primários (como carbonetos de W, Cr, V, Mo) que conferem ancoragem à resistência ao desgaste da matriz metálica do aço ensaiado.

6.8 Microanálise por EDS

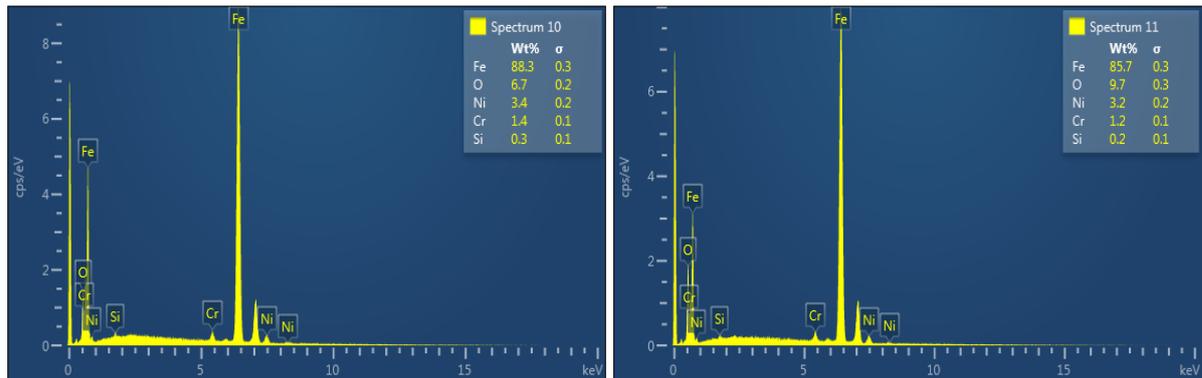
Foi realizada análise química por EDS nos aços DIN 1.2767 e BOHLER S390 para caracterização do desgaste na trilha após ensaio e a formação de possíveis óxidos. A figura 6.19 (a) e (b) mostra as regiões onde foram realizadas microanálises da trilha de desgaste no aço, para caracterização de possíveis óxidos formados na trilha.

Figura 6.19 Micrografia da superfície de desgaste do aço DIN 1.2767 na condição retificado obtida em MEV (a), evidenciando o as regiões de análise por EDS no aço DIN 1.2767 na condição retificado (b).



Aos resultados de microanálise química podem ser observados nas regiões dos espectros 10 e 11, conforme os resultados na figura 6.20.

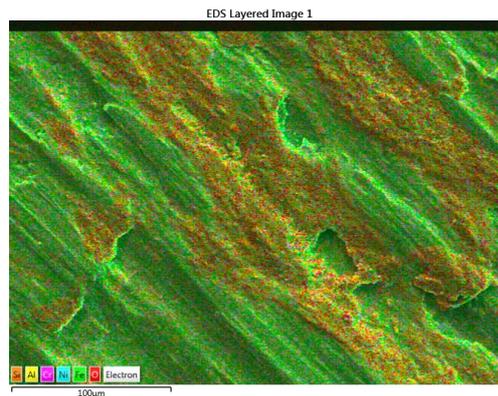
Figura 6.20 Resultados da análise por EDS do aço DIN 1.2767 obtida em MEV, mostrando a composição química da região do espectro 10 e 11.



Os resultados de microanálise na figura 6.20 mostram predominância de formação de Fe e O na trilha do aço após ensaio. Isso demonstra muito provavelmente que, nessas regiões da trilha de desgaste, houve formação de óxidos durante o ensaio tribológico muito provavelmente em função do sistema tribológico adotado é ao ar ambiente, sem uso de proteção contra processos de oxidação, durante o ensaio por exemplo.

