

**UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA
FACULDADE DE TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA**

**INFLUÊNCIA DO TRATAMENTO CRIOGÊNICO NA
RESISTÊNCIA AO DESGASTE DO AÇO PARA TRABALHO
A FRIO AISI D2**

SILVIO JOSÉ GOBBI

ORIENTADOR: Dr. COSME ROBERTO MOREIRA DA SILVA

CO-ORIENTADOR: Dr. JOSÉ ALEXANDER ARAÚJO

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO EM CIÊNCIAS MECÂNICAS

PUBLICAÇÃO: ENM - 132 A/09

BRASÍLIA/DF: MAIO – 2009

UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA
FACULDADE DE TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA

**Influência do Tratamento Criogênico na Resistência ao
Desgaste do Aço para Trabalho a Frio AISI D2.**

SILVIO JOSÉ GOBBI

Dissertação submetida ao Departamento de Engenharia Mecânica da Faculdade de Tecnologia da Universidade de Brasília como parte dos requisitos necessários para a obtenção do grau de Mestre em Ciências Mecânicas.

APROVADA POR:

Prof. Cosme Roberto Moreira da Silva, Dr., (ENM-UnB)
(Orientador)

Prof. José Alexander Araújo, Dr., (ENM-UnB)
(Coorientador)

Prof. Edson Paulo da Silva, Dr., (ENM-UNB)
(Examinador Interno)

Prof^a. Danieli Aparecida Pereira Reis, Dr^a., (ITA)
(Examinador Externo)

BRASÍLIA/DF, Maio de 2009.

FICHA CATALOGRÁFICA

GOBBI, SILVIO JOSÉ

Influência do Tratamento Criogênico na resistência ao Desgaste do aço para Trabalho a Frio AISI D2. [Distrito Federal] 2009.

xiii, 96p., 210 x 297 mm (ENM/FT/UnB, Mestre, Ciências Mecânicas, 2009).

Dissertação de Mestrado – Universidade de Brasília. Faculdade de Tecnologia.

Departamento de Engenharia Mecânica.

1. Aço AISI D2

2. Aços-ferramenta

3. Tratamento Criogênico

4. Desgaste Abrasivo

I. ENM/FT/UnB

II. Título ENM.DM – 128A/09

REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA

GOBBI, S.J. (2009). Influência do Tratamento Criogênico na resistência ao Desgaste do aço para Trabalho a Frio AISI D2. Dissertação de Mestrado em Ciências Mecânicas, Publicação ENM.DM – 132A/09. Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade de Brasília, Brasília, DF, 96p.

CESSÃO DE DIREITOS

AUTOR: Silvio José Gobbi.

TÍTULO: Influência do Tratamento Criogênico na resistência ao Desgaste do aço para Trabalho a Frio AISI D2.

GRAU: Mestre

ANO: 2009

É concedida à Universidade de Brasília permissão para reproduzir cópias desta dissertação de mestrado e para emprestar ou vender tais cópias somente para propósitos acadêmicos e científicos. O autor reserva outros direitos de publicação e nenhuma parte dessa dissertação de mestrado pode ser reproduzida sem autorização por escrito do autor.

Silvio José Gobbi
Silviojosegobbi@yahoo.com.br

AGRADECIMENTOS

A Deus,

A meus pais

A meus filhos

A minha esposa

A meus irmãos Eng.

A meu orientador,

A Empresa Kryos Tecnologia

Ao Laboratório de Tribologia e Materiais da UFU, técnicos e professores

Aos meus amigos e familiares

Ao CNPQ

A Polícia Federal.

RESUMO

INFLUÊNCIA DO TRATAMENTO CRIOGÊNICO NA RESISTÊNCIA AO DESGASTE DO AÇO PARA TRABALHO A FRIO AISI D2.

Trabalhos recentes sobre o tratamento criogênico profundo (TCP) em aços ferramentas mostram que mudanças microestruturais ocorridas no material podem melhorar significativamente a resistência ao desgaste abrasivo e, por consequência, a vida da ferramenta ou matriz. Todavia, os fenômenos relacionados ao TCP ainda não são compreendidos de forma plena. Neste trabalho foram avaliados os desempenhos de corpos de provas de aço AISI D2 criogenicamente tratados em relação à resistência ao desgaste microabrasivo, a influência da temperatura de austenitização no ciclo de tratamento térmico e da ordem do revenimento em relação ao TCP. Medidas de microdureza, difratometria de raios-X, análises microestruturais em microscópio óptico e eletrônico de varredura (MEV) e técnicas de quantificação de carbonetos em *software* analisador de imagens foram realizadas. Conclui-se que, com o TCP, temperaturas elevadas de austenitização não beneficiam a resistência ao desgaste abrasivo do material. Este efeito pode estar relacionado aos diferentes níveis de austenita residual na microestrutura do aço, na condição somente temperado. Já para amostras austenitizadas a temperaturas mais baixas, os resultados revelaram que o TCP aumenta a resistência ao desgaste do aço AISI D2 em até 44%. Este efeito está principalmente relacionado ao aumento da quantidade de finos carbonetos dispersos nas matrizes das amostras tratadas criogenicamente.

Palavras-chave: tratamento criogênico profundo, desgaste microabrasivo, aço ferramenta.

ABSTRACT

INFLUENCE OF CRYOGENIC TREATMENT IN THE RESISTANCE TO WEAR TO TOOL STEEL AISI D2.

Recent works on the deep cryogenic treatment (DCT) in tools steel show that microstructural changes occurring in the material can significantly improve the resistance to abrasive wear and, consequently, the tool or matrix life. However, the phenomena related to DCT are not fully understood. In this study were evaluated the performance of AISI D2 steel samples cryogenically treated in relation to microabrasive wear resistance, the influence of austenitizing temperature of the heat treatment cycle and order of tempered on the DCT. Measurements of microhardness, X-ray diffraction, microstructural analyses in the optical and scanning electron microscope (SEM) and techniques of quantification of carbides in software analyzer of images were also held. It follows that with the DCT done after high austenitizing temperatures do not improves wear resistance. This effect may be related to different levels of residual austenite in the microstructure of steel, on only quenching condition. For samples austenitized at lower temperatures, the results showed that the TCP increases the wear resistance steel AISI D2 in up to 44%. This effect is mainly related the superior quantity of fine carbides dispersed in the matrix of the cryogenically treated samples.

Key-words: deep cryogenic treatment, micro-abrasive wear, tool steels.