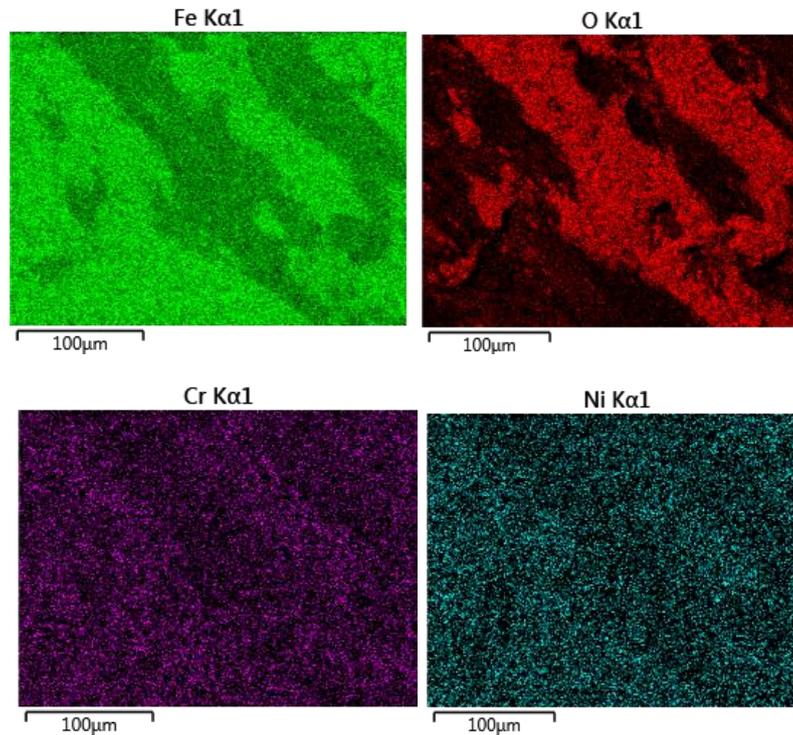
Os resultados da análise de EDS pelo recurso “Mapping” do MEV, puderam confirmar os pontos de formação de óxido, dentro da trilha, após ensaio. É possível ver uma região de predominância de formação de óxidos na análise, além dos resultados de microanálise dos elementos químicos no aço DIN 1.2767 retificado.

Figura 6.21 Resultados da análise por EDS do aço DIN 1.2767 obtida em MEV, usando o recurso do Mapping.



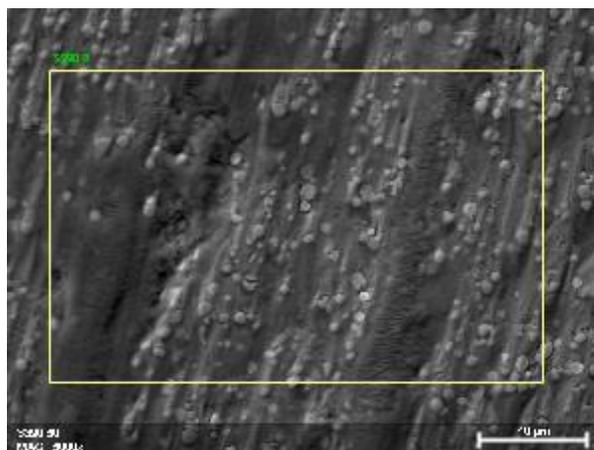
A figura 6.21 evidencia o campo analisado por EDS, enquanto que a figura 6.22 mostra os resultados de análise da região analisada com recurso mapping, ou seja, uma análise química mapeada do campo selecionado, em análise. É possível verificar que a predominância de Fe e O, em relação aos outros elementos químicos resultantes da análise.

Figura 6.22 Mapeamento da composição química via EDS para os diferentes elementos indicados. A região da qual este mapa de composição foi obtido é apresentado na Figura 6.22.



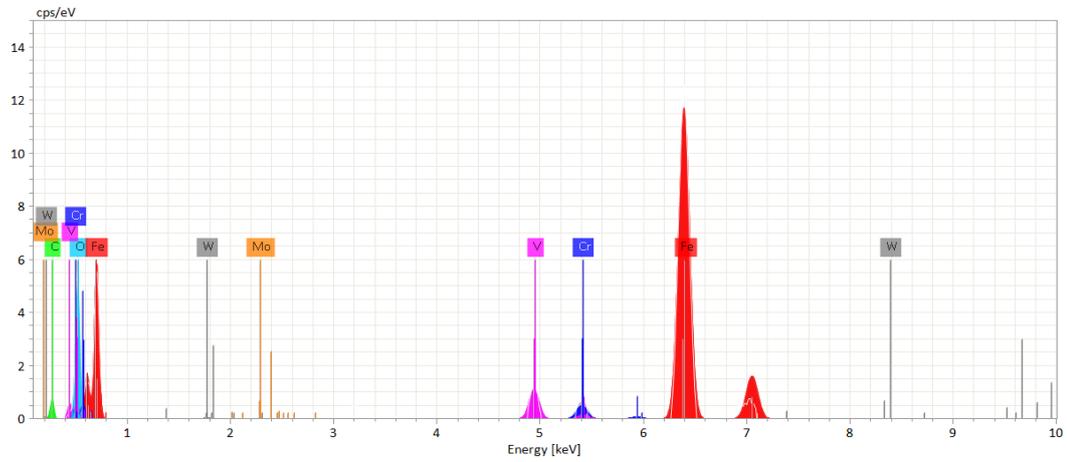
Com objetivo similar ao aço DIN 1.2767, realizou-se a microanálise da trilha de desgaste do aço com menor desgaste BOHLER S390, quais podem ser visualizados nas figuras 6.23 e 6.24 conforme a micrografia em MEV e a região do espectro de microanálise por EDS no campo analisado na imagem.

Figura 6.23 Micrografia do aço BOHLER S390 em MEV, mostrando a região de microanálise por EDS.



A figura 6.23 mostra a região da trilha de desgaste qual foi realizada uma microanálise química por EDS, evidenciando os principais elementos químicos formadores de carbonetos na microestrutura, conforme demonstra a figura 6.24.

Figura 6.24 Resultados da análise por EDS do aço BOHLER S390 obtida em MEV, mostrando a composição química da região do espectro de composição química.



Os resultados de microanálise por EDS no aço BOHLER S390 mostram a matriz do aço ferramenta, evidenciando traços dos elementos V, W, Cr, Mo e O, além da predominância de Fe da base da liga de aço, o que pode ser esperado para um aço ferramenta ligado ao W, Cr, V, Mo e Co, elementos formadores de carbonetos endurecedores da matriz.

7.0 CONCLUSÕES

Os resultados dos ensaios tribológicos para as condições de contorno ensaiadas, mostraram menor desgaste para o aço BOHLER S390, tanto na condição retificada quanto polida. Esse resultado muito provavelmente está relacionado à sua composição química e percentual de elementos de liga formadores de carbonetos primários como W, Cr, V, Co e Mo, que conferem ancoragem à resistência ao desgaste da matriz metálica do aço. De acordo com a literatura, a quantidade de carbonetos, forma e distribuição dos mesmos na matriz do aço, bem como a dureza final obtida no material, contribuem fortemente para o aumento da resistência ao desgaste dos aços ferramentas.

O aço ferramenta DIN 1.2767 foi o material que mostrou maior desgaste em ambas condições polido e retificado dentre os materiais. Esse desempenho muito provavelmente pode ser explicado pela característica de composição química do material, com pequeno percentual de elementos de liga formadores de carbonetos resistentes ao desgaste, consequentemente uma dureza final do material limitada, obtendo uma microestrutura martensítica no aço com baixo percentual de carbonetos na matriz do aço. Cabe ressaltar também que o material DIN 1.2767 trata-se de um aço ferramenta produzido pela rota convencional, não sendo fabricado pela metalurgia do pó, apresentando uma microestrutura mais heterogênea em relação aos outros materiais ensaiados. Percentualmente o aço DIN 1.2767 apresentou um desgaste 50% maior comparativamente ao BOHLER S390.

Em ambas condições de acabamento testadas não se mensurou uma influência significativa da variação de acabamento superficial retificado ou polido, nos resultados no desgaste (W). Entretanto numericamente, alguns materiais como BOHLER S390, Vancron® 40 apresentaram menor parâmetro de desgaste (W) na condição retificada em relação a polida, após ensaio.

Os resultados de caracterização superficial em MEV e microanálise por EDS, contribuíram para avaliar os resultados de desgaste, como avaliar a formação de filmes de óxidos de ferro, na região da área da trilha desgastada após ensaio, bem como caracterizar a microestrutura do material na região da trilha, evidenciando a formação e distribuição de carbonetos na microestrutura final do aço, o que contribui significativamente para resistência

ao desgaste do aço. Observa-se que em termos de desgaste ocorre formação de óxidos superficiais na trilha nos aços após o ensaio, o que termodinamicamente deve acontecer nos materiais já que foram ensaiados sob condições de acabamento retificadas e polidas, sem revestimento superficial e nem proteção atmosférica no ensaio, sendo realizados ao ar. E isso, provavelmente tem peso menor.