SUMÁRIO

1 – INTRODUÇÃO.....	14
2 – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	16
2.1 - AÇOS-FERRAMENTA	16
2.1.1 - O Projeto da estrutura dos materiais	16
2.1.2 - Produção dos aços-ferramenta alta liga	17
2.1.3 - Classificação e aplicação dos aços ferramenta.....	22
2.1.3.1 - Aços rápidos	23
2.1.3.2 - Aços para trabalhos a quente	27
2.1.3.4 - Aços resistentes ao choque.....	33
2.1.3.7 - Aços temperáveis em água	34
2.1.4 - Influência dos elementos de liga nos aços	35
2.1.5 - Aço ferramenta AISI D2	37
2.1.6 - O Tratamento térmico de ferramentas, moldes e matrizes.....	40
2.2 - FASE METAESTÁVEL- REAÇÃO MARTENSÍTICA	41
2.3 - REVENIDO EM AÇOS- FERRAMENTA	44
2.4 - RESISTÊNCIA AO DESGASTE	47
2.4.1 - Desgaste adesivo.....	48
2.4.2 - Desgaste corrosivo.....	49
2.4.3 - Desgaste por fadiga superficial.....	50
2.4.4 - Desgaste abrasivo	50
2.4.4.1 - Ensaio de desgaste por micro-abrasão	51
2.5 - TRATAMENTO CRIOGÊNICO	56
2.5.1 – Evolução	57
2.5.2 – Processo	58
2.5.3 - Aplicabilidade.....	62
3 - MATERIAIS E MÉTODOS.....	63
3.1 – MATERIAL	63
3.1.1 - Composição química.....	63
3.1.2 - Corpos de Prova.....	63
3.2 - TRATAMENTO TÉRMICO	64
3.3 - AUSTENITIZAÇÃO E TÊMPERA	66
3.4 - REVENIMENTO	67

3.5 – ANÁLISE MICROESTRUTURAL	68
3.6 - DIFRATOMETRIA DE RAIOS-X.....	68
3.7 - MICRODUREZA VICKERS	69
3.8 - INTERFEROMETRIA	69
3.9 - DESGASTE MICRO-ABRASIVO	70
3.9.1 - Condições de ensaio.....	71
3.9.2 - Distância de deslizamento (L).....	72
3.9.3 - Volume de desgaste	72
3.10 - QUANTIFICAÇÃO DE CARBONETOS EM ANALISADOR DE IMAGENS.....	73
3.11 - TRATAMENTO CRIOGÊNICO	74
4- RESULTADOS E DISCUSSÃO	76
4.1 AÇO FERRAMENTA AISI D2: ESTADO COMO RECEBIDO	76
4.2 TÊMPERA	77
4.3 METALOGRAFIA DAS AMOSTRAS DOS CICLOS DE TRATAMENTOS TÉRMICOS.....	79
4.3.1 Metalografia em microscópio óptico	79
4.3.2 Microscopia Eletrônica de Varredura	81
4.4 QUANTIFICAÇÃO DE CARBONETOS EM PROGRAMAS ANALISADORES DE IMAGENS.	83
4.5 ENSAIO DE DESGASTE POR MICRO- ABRASÃO.....	86
4.6 DIFRAÇÃO DE RAIOS X	92
4.7 ENSAIO DE MICRODUREZA VICKERS.....	95
4.8 ENSAIO DE MICRODUREZA VICKERS NOS CARBONETOS	98
5 DISCUSSÃO E CONCLUSÕES	100
RECOMENDAÇÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	102
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	103

LISTA DE FIGURAS

Figura 1: Forno elétrico a arco (EAF) trifásico com visualização do metal líquido (Fonte: www.copala.com.br, 03/04/2007).	20
Figura 2: Fornos elétrico a arco (EAF) (Fonte: www.cracabos.com.br, 09/08/2008).	20
Figura 3: Imagem do aço líquido em um foro panela (Fonte: www.infomet.com.br, 09/08/2008).	21
Figura 4: a) e b), Imagens de lingotamento contínuo (Fonte: www.infomet.com.br, 09/08/2008).	21
Figura 5: Pó de aço rápido T15 atomizado a gás, Microscópio Eletrônico de Transmissão. 300X. (Fonte: www.querap.com.br, 08/03/2008).	22
Figura 6: Diversos tipos de ferramentas multicortantes em aço rápido.	25
Figura 7: Matriz de aço H13 ⁽³³⁾	28
Figura 8: Aplicação típica de aços-ferramentas para trabalho a frio: molde de extrusão para perfis de alumínio ⁽²⁶⁾	30
Figura 9: Curvas de têmpera e revenimento para um aço AISI D2 ^(34, 35)	39
Figura 10: Facas circulares de AISI D2.	39
Figura 11: Facas móveis para picadores em AISI D2.	40
Figura 12: a) b) e c): Forma esquemática de células unitárias.	44
Figura 13: Curvas de revenido típicas encontradas em aços.	45
Figura 14: Filme aderido à superfície de desgaste caracterizando o modo de desgaste adesivo (Oliveira ³⁷ citando Stachowiak e Batchelor (1993)).	49
Figura 15: Sistema esquemático do desgaste corrosivo.	50
Figura 16: Sistemas que envolvem desgaste por fadiga de superfície.	50
Figura 17: Visão tri-dimensional de uma cratera de desgaste formada em um corpo-de-prova de ferro sinterizado oxidado a vapor, em um ensaio de desgaste por micro-abrasão por esfera rotativa ⁽⁵⁴⁾	52
Figura 18: Vista frontal de uma cratera de desgaste, mostrando o diâmetro “d” da mesma.	52
Figura 19: Princípio de funcionamento do equipamento de ensaio de desgaste micro-abrasivo por esfera fixa ⁽⁴⁷⁾	53
Figura 20: Máquina de ensaio de desgaste micro-abrasivo por esfera rotativa livre.	53
Figura 21: Dimensões do eixo motor usado nos ensaios de microabrasão.	55

Figura 22: Imagem dos corpos de prova utilizados.....	63
Figura 23: Ciclos de tratamento aplicados as amostras do aço AISI D2.....	64
Figura 24: Esquema dos ciclos de tratamento térmico empregados para o aço AISI D2....	65
Figura 25: (a) Forno Utilizado para austenitização das amostras. (b) Amostras sendo removidas do forno para têmpera.....	66
Figura 26: Amostras imediatamente após imersão no meio de têmpera (óleo).....	67
Figura 27: Montagem experimental mostrando equipamento e acessórios do ensaio de microabrasão utilizado.....	70
Figura 28: Equipamento de microabrasão – visão geral.....	70
Figura 29: Princípio de funcionamento do aparelho de microabrasão (Calowear) ⁽⁴⁷⁾	71
Figura 30: Imagem da câmara de tratamento e do cilindro de armazenamento de nitrogênio líquido da Kryos Tecnologia.....	75
Figura 31: Microestrutura do aço ferramenta D2 recozido em microscópio óptico. Aumento 500X . Ataque Nital 4%.....	76
Figura 32: Difratoograma do aço D2 no estado recozido.....	77
Figura 33: Microestrutura do aço ferramenta D2, austenitizada a 1010° C e resfriado em óleo. Aumento 500 X. Ataque Nital 4%.....	78
Figura 34: Difratoograma de raios-X do aço ferramenta D2 austenitizado a 1010 - 1100° C e resfriado em óleo.....	79
Figura 35: Microestrutura do aço ferramenta D2 na temperatura de austenitização de 1010°C: a) condição A; b) condição B; d) condição C. Aumento 500 X. Ataque Nital 4%.	80
Figura 36: Microestrutura do aço ferramenta D2 na temperatura de austenitização de 1100°C. e) condição E; f) condição F; h) condição G. Aumento 500 X. Ataque Nital 4%.80	80
Figura 37: Micrografia da Condição A de tratamento, obtida em MEV com detector de elétrons secundários. Aumento: 4000X. Ataque Nital 4%.....	81
Figura 38: Micrografia da Condição B de tratamento, obtida em MEV com detector de elétrons secundários. Aumento: 4000X. Ataque Nital 4%.....	82
Figura 39: Micrografia da Condição C de tratamento, obtida em MEV com detector de elétrons secundários. Aumento: 4000X. Ataque Nital 4%.....	82
Figura 40: Esquematização de tratamento e análise de imagens.	84
Figura 41: Resultado da contagem de carbonetos por unidade de área para as condições austenitizadas a 1010°C(condição A, B e C).....	85