A caracterização metalográfica dos aços ferramenta sinterizados e convencional, mostraram que no tratamento térmico de tempera e revenimento, realizado nos materiais foi satisfatório, não evidenciando problemas metalúrgicos na etapa de tratamento térmico, como crescimento de grão, formação de carbonetos no contorno de grão, trincas térmicas por acúmulo de tensões residuais, nem mesmo reações de descarbonetação, por exemplo, mostrando uma microestrutura formada por martensita revenida uniforme, sem regiões de fases não transformadas na matriz dos aços ferramenta tratados termicamente.

8.0 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

As recomendações para desenvolver trabalhos futuros nesta área são:

- Avaliar mecanismos de desgaste em condições com filme lubrificante no sistema tribológico ensaiado para os aços ferramenta sinterizados e convencionais.
- Mensurar a resistência e taxa de desgaste utilizando cargas maiores de 20N até 300N e avaliar a influência da pressão de ensaio na taxa de desgaste, em equipamento tribológico dedicado a esse objetivo.
- Utilizar camadas de revestimento com rugosidades e Ra controladas, como camadas à base de nitretos de alumínio-titânio (TiAlN), carbonitretos de alumínio-titânio (TiAlCN), carbonitretos de Titânio (TiCN), nitreto de titânio (TiN), nitretos de cromo CrN ou ainda revestimentos de última geração à base de nanocompósitos cerâmicos e, avaliar a resistência ao desgaste do sistema tribológico quando aplicada a camada em aços ferramenta sinterizados.
- Mensurar a fração de desgaste adesivo e abrasivo que ocorre na superfície da amostra após ensaio, para entender o comportamento da liga metálica e/ou revestimento após aplicação de uma carga de ensaio de desgaste.
- Avaliar a influência do coeficiente de atrito na taxa de desgaste de aços ferramenta sinterizados.

9.0 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ASM International – Surface Engineering for corrosion and Wear resistance. ASM international. (2001).

BAHRAMIA, A. et.al. **Effects of conventional heat treatment on wear resistance of AISI H13 tool steel.** Wear. N° 258. p. 846–851. 2005.

BERGMAN, F. et al. **The influence of the primary carbides and test parameters on abrasive and erosive wear of selected MP high speed stels.** Tribology International Vol 30. N° 3. P. 183-191 1997.

BUDINSKI, K.G . **Surface engineering for wear resistance.** Prentice Hall 1988.

CASELLAS, Daniel. et.al. **Fracture toughness of carbides in tool steels evaluated by nanoindentation.** Acta Materialia. N° 55. P. 4277–4286. 2007.

DANG-SHEN, et.al. **Influence of thermal homogenization treatment on structure and impact toughness of H13 ESR steel.** Journal of iron and steel research international. p. 56-60. 2009.

ESSADIQI, E. **Tool Steels.** Taylor & Francis Group LLC. 2006

FONTALVO, G.A et all. **Microstructural aspects determining the adhesive wear of tool steels.** Wear N° 260. P.1028-1034 2005.

GAARD, A. et al. **Influence of tool steel microstructure on origin of galling initiation and wear mechanisms under dry sliding against a carbon steel sheet.** Wear N°267. P. 387-393 2009.

HATAMI, Spehr et al. **Galling related surface properties of powder metturgical tool steels alloyed with and without nitrogen.** Wear N° 269. P. 229-240 2010.

HEIDE, Van Der et al. **Galling initiation due to frictional heating.** Wear N°254. P. 1127-1133 2003.

HUCTCHINGS, I.M. **Tribology-Friction and wear of engineering material.** 1°Edition, London U.K 1992. Edward Arnold Publications.

JUNIOR, Edmo Soares. **Efeito do tratamento térmico na microestrutura e nas propriedades mecânicas de aços-ferramenta para trabalho a frio.** Dissertação de Mestrado. USP, 2006.

KARLSSON, Patrik.et.al. **Galling resistance and wear mechanisms for cold-work tool steels in lubricated sliding against high strength stainless steel sheets.** Wear. P.92-97. 2012.

- KENNEDY, David et al. **Methods of wear testing for advanced surface coatings and bulk Materials.** Journal of Materials Processing Technology N° 77. P.246-253 1998.
- KIRKHORN, L. et al. **The influence of tool steel microstructure on friction in sheet metal forming.** Wear N° 302. P. 1268- 1278 2013.
- KRAUSS, George. **Steels: Heat Treatment and Processing Principles.** ASM International. Ohio. 1990.
- LESKOVSEK, V. and Podgornik, B. **Vacuum heat treatment, deep cryogenic treatment and simultaneous pulse plasma nitriding and tempering of P/M S390MC steel.** Journal of Materials science and Engineering A N° 531. P. 119-129 2012.
- LESKOVSEK, V. ULE, B. **Improved vacuum heat-treatment for fine-blanking tools from high-speed steel M2.** Journal of Materials Processing technology. V. 82. P. 89-94. 1998.
- MAATTA, A. et al. **Friction and adhesion of stainless steel strip against tool steels in unlubricated sliding with high contact load.** Tribology international N°34. P.779-786 2001
- MACIEL, José Carlos. NAVES, Geraldo Lúcio. FRANÇA, Luiz César. **Aços Ferramenta e Tratamento Térmico.** Villares Metals. 2004.
- MATAMOROS, Efrain Pantaléon, **Modelo de desgaste oxidativo baseado em parâmetros termodinâmicos.** Tese de Doutorado. Politécnica da USP 2004.
- Materials.** Journal of Materials Processing Technology N° 77. P.246-253 1998.
- MATTAR, Taha. et.al. **Improving the wear resistance of M41 steel by nitrogen alloying and ESR.** Materials Characterization. p. 407-415. 2007.
- NOSAR, Nima Safara et al. **Influence of tool steel surface topography on adhesion and material transfer in stainless steel/tool steel sliding contact.** Wear N° 303. P. 30-39 2013.
- OKONKWO, Paul C et al. **The effect of temperature on sliding wear of steel-tool steel pairs.** Wear N° 282- 283. P. 23-30 2012.
- PAVLÍCKOVA, M. et.al. **Thermal treatment of MP-tool steel alloyed with niobium.** Materials Science and Engineering. N° A356. P. 200-/207.2003.
- PING JI, Ying et al. **Effect of carbon contents on dry sliding wear behavior of high vanadium high speed steel.** Wear N° 294-295. P. 239-245 2012.
- PODGORNIK, B. et al. **Improving tribological properties of tool steels through combination of deep-cryogenic treatment and plasma nitriding.** Wear N°288. P. 88-93 2012.
- PODGORNIK, B. et al. **Influence of surface roughness and coating type on the galling properties of coated forming tool steel.** Surface and Coatings Technology N° 184. P. 338-348 2004.

PRABHUDEV, K.H. **Handbook of Heat Treatment of Steels**. Tata McGraw-Hill Publishing Company Limited. New Delhi. 1992.

PUGLIA, A Del., et.al. **Mathematical models of phase transformations and shape variations in a-mechanical component during high vacuum hardening**. Vacuum. Vol. 3. P.199-205.1985.

ROBERTS, George. KRAUSS, George. KENNEDY, Richard. **Tool Steels**. ASM International. USA. 1998.

SANNA ALA-Kleme, et.al. **Abrasive wear properties of tool steel matrix composites in rubber wheel abrasion test and laboratory cone crusher experiments**. Wear. N° 263. P. 180–187. 2007.

SCHOPF, Roberto et al. **Resistência ao desgaste abrasivo de aços ferramenta avaliada por meio de ensaio pino- disco**. 6° Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação – COBEF 2011.

STACHOWIAK, G. W. - **Engineering Tribology** - 3° edition Elsevier Inc. 2005
stainless steel evaluated by the pin-on-disc testing. Journal of materials processing technology N°205. P. 353–359 2008.

SUCHÁNEK, J. KUKLÍK, V. **Influence of heat and thermochemical treatment on abrasion resistance of structural and tool steels**. Wear. N° 267. P. 2100-20108. 2009.

TOTTEN, George E. **Steel Heat Treatment Handbook – Equipament and process design**. 2.ed. USA. Taylor and Francis Group. 2006.

Tribometer User Manual, **CSM Tribometer –Version R0.1.3^a** .Sept 2012

VARDAVOULIAS, M. **The role of the hard second phases in the mild oxidational wear mechanisms os the high speed steel –based materials**. Wear, 173, P. 105- 114. 1994

VENDRAMIM, João Carmo. **Introdução ao Processo Térmico – Parte I – Têmpera a Vácuo**. Revista Industrial Heating. P.68-72. 2013.

Villares Metals- www.villares.com.br, acesso em 04/05/2014.