Figura 42: Resultado do ensaio de desgaste mostrando (em que : a) e b): Austenitização a 1010°C. c) e d) Austenitização a 1100°C):.....	88
Figura 43: Coeficiente de desgaste em função do tempo de ensaio, exibindo o alcance do regime permanente de desgaste. Condição B.....	89
Figura 44: Aspecto típico das crateras obtidas por interferometria a laser. a) superfície 3D. b) traço do perfil da cratera do traço AA.	90
Figura 45: Padrões de difração de raios X dos carbonetos extraídos para as amostras austenitizadas a 1010 e 1100°C.....	94
Figura 46: Resultado do ensaio de dureza Vickers para as amostras de aço AISI D2 tratadas segundo seis ciclos térmicos. a) Austenitização a 1010°C. b) Austenitização a 1100°C.	96
Figura 47: Ilustração da medição da microdureza nos carbonetos.....	99

LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Classificação básica dos aços ferramenta ^(11, 24, 26, 27)	22
Tabela 2: Composição química dos principais aços rápidos ^(23, 31)	26
Tabela 3: Composição química dos aços-ferramenta para trabalho a quente ^(23, 31)	29
Tabela 4: Composição química dos principais aços-ferramenta para trabalho a frio ^(23, 31)	32
Tabela 5: Composição química dos principais aços-ferramenta resistentes ao choque ^(23, 31)	34
Tabela 6: Composição química dos principais aços-ferramenta temperáveis em água ^(23, 31)	35
Tabela 7: Composição química típica de um aço D2.	39
Tabela 8: Composição química (% em massa) do aço AISI D2.....	63
Tabela 9: Condições de austenitização e têmpera do aço ferramenta AISI D2.....	67
Tabela 10: Condições de revenimento do aço ferramenta AISI D2.....	67
Tabela 11: Condições de austenitização do aço ferramenta AISI D2.	78
Tabela 12: Resultado do ensaio de microdureza Vickers para as amostras de aço AISI D2 na condição somente temperada.....	95
Tabela 13: Medidas da microdureza dos carbonetos.....	98

LISTA DE SÍMBOLOS

TCP	tratamento criogênico profundo
MEV	microscópio eletrônico de varredura
GAP	<i>gás atomization process</i>
HIP	<i>hot isostatic pressing</i>
WAP	<i>water atomization process</i>
EAF	forno elétrico a arco
AISI	<i>American Iron and Steel Institute</i>
HSS	<i>high-speed steel</i>
r_{esf}	rotação da esfera de ensaio microabrasivo
F_N	força normal
φ	diâmetro da esfera de ensaio microabrasivo
L	distância deslizada
L₁	distância de deslizamento da esfera hipotética de raio R ₁
L₂	distância deslizada pelo eixo motor
n	número de voltas feitas pela esfera
n₁	número de voltas da esfera hipotética
n₂	número de voltas realizado pelo eixo motor do equipamento do ensaio
R	raio da esfera
R₁	raio da esfera hipotética
R₂	raio do eixo motor
b	diâmetro da calota de desgaste
V	volume de material removido pelo desgaste
k	coeficiente de desgaste
M₇C₃	carboneto de cromo
Fe α	ferrita

1 – INTRODUÇÃO

O tratamento criogênico profundo (TCP) é um processo térmico lento e controlado onde um material é resfriado até temperaturas em torno de $-190\text{ }^{\circ}\text{C}$ e depois aquecido até temperatura ambiente. Este tipo de tratamento promove aumento expressivo da resistência ao desgaste de vários aços ferramenta ^(1, 2-5) além de promover melhor estabilidade dimensional ⁽³⁾. Os resultados superiores deste tipo de tratamento distingue o TCP do tradicional sub-zero, no qual a temperatura mínima atingida está em torno de $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$. Em aços ferramenta, os efeitos já observados do TCP na microestrutura são a intensa redução do nível de austenita retida e, principalmente, o aumento expressivo na fração de carbonetos complexos ultrafinos precipitados na matriz martensítica ^(6-8, 9-10).

Após o tratamento térmico convencional (têmpera e revenimento), a austenita retida em aços ferramenta pode afetar de forma significativa a vida da peça fabricada. Portanto, o nível de austenita retida deve ser reduzido ao máximo possível antes de algum componente ou ferramenta ser posta em serviço. Para isso, controla-se o grau de resfriamento na têmpera tradicional, sendo este um fator decisivo para a completa transformação da austenita retida em martensita ⁽¹¹⁾. A austenita é relativamente macia e instável a baixas temperaturas, sendo possível transformar-se em martensita nestas condições. Neste contexto, o tratamento criogênico é interessante. Esta transformação promove um aumento de volume específico no material de aproximadamente 4 % ^(1, 12-14), causando uma distorção e introduzindo fortes tensões internas capazes de gerar trincas. Deve-se notar que a martensita recentemente formada também é frágil e somente a martensita revenida é aceitável. A fração volumétrica de austenita retida em processos produtivos típicos pode ser da ordem de 2 %. Ou seja, valor já pequeno. Isso quer dizer que a transformação de austenita em martensita não deve ser o principal fator para o aumento significativo da resistência ao desgaste dos aços criogenicamente tratados. O que pode ser comprovado pelo fato de que não há na literatura significativa diferença na dureza de materiais antes e depois do TCP ^(1, 15-16).

O tratamento criogênico profundo também causa a precipitação de finos carbonetos dispersos na martensita ^(1-2, 4-5). A cinética de precipitação de carbonetos ultrafinos em baixa temperatura é pouco conhecida por se tratar de um fenômeno adifusional de

transformação de fase. Uma hipótese para o surgimento destes carbonetos seria o fato de que o resfriamento pode ocasionar uma deformação da rede cristalina do ferro devido à contração do aço em baixa temperatura ⁽¹⁷⁾.

Apesar de aumentar a vida útil de peças fabricadas em aços ferramenta, o TCP ainda é um processo pouco estudado e compreendido. Além de praticamente desconhecido de grande parte da indústria metal-mecânica. Em parte, a própria falta de conhecimento técnico dificulta a otimização de custo e de tempo de processo. O que dificulta sua inserção na cadeia produtiva.

Neste trabalho, objetiva-se avaliar o efeito do tratamento criogênico profundo na resistência ao desgaste microabrasivo e na microestrutura do aço AISI D2. Para tal, variou-se a temperatura de austenitização no ciclo de tratamento térmico e a ordem de revenimento em relação ao TCP. Assim sendo, foram realizados ensaios de desgaste por microabrasão, avaliando-se a perda de massa dos corpos de prova por um sistema de interferometria a laser. Além disso, foram aplicadas técnicas convencionais de microdureza, difratometria de raios-X, microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura (MEV) para a caracterização das amostras tratadas. E para a quantificação de carbonetos de menor dimensão obtidos nas imagens de MEV foi utilizado *software* analisador de imagens.

2 – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 - AÇOS-FERRAMENTA

2.1.1 - O Projeto da estrutura dos materiais

Para uma melhor compreensão dos tratamentos térmicos dos aços ferramenta deve-se tomar em consideração a seguinte relação^(18, 19):

ESTRUTURA ==> PROPRIEDADES ==> APLICAÇÕES

É extremamente difícil prever teoricamente no seu conjunto a influência dos diferentes mecanismos estruturais sobre as propriedades dos aços. Haverá então que procurar pôr em evidência os conceitos e os modelos que possam servir de linha de orientação para conceber a estrutura do material que melhor se adapta a cada necessidade. Com o auxílio de certas equações poderá prever-se o sentido de variação de certas propriedades ou a sua ordem de grandeza⁽²⁰⁾.

Sabe-se que um dos parâmetros estruturais mais relevantes, tendo em vista a maior resistência mecânica é a dimensão e o grau de dispersão dos precipitados. Para aumentar o limite de elasticidade e a dureza busca-se dificultar a deformação plástica. Sendo esta produzida por deslizamento das discordâncias nos grãos, convém assegurar as condições que tornem mais difícil esse movimento das discordâncias^(18, 19, 21, 22).

A assinala-se que certas estruturas cristalinas são por natureza mais maleáveis que outras (como é o caso dos materiais com estrutura cúbica de faces centradas) ou, pelo contrário, mais duras como é o caso das fases ordenadas, as fases intermetálicas e compostos como os carbonetos ou os nitretos^(18, 19).

Uma grande parte do ganho em dureza de um material é normalmente acompanhado por um aumento de fragilidade ou por uma diminuição do alongamento à ruptura. Note-se que os materiais endurecidos por precipitação e constituídos por uma

matriz contínua suficientemente maleável no seio da qual se encontram dispersos os precipitados endurecedores possuem uma ductibilidade à ruptura satisfatório para o elevado nível de resistência que apresentam ^(18, 19, 21, 22).

Pelo que foi resumidamente exposto se constata a importância que assume o "projeto estrutural" de um material de modo a que este responda mais cabalmente às solicitações de serviço ^(18, 19).

Tendo em conta as aplicações da família de aços-ferramenta podem listar-se várias propriedades relevantes para a eficácia do seu desempenho em serviço ^(1, 20, 23, 24):

- dureza superficial elevada, normalmente acompanhada de exigência de alta tenacidade; em alguns casos pretende-se também que a dureza e a tenacidade subsistam ainda em elevado grau a temperaturas elevadas;
- variação dimensional o mais reduzida possível;
- boa usinabilidade e, em particular, a possibilidade de obtenção de acabamento superficial de elevado grau de perfeição.

O cumprimento adequado destas especificações, mesmo que isoladamente umas das outras, exige o conhecimento do tipo de estruturas que interessa obter e, conseqüentemente, das formas de processamento que as viabilizam. Este tipo de tarefa torna-se muitas vezes extremamente complexo quando leva-se em conta que várias destas exigências são em larga medida contraditórias entre si como é o caso da dureza e da tenacidade ^(20, 25).

2.1.2 - Produção dos aços-ferramenta alta liga

As complexas faixas de composição química dos aços-ferramenta objetivam estruturas que possam garantir alta dureza e elevada resistência ao desgaste. Rotas convencionais de metalurgia continuam sendo o principal meio de obtenção dos aços-ferramenta. A fusão através do forno elétrico a arco (EAF – Electric Arc Furnace) seguido de operações de refino em AOD (Argon Oxygen Decarburization), VOD (Vacuum Oxygen Decarburization) e forno-panela (ladle furnace), constituem os principais processos de

aciaria empregados para a obtenção dos aços-ferramentas. Ainda no estado líquido, o aço atinge a composição química desejada, sendo em seguida transferido a uma panela, a qual é levada à seção de lingotamento. Devido à referida complexidade da composição dos aços-ferramenta, o grande volume de lingotamento realizado ocorre por via convencional, apesar dos recentes avanços das tecnologias empregadas em sistemas de lingotamento contínuo como o surgimento dos agitadores eletromagnéticos ⁽²⁰⁾.

As Figuras 1 e 2 mostram imagens de fornos elétricos a arco. Na Figura 3 tem-se a imagem do aço líquido em um forno-panela. Já a Figura 4 apresenta a imagem do lingotamento contínuo.

Durante a solidificação dos aços-ferramenta, a diferença de solubilidade entre o metal líquido e o metal sólido gera um fenômeno conhecido por segregação de soluto no fundido. Assim, conforme o avanço da frente de solidificação, o líquido se torna progressivamente mais rico em soluto. A última região a se solidificar será a de maior concentração de elementos de liga. Como consequência, obtém-se uma estrutura com composição química e propriedades físicas variando ao longo de um mesmo lingote. Tal estrutura, no caso dos aços-ferramenta, tem como principais características, carbonetos grosseiros, mal distribuídos, ou seja, regiões apresentando pouca incidência de carbonetos e outras com carbonetos em excesso. Esta microestrutura, também conhecida como “bandeada”, resulta em um aço-ferramenta extremamente frágil e com regiões propensas a desgaste prematuro ⁽²⁶⁾.

No caso dos aços-ferramenta para trabalho a frio, os quais são aplicados em condições críticas de solicitações tribológicas e mecânicas, uma combinação de resistência ao desgaste e tenacidade tornou-se fator preponderante para as aplicações modernas. Embora os tradicionais aços desta classe como o AISI A2, D2 e D6, provenientes de lingotamento convencional, mantenham importante participação no mercado tradicional, as novas exigências quanto ao desempenho e produtividade, levaram os fabricantes a desenvolverem aços-ferramenta com elevados teores de C, Cr, Mo e V, sendo que algumas destas ligas estariam inviabilizadas de serem produzidas por rotas normalmente utilizadas da metalurgia ⁽²⁴⁾.

O surgimento de novos processos de obtenção de aços-ferramenta, iniciado há aproximadamente duas décadas de forma efetiva, apesar das limitações, promoveram um intenso esforço para se projetar novas ligas, ou mesmo introduzir novamente no mercado ligas com decréscimo de consumo. Dentre todos os desenvolvimentos que atingiram diretamente os aços-ferramenta, o surgimento da metalurgia do pó é considerado o mais significativo de todos ⁽²⁰⁾.

Uma vez que os aços-ferramenta de alta liga tendem a apresentar uma microestrutura heterogênea, as técnicas e processos da metalurgia do pó são aplicados à referida família dos aços. Tal fato se deve primeiramente a obtenção de ligas com composição de extrema complexidade, difíceis ou até mesmo inviáveis de serem produzidas pelas rotas convencionais de metalurgia ⁽²⁶⁾.

Nos dias atuais, os aços-ferramenta produzidos a partir da metalurgia do pó, encontram-se disponíveis em barras, lingotes, perfis e na vantajosa modalidade próxima ao dimensional final “near net shape” ⁽²⁶⁾.

A mais aplicada rota para obtenção de aços ferramentas por metalurgia do pó é dada pela junção de dois processos. Primeiramente, o processo de atomização por gás GAP (gás atomization process) é responsável pela atomização do metal, dando origem ao pó. O segundo processo denominado HIP (hot isostatic pressing) tem a função de compactar o pó em altas temperaturas e elevadíssimas pressões ⁽²⁶⁾.

Outra forma de se obter o pó de ligas classificadas como aços-ferramenta é o processo de atomização por água WAP (water atomization process) que difere do GAP por se utilizar água durante a atomização da liga, o que produz partículas angulares com altos teores de oxigênio, nem sempre desejáveis ⁽²⁶⁾.

A obtenção de ligas complexas através da metalurgia do pó também se inicia com a liga no estado líquido. No caso do processo GAP, o líquido é vazado através de um reduzido bocal por onde um gás, a elevadas pressões, é lançado contra o fluxo líquido, transformando este em reduzidas gotas ⁽²⁶⁾.

O processo HIP é responsável por 85% da produção mundial de aços-ferramenta sinterizados ⁽²⁶⁾. Consiste na compactação do pó obtido, submetendo o mesmo a temperatura da ordem de 1100° C e pressões de cerca de 100MPa. Tais condições são suficientes para promover uma consolidação e uma densificação da peça ⁽²⁶⁾. A Figura 5 mostra o pó de aço rápido T15 atomizado a gás.