WILIAMS, John. **Engineering Tribology**. Cambridge Univertisty Press. USA. 1.ed. 2006.

WORD STEEL ASSOCIATION. www.wordsteel.org, Acesso em 10/10/2016.

YOUSIF, B.F. **Design of newly fabricated tribological machine for wear and frictional experiments under dry/wet condition**. Materials and design N°48. P. 2-13 2013.

www.bohler-edelstahl.com , acesso em 28/05/2014.

www.uddeholm.com acesso em 06/06/2014.

<http://www.schmolz-bickenbach.com.br>, acesso em 11/12/14.

www.bohler-edelstahl.com acesso em 08/06/2014- [Bohler-Edestahl BOHLER S390 properties metallurgy.pdf

www.bohler-edelstahl.com acesso em 08/06/2014 [Bohler-Edestahl Vancron® 40 properties metallurgy.pdf

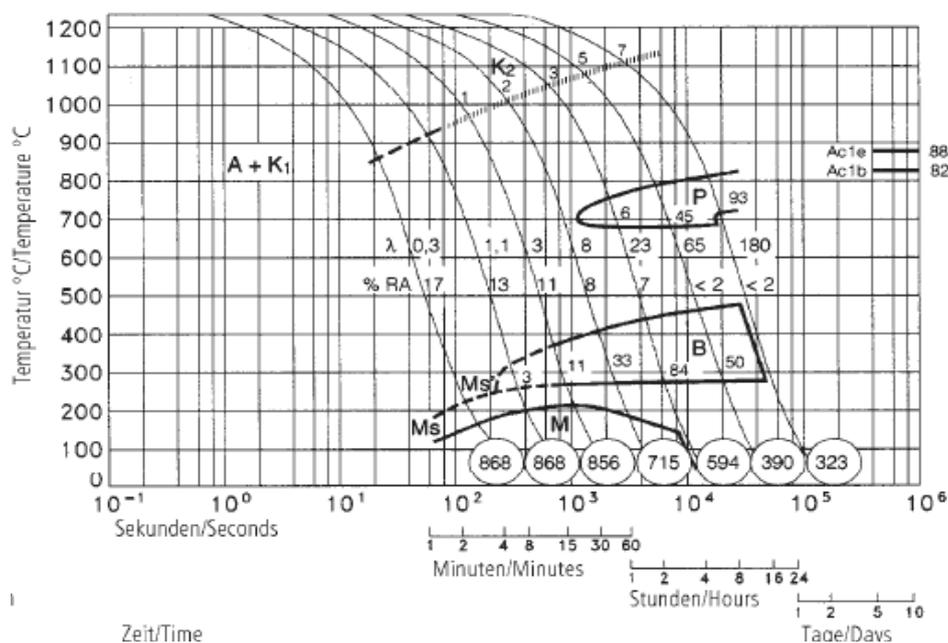
www.bohler-edelstahl.com acesso em 08/06/2014 [Bohler-Edestahl Vanadis® 4 properties metallurgy.pdf

www.bohler-edelstahl.com acesso em 08/06/2014. [Bohler-Edestahl Vanadis® 10 properties metallurgy.pdf

APÊNDICE A – GRÁFICOS DE RESFRIAMENTO CONTÍNUO (CCT) PARA OS AÇOS FERRAMENTA SINTERIZADOS E CONVENCIONAL. (Temperatura x tempo (s))

Diagramas de resfriamento contínuo (CCT) para os materiais, que evidenciam as temperaturas de austenitização em função da taxa de resfriamento em segundos e a região de formação das fases.

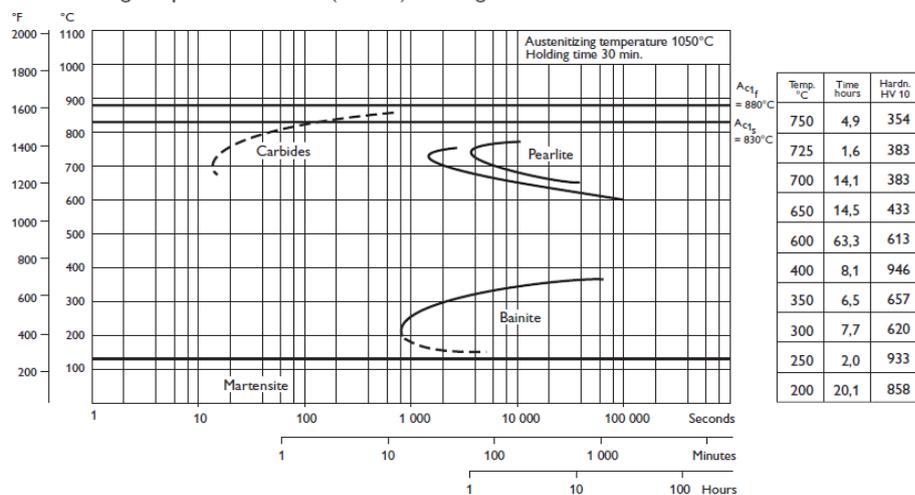
Curva CCT aço sinterizado BOHLER S390 – mostrando as temperaturas de austenitização em função da taxa de resfriamento em segundos.



Fonte: Adaptado de Bohler-Edestahl BOHLER S390 properties metallurgy.pdf.

Curva CCT para o aço sinterizado VANCRON® 40 - mostrando as temperaturas de austenitização em função da taxa de resfriamento em segundos.

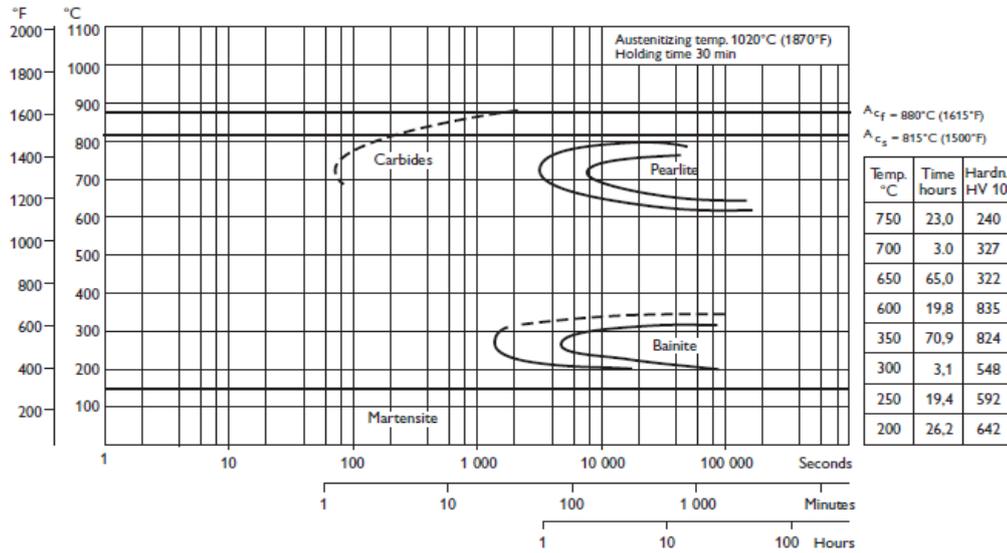
Austenitizing temperature 1050°C (1920°F). Holding time 30 minutes.



Fonte: Adaptado de Bohler-Edestahl Vancron® 40 properties metallurgy.pdf

Curva CCT para o aço sinterizado Vanadis® 4, mostrando a temperatura de austenitização versus taxa de resfriamento em segundos.

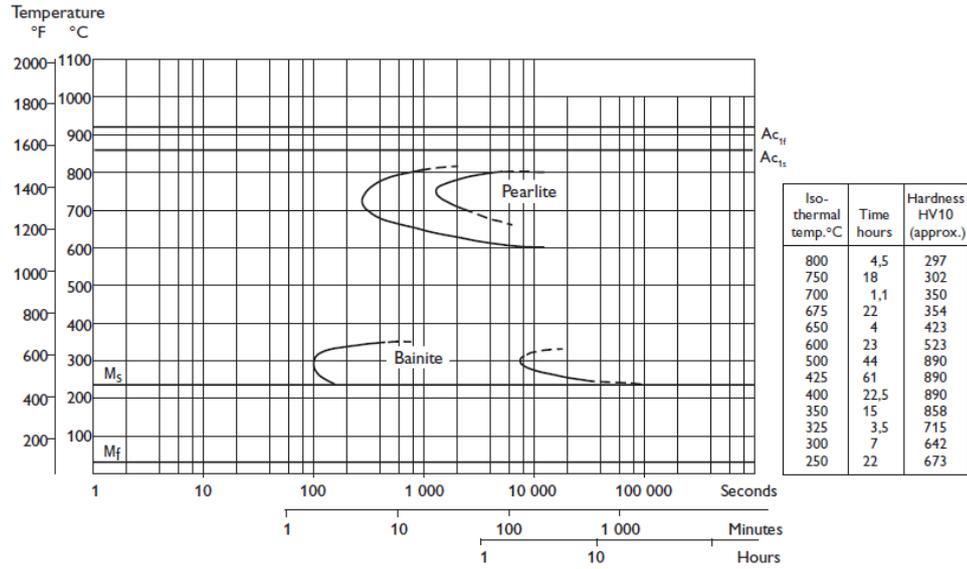
Austenitizing temperature 1020°C (1870°F). Holding time 30 minutes.