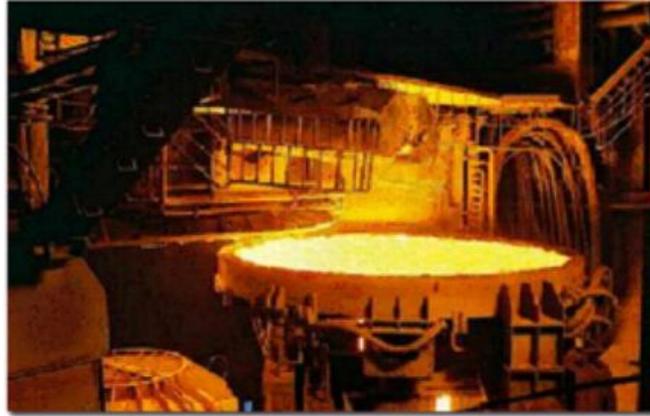


Figura 1: Forno elétrico a arco (EAF) trifásico com visualização do metal líquido (Fonte: www.copala.com.br, 03/04/2007).



Figura 2: Fornos elétrico a arco (EAF) (Fonte: www.cracabos.com.br, 09/08/2008).



Figura 3: Imagem do aço líquido em um foro panela (Fonte: www.infomet.com.br, 09/08/2008).



a)



b)

Figura 4: a) e b), Imagens de lingotamento contínuo (Fonte: www.infomet.com.br, 09/08/2008).

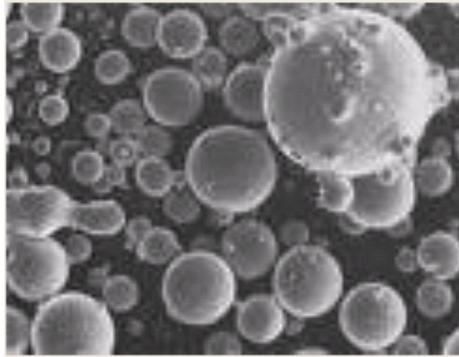


Figura 5: Pó de aço rápido T15 atomizado a gás, Microscópio Eletrônico de Transmissão. 300X. (Fonte: www.querap.com.br, 08/03/2008).

2.1.3 - Classificação e aplicação dos aços ferramenta

Os aços-ferramenta são classificados de acordo com suas características metalúrgicas principais ou de acordo com seu nicho de aplicação. A classificação do *American Iron and Steel Institute* (AISI) é a mais utilizada pela indústria de ferramentaria e tem se mostrado útil para a seleção do produto, sendo apresentada na Tabela 1 ^(11, 24, 26, 27).

Tabela 1: Classificação básica dos aços ferramenta ^(11, 24, 26, 27).

Grupo	Símbolo
Aço de têmpera em água	W
Aço resistente ao choque	S
Aço para trabalho a frio	
Aço de têmpera em óleo	O
Aço de têmpera ao ar	A
Aço de alto C e alto Cr	D
Aço para trabalho a quente	H
Aço ao Cr	H1 - H19
Aço ao W	H20 - H39
Aço ao Mo	H40 - H59
Aço de corte rápido	
Aço ao W	T
Aço ao Mo	M
Aços para fins especiais	
Aço de baixa liga	L
Aço para moldes	P
Aço extra-duro	F

Apesar de existirem mais de 100 tipos de aços-ferramenta normalizados internacionalmente, para as mais diversas aplicações e solicitações, a indústria trabalha com uma gama reduzida de opções. São preferidos aqueles que possuem suas propriedades e desempenhos consagrados ao longo do tempo, como, por exemplo, os aços AISI H13, AISI D2 e AISI M2 ⁽²⁴⁾.

Os aços-ferramenta são divididos em diferentes tipos, de acordo com sua aplicação e características. São eles:

2.1.3.1 - Aços rápidos

Os aços rápidos tem esse nome devido a capacidade que possuem de resistir a ação do calor, permitindo o emprego de grandes velocidades em operações de usinagem. São uma classe de aços muito usados em ferramentas de corte devido a elevada dureza no estado temperado/revenido e, principalmente, pela capacidade de operar em certas condições que elevam excessivamente a temperatura da ferramenta ⁽²⁸⁾. A eficiência de uma ferramenta de aço rápido não se altera mesmo quando a temperatura do gume, por efeito do atrito provocado pelo trabalho, atinge 550°C ⁽²⁸⁾. Nestas temperaturas, esses aços praticamente retêm a dureza, o que lhes permite continuar ainda na operação de usinagem.

Existem duas classes de aços rápidos. Aços rápidos ao molibdênio, ou grupo M, e ao tungstênio ou grupo T e ainda um subgrupo consistindo de uma classe de aços no grupo M com teores de tungstênio e molibdênio baixos ⁽²⁷⁾.

Ambos os grupos são equivalentes em desempenho e outros aspectos, incluindo a capacidade de endurecimento, entretanto os do grupo M produzem menor custo inicial ⁽²⁹⁾. O alto conteúdo de carbono e elementos de liga produzem carbonetos de alta dureza especialmente nas classes contendo mais de 1,5% de V e mais de 1% de carbono ⁽²⁸⁾. Aplicações típicas para ambas as categorias incluem ferramentas de corte de todos os tipos como brocas, alargadores, fresas, perfuratrizes, alargadores de furos, machos para abertura de roscas e fresas helicoidais.

O aço rápido “high-speed steel” (HSS) é um dos diversos materiais de que se pode fazer uso para a obtenção de ferramentas de usinagem. Tem sua origem nos trabalhos pioneiros de Fred Taylor no início do século (1903), com o desenvolvimento do que seria um protótipo dos modernos aços rápidos existentes ⁽³⁰⁾.

A designação “aço rápido” se deve ao fato de na época do seu desenvolvimento, ter proporcionado um aumento significativo nos valores de velocidade de corte utilizados até então em relação a outros materiais de ferramentas existentes ⁽³⁰⁾, assim como pela característica de manter elevadas durezas quando utilizado no corte rápido de metais ⁽³⁰⁾.

Além de possibilitar elevada dureza após tratamento térmico, outra importante característica destes aços é a capacidade de manter elevada se submetidos a temperaturas de até 600 °C ⁽¹⁾.

Este fato habilita os aços rápidos como matéria-prima para a confecção de ferramentas de corte, tais como fresas, brocas, ferramentas de torneamento, serras, machos e cossinetes para roscar, alargadores e escareadores, além de matrizes de estampagem, prensagem e forjamento que necessitem de elevada resistência ao desgaste ⁽²⁴⁾.

A microestrutura destes materiais é composta basicamente por carbonetos de grandes dimensões, cuja principal função é fornecer proteção contra o desgaste abrasivo, e uma matriz de martensita revenida reforçada por carbonetos finamente dispersos precipitados durante o revenido, num processo onde ocorre revenimento secundário, e cuja função é reter os carbonetos primários, mesmo sob altas temperaturas e tensões cisalhantes criadas na interface entre a aresta de corte das ferramentas e o material que está sendo trabalhado na usinagem ⁽¹⁾.

Desde a sua descoberta no início do século, o aço rápido tem sido o material padrão mais utilizado para a fabricação de ferramentas de usinagem. Isto é devido a sua elevada dureza associada à tenacidade, o que possibilita sua utilização em operações mais complexas, incluindo usinagem com cortes interrompidos ⁽²⁰⁾.

Mesmo com o desenvolvimento de novos materiais para a aplicação em ferramentas de corte, as pesquisas no campo de aço rápido (voltadas para aplicação em usinagem, bem como outras aplicações) têm sido constantes ⁽²⁰⁾.

No início da década de 90, a estimativa era de que o aço rápido participava com cerca de 46% do total dentre os materiais de ferramenta utilizados em processos de corte ⁽³⁰⁾. O aço rápido encontra hoje ainda uma série de aplicações, principalmente na confecção de ferramentas multicortantes como brocas, alargadores, fresas de topo, serras, brochas, etc. (Figura 6).

A complexidade, custo de fabricação e de matéria-prima, inviabiliza a fabricação em larga escala de ferramentas multicortantes a partir de outros materiais. Ainda, principalmente pela tenacidade superior apresentada pelas ferramentas de aço rápido, dificilmente este material perderá o seu lugar no mercado de ferramentas de corte para aplicações no setor de usinagem ⁽³⁰⁾.



Figura 6: Diversos tipos de ferramentas multicortantes em aço rápido.

O sistema AISI/ SAE de classificação subdivide os diversos tipos de aços ferramenta e os agrupa por similaridade de composição, identificando os grupos com letras maiúsculas, e atribuindo a cada variação de material dentro de um mesmo grupo um número seqüencial, caracterizando então um sistema de codificação alfa numérico ^(11,23,27).

Na Tabela 2 é apresentada a composição química nominal para os principais tipos de aços rápidos ^(23, 31).

Tabela 2: Composição química dos principais aços rápidos^(23, 31).

AISI	Composição (% peso)								
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	W	V	Co
T1	0,85-0,80	0,10-0,40	0,20-0,40	3,75-4,50	0,30 máx	-	17,25-18,75	0,90-1,30	-
T2	0,80-0,90	0,20-0,40	0,20-0,40	3,75-4,50	0,30 máx	1,00 máx	17,50-19,00	1,80-2,40	-
T4	0,70-0,80	0,10-0,40	0,20-0,40	3,75-4,50	0,30 máx	0,40-1,00	17,50-19,00	0,80-1,20	4,25-5,75
T5	0,75-0,85	0,20-0,40	0,20-0,40	3,75-4,00	0,30 máx	0,50-1,25	17,50-19,00	1,80-2,40	7,00-9,50
T6	0,75-0,85	0,20-0,40	0,20-0,40	4,00-4,75	0,30 máx	0,40-1,00	18,50-21,00	1,50-2,10	11,00-13,00
T15	1,50-1,80	0,15-0,40	0,15-0,40	3,75-5,00	0,30 máx	1,00 máx	11,75-13,00	4,50-5,25	4,75-5,25
M1	0,78-0,88	0,15-0,40	0,20-0,50	3,50-4,00	0,30 máx	8,20-9,20	1,40-2,10	1,00-1,35	-
M2	0,78-0,88 0,95-1,05	0,15-0,40	0,20-0,45	3,75-4,50	0,30 máx	4,50-5,50	5,50-8,75	1,75-2,20	-
M3 (classe 1)	1,00-1,10	0,15-0,40	0,20-0,45	3,75-4,50	0,30 máx	4,75-6,50	5,00-8,75	2,25-2,75	-
M3 (classe 2)	1,15-1,25	0,15-0,40	0,20-0,45	3,75-4,50	0,30 máx	4,75-6,50	5,00-8,75	2,75-3,75	-
M4	1,25-1,40	0,15-0,40	0,20-0,45	3,75-4,75	0,30 máx	4,25-5,50	5,25-8,50	3,75-4,50	-
M10	0,84-0,94 0,95-1,05	0,10-0,40	0,20-0,45	3,75-4,50	0,30 máx	7,75-8,50	-	1,80-2,20	-

Como observado na Tabela 2, a categoria dos aços rápidos é tradicionalmente dividida em três grupos principais: grupo T em que o tungstênio é o elemento de liga majoritário, grupo M que indica o molibdênio como elemento principal; e um grupo de aços com maior quantidade de elementos de liga que são capazes de atingir altíssimos valores de dureza, sendo definidos como aços rápidos ultraduros^(1, 28).

O aço de designação T1 foi o que originou a classe dos aços rápidos, a partir de 1910, embora desde o início vários tipos desta série tenham sido utilizados de forma

bastante limitada devido ao alto custo e disponibilidade questionável do tungstênio. As aplicações principais para aços rápidos da série T limitam-se a ferramentas de corte onde são requeridas elevada dureza a quente e resistência ao desgaste ⁽²⁰⁾.

Os aços da série M são geralmente considerados como tendo o molibdênio como elemento de liga principal, embora muitos tipos contenham teores iguais ou levemente maiores de outros elementos, como cobalto e tungstênio. Os aços desta série inicialmente produzidos e popularizados foram o M2, M1, M10 e M4 no período entre 1941 e 1945, sendo os três primeiros ainda largamente empregados atualmente. Alguns tipos com maior teor de carbono e vanádio, como aqueles da série M4, propiciam resistência à abrasão superior, em detrimento da sua usinabilidade, sendo esta série já incluída dentro do terceiro grupo definido acima, ou seja, pertencente aos aços rápidos ultraduros. Além de ter aplicações para ferramentas de corte, alguns aços da série M, como o M2, por exemplo, têm largas aplicações em conformação, na produção de ferramentas como insertos de matrizes, laminadores, matrizes de estampagem, matrizes de forjamento e punções. Para estas aplicações, os aços rápidos são temperados à temperatura de austenitização abaixo daquelas empregadas para o tratamento de ferramentas de corte, visando o aumento de sua tenacidade ⁽²⁴⁾.

Na comparação entre os aços rápidos da série M e T deve ser lembrado que o molibdênio, tendo aproximadamente metade do peso atômico do tungstênio, fornece relativamente o dobro de átomos. Como o molibdênio e o tungstênio são elementos quimicamente similares, estes formam carbonetos de estrutura e estequiometria semelhantes em aços rápidos, sendo 1,0% de molibdênio suficiente para substituir entre 1,6 a 2% de tungstênio (em peso), resultando em uma estrutura de propriedades semelhantes para os aços ⁽¹⁾.

2.1.3.2 - Aços para trabalhos a quente

Indicado para utilização em operações de punçonnemento, cisalhamento e forjamento de metais em temperaturas elevadas, condições de pressão e abrasão. Os aços para trabalho a quente são identificados como aço H, no sistema de classificação ⁽²⁴⁾.

Estes aços são destinados ao trabalho a temperaturas superiores a 200°C, caracterizando-se por apresentar, nas condições de operação, elevada dureza, elevada resistência mecânica e ao desgaste, bem como alta temperabilidade, tenacidade, condutividade, resistência à fadiga e à formação de trincas térmicas ⁽³²⁾.

Os aços para trabalho a quente são divididos em três subgrupos: ao cromo (entre H10 e H19), ao tungstênio (de H21 a H26) e ao molibdênio (de H42 e H43). Aplicação: os aços ao cromo são utilizados em aplicações de transformações mecânicas a temperaturas elevadas. Os aços ao tungstênio são empregados como mandris ou matrizes de extrusão para aplicações de alta temperatura, como na extrusão de ligas de cobre, ligas de níquel e aço ^(23, 24).