Fonte: Adaptado de Bohler-Edestahl Vanadis® 4 properties metallurgy.pdf

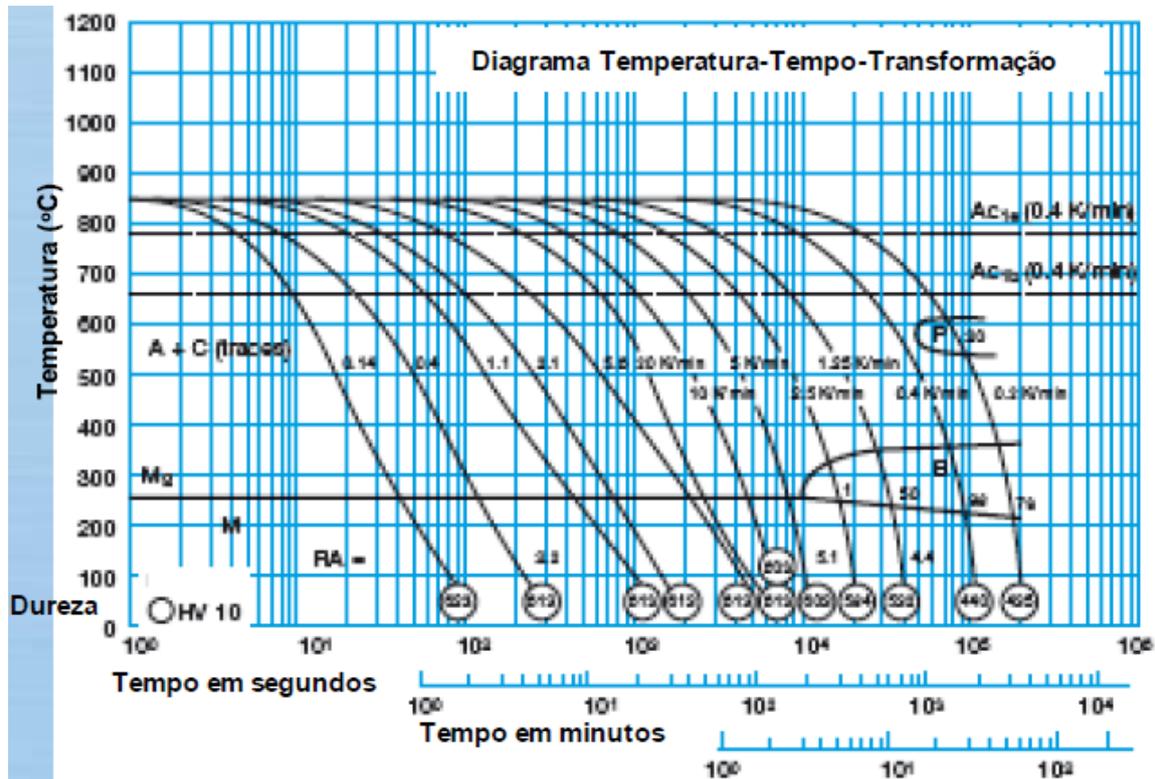
Curva CCT para o aço sinterizado Vanadis® 10, mostrando a temperatura de austenitização versus taxa de resfriamento em segundos.

Austenitizing temperature 1020°C (1870°F). Holding time 30 minutes.



Fonte: Adaptado de Bohler-Edestahl Vanadis® 10 properties metallurgy.pdf

Curva CCT para o aço ferramenta DIN 1.2767, mostrando a temperatura de austenitização versus taxa de resfriamento em segundos.



Fonte: Adaptado de www.schmolz-bickenbach.com.br