Os aços H11, H12 e H13 foram inicialmente pesquisados para a fundição sob pressão, de ligas de alumínio. Os requisitos para tal eram: endurecimento ao ar, pouca distorção na têmpera, portanto baixa temperatura de austenitização, mínima tendência à formação de óxidos pelo resfriamento ao ar, resistência as trincas chamadas “fire checkings” devidas ao aquecimento e resfriamento alternados, resistência à ação erosiva do alumínio e baixo custo, isto é, relativamente baixo teor de elementos de liga. Mais tarde tornaram-se de uso geral em trabalhos a quente ⁽²³⁾.

Na Tabela 3 temos os limites de composição dos aços para trabalho a quente ^(23, 31).

A Figura 7 mostra a ilustração de uma matriz produzida de aço AISI H13 ⁽³³⁾.



Figura 7: Matriz de aço H13 ⁽³³⁾.

Tabela 3: Composição química dos aços-ferramenta para trabalho a quente ^(23, 31).

Designação AISI	Composição química (% em peso)								
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	W	V	Co
H10	0,35- 0,45	0,25- 0,70	0,80- 1,20	3,0- 3,75	0,30 máx	2,00- 3,00	-	0,25- 0,75	-
H11	0,33- 0,43	0,20- 0,50	0,80- 1,20	4,75- 5,50	0,30 máx	1,10- 1,60	-	0,30- 0,60	-
H12	0,30- 0,40	0,20- 0,50	0,80- 1,20	4,75- 5,50	0,30 máx	1,25- 1,75	1,00 1,70	0,50- máx	-
H13	0,32- 0,45	0,20- 0,50	0,80- 1,20	4,75- 5,50	0,30 máx	1,10- 1,75	-	0,80- 1,20	-
H14	0,35- 0,45	0,20- 0,50	0,80- 1,20	4,75- 5,50	0,30 máx	-	4,00- 5,25	-	-
H19	0,35- 0,45	0,20- 0,50	0,20- 0,50	4,00- 4,75	0,30 máx	0,30- 0,55	3,75- 4,50	1,75- 2,20	4,00 4,50
H21	0,20- 0,36	0,15- 0,40	0,15- 0,50	3,00- 3,75	0,30 máx	-	8,50- 10,00	0,30- 0,60	-
H22	0,30- 0,40	0,15- 0,40	0,15- 0,40	1,75- 3,75	0,30 máx	-	10,00- 11,75	0,25- 0,50	-
H23	0,25- 0,35	0,15- 0,40	0,15- 0,60	11,00- 12,75	0,30 máx	-	11,00 12,75	0,75- 1,25	-
H24	0,42- 0,53	0,15- 0,40	0,15- 0,40	2,50- 3,50	0,30 máx	-	14,00- 16,00	0,40- 0,60	-
H25	0,22- 0,32	0,15- 0,40	0,15- 0,40	3,75- 4,50	0,30 máx	-	14,00- 16,00	0,40- 0,60	-
H26	0,45- 0,55	0,15- 0,40	0,15- 0,40	3,75- 4,50	0,30 máx	-	17,25- 19,00	0,75- 1,25	-
H42	0,55- 0,70	0,15- 0,40	-	3,75- 4,50	0,30 máx	4,50- 5,50	5,50- 6,75	1,75- 2,20	-

2.1.3.3 - Aço para trabalho a frio.

Como o próprio nome indica, tal família se aplica na conformação a frio de peças e componentes em aços, ferros fundidos e materiais não ferrosos. Destaca-se na fabricação de ferramentas para dobramento, conformação, estampagens, extrusão, além de punções, matrizes de perfis, laminadores de rosca e ferramentas para calibração^(11, 26, 31). Os aços para trabalho a frio do grupo A são aplicados na produção de facas de cisalhamento, punções, corte de chapas para estampagem e matrizes para aparar. Os para trabalho a frio do grupo D são aplicados em ferramentas de forjamento, rolos de laminação de rosca, estampagem profunda, moldes de tijolo, calibres, operações de brunimento, rolos e facas para corte de tiras. Os do grupo O são utilizados em matrizes e punções para corte de chapas para estampagem, rebarbação, trefilação, flangeamento e forjamento^(11, 26, 31). A Figura 8 mostra uma aplicação típica de aços-ferramenta para trabalho a frio.

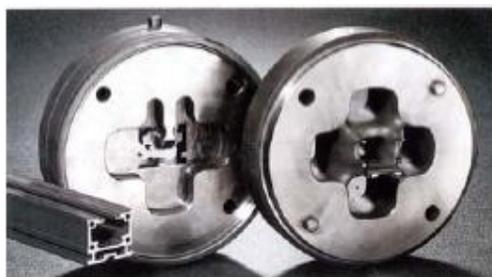


Figura 8: Aplicação típica de aços-ferramentas para trabalho a frio: molde de extrusão para perfis de alumínio⁽²⁶⁾.

Como na maioria das famílias dos aços-ferramenta ligados, a estrutura dos aços-ferramenta para trabalho a frio consiste em uma matriz de martensita revenida contendo dispersão de carbonetos complexos. Pelas próprias aplicações, os aços-ferramenta para trabalho a frio apresentam alta resistência ao desgaste, alta dureza e estabilidade dimensional. Como no caso dos demais aços desta classe, embora as propriedades mecânicas se apresentem como fator relevante para estes materiais, uma vez que tais aços ficam sujeitos a importantes solicitações mecânicas, estáticas e dinâmicas, as propriedades tribológicas são as mais evidentes nos estudos dos aços-ferramenta para trabalho a frio, pois estes sempre sofrem solicitações de desgaste em suas aplicações⁽²⁶⁾.

Os aços-ferramenta para trabalho a frio se subdividem em três classes distintas denominadas D, A e O. Todas as classes têm em comum altos teores de carbono, que potencializam os valores de dureza, aumentando a resistência ao desgaste. O que a difere são os elementos de liga, que afetam a quantidade e a distribuição dos carbonetos na matriz^(11, 26).

Na Tabela 4 estão apresentados os principais aços-ferramenta para trabalho a frio e suas respectivas composições químicas^(23, 31).

Tabela 4: Composição química dos principais aços-ferramenta para trabalho a frio ^(23, 31).

Designação AISI	Composição Química (% em peso)								
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	W	V	Co
Aços-ferramenta para trabalho a frio temperáveis ao ar									
A2	0,95- 1,05	1,00 máx	0,50 máx	4,75-5,50	0,30 máx	0,90- 1,40	-	0,15- 0,50	-
A3	1,20- 1,30	0,40- 0,60	0,50 máx	4,75-5,50	0,30 máx	0,90- 1,40	-	0,80- 1,40	-
A4	0,95- 1,05	1,80- 2,20	0,50 máx	0,90-2,20	0,30 máx	0,90- 1,40	-	-	-
A6	0,65- 0,75	1,80- 2,50	0,50 máx	0,90-1,20	0,30 máx	0,90- 1,40	-	-	-
A7	2,00- 2,85	0,80 máx	0,50 máx	5,00-5,75	0,30 máx	0,90- 1,40	0,50- 1,50	3,90- 5,15	-
A8	0,50- 0,60	0,50 máx	0,75- 1,10	4,75-5,50	0,30 máx	1,15- 1,65	1,00- 1,50	-	-
A9	0,45- 0,55	0,50 máx	0,95- 1,15	4,75-5,50	1,25- 1,75	1,30- 1,80	-	0,80- 1,40	-
A10	1,25- 1,50 ^(e)	1,60- 2,10	1,00- 1,50	-	1,55- 2,05	1,25- 1,75	-	-	-
Aços-ferramenta para trabalho a frio alto carbono e alto cromo									
D2	1,40- 1,60	0,60 máx	0,60 máx	11,00- 13,00	0,30 máx	0,70- 1,20	-	1,10 máx	-
D4	2,05- 2,40	0,60 máx	0,60 máx	11,00- 13,00	0,30 máx	0,70- 1,20	-	1,10 máx	-
D5	1,40- 1,60	0,60 máx	0,60 máx	11,00- 13,00	0,30 máx	0,70- 1,20	-	1,10 máx	2,50- 3,50
D6	2,00- 2,35	0,60 máx	0,60 máx	11,00- 13,50	0,30 máx	-	1,0 máx	1,00 máx	-
D7	2,15- 2,50	0,60 máx	0,60 máx	11,50- 13,50	0,30 máx	0,70- 1,20	-	3,80- 4,40	-
Aços-ferramenta para trabalho a frio temperáveis em óleo									
O1	0,85- 1,00	1,00- 1,40	0,50 máx	0,40-0,60	0,30 máx	-	0,40- 0,60	0,30 máx	-
O2	0,85- 0,95	1,40- 1,80	0,50 máx	0,50 máx	0,30 máx	0,30 máx	-	0,30 máx	-
O6	1,25- 1,55	0,30- 1,10	0,55- 1,50	0,30 máx	0,30 máx	0,30 máx	-	-	-
O7	1,10- 1,30	1,00 máx	1,00 máx	0,35-0,85	0,30 máx	0,30 máx	1,00- 2,00	0,40 máx	-

Os aços-ferramenta para trabalho a frio da classe A, também denominados “temperáveis ao ar”, são caracterizados pelos altos teores de C, Mn, médios teores de Cr e moderados teores de outros elementos de liga, com exceção do AISI A7. O resultado após tratamento térmico de têmpera e revenido é uma estrutura martensítica com fina dispersão de carbonetos. Esta classe de aços é aplicada em facas de cisalhamento, punções de corte, matrizes para conformação de moedas e outras semelhantes. Pelo fato de serem temperáveis ao ar, possuem a vantagem de minimizar os riscos ou tendência a trincas, assim como tendem a apresentar baixos valores de distorção durante o endurecimento, garantindo estabilidade dimensional, importante propriedade, por exemplo, quando usados como matrizes. O AISI A7 tem aplicação específica na extrusão de materiais de elevada dureza como materiais cerâmicos⁽²⁶⁾.

Os aços-ferramentas da classe O, também conhecidos como “temperáveis em óleo”, possuem altos teores de C e moderados teores de elementos de liga, suficientes para promover boa profundidade de endurecimento pela têmpera em óleo. As aplicações dos aços do grupo O incluem matrizes e punções para corte, conformação e calibradores para metais não ferrosos^(26, 31).

2.1.3.4 - Aços resistentes ao choque

Seus principais elementos de liga são manganês, silício, cromo, tungstênio e molibdênio. Quase todos os aços deste tipo (conhecidos como Grupo S) possuem conteúdo de carbono de aproximadamente 0,50%. Por conta disso, apresentam uma combinação de elevada resistência e tenacidade e baixa ou média resistência ao desgaste por abrasão. Aplicação: talhadeiras, formões, contra-rebites, punções, brocas-guia e outras aplicações que requerem elevada tenacidade e resistência ao choque^(23, 24).

Para o tipo de trabalho a que são destinados, combinam alta resistência mecânica e alta tenacidade. A resistência ao desgaste por abrasão fica entre média e baixa. A temperabilidade é variável em função dos elementos de liga, mas melhor do a dos aços da classe W. Podem ser temperados em água (S2), em óleo (S1) e ao ar (S7)^(21, 24).

A composição química dos principais aços resistentes ao choque está representado na Tabela 5 ^(23, 31).

Tabela 5: Composição química dos principais aços-ferramenta resistentes ao choque ^(23, 31).

Designação AISI	Composição química (% em peso)								
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	W	V	Co
S1	0,40- 0,55	0,10- 0,40	0,15- 1,20	1,0- 1,80	0,30 máx	0,5 máx	1,50- 3,0	0,15- 0,30	-
S2	0,40- 0,55	0,30- 0,50	0,90- 1,20	-	0,30 máx	0,3- 0,60	-	0,50- máx	-
S5	0,50- 0,65	0,60- 1,00	1,75 2,25	0,5 máx	-	0,20- 1,35	-	0,35- máx	-
S6	0,40- 0,50	1,20- 1,50	2,00- 2,50	1,20- 1,50	-	1,20- 1,50	-	0,30- 0,40	-
S7	0,45- 0,55	0,20- 0,90	0,20- 1,00	3,00- 3,50	-	1,30- 1,80	-	0,20- 0,30	-

2.1.3.7 - Aços temperáveis em água

Nestes aços o carbono é o principal elemento de liga. São adicionadas, também, pequenas quantidades de cromo para aumentar a temperabilidade e a resistência à abrasão, e de vanádio, para manter uma granulação fina, e conseqüentemente, maior tenacidade. Pertencem ao grupo W. Aplicação: utilizados em ferramentas para forjamento a frio, cunhagem de moedas, gravação em relevo, trabalho em madeira, corte de metais duros (machos e alargadores), cutelaria e outras que requeiram resistência ao desgaste por abrasão ^(23, 24, 31).

São fornecidos no estado recozido com matriz perlítica e cementita ou no estado coalescido possuindo matriz ferrítica com carbonetos esferoidizados. Nestas condições a dureza é baixa (no máximo 210 HB) visando facilitar a usinagem. Na condição de trabalho para peças finas (espessuras menores que 8 mm) a estrutura é martensita revenida com carbonetos de ferro não dissolvidos na têmpera. No caso de peças mais espessas apresentam superfície de martensita revenida com carbonetos não dissolvidos e núcleo de perlita com carbonetos não dissolvidos ^(20, 22, 24).

A Tabela 6 mostra a composição química dos principais aços temperáveis em água ^(23, 31).

Tabela 6: Composição química dos principais aços-ferramenta temperáveis em água ^(23, 31).

Designação AISI	Composição química (% em peso)								
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	W	V	Co
W1	0,70- 1,50	0,10- 0,40	0,10- 0,40	0,15- máx	0,20 máx	0,10 máx	0,15- máx	0,10- máx	-
W2	0,85- 1,50	0,10- 0,40	0,10- 0,40	0,15 máx	0,20 máx	0,1 máx	0,15 máx	0,15- 0,35	-
W5	1,05- 1,15	0,10- 0,40	0,10- 0,40	0,40 0,60	0,20 máx	0,10- máx	0,15 máx	0,10- máx	-

2.1.4 - Influência dos elementos de liga nos aços

A adição de elementos de liga tem o objetivo de promover mudanças na microestrutura do material, o que se reflete nas suas propriedades macroscópicas físicas e mecânicas, permitindo ao material desempenhar funções específicas. A influência de alguns elementos é descrita como segue ⁽²⁰⁻²⁴⁾:

Carbono (C) – É o elemento essencial que compõe a liga do aço. Conforme o seu teor aumenta consideravelmente o limite da resistência e a dureza do aço diminuindo contudo a sua tenacidade e a soldabilidade.

Cromo (Cr) – O cromo tem um papel importante em diversos tipos de ligas de aço. Ele aumenta a dureza, a resistência a tração e a temperabilidade do aço. Em teores mais altos, aumenta a resistência à corrosão e oxidação, diminuindo porém a soldabilidade e a tenacidade. Sendo um elemento formador de carbonetos, aumenta a resistência ao desgaste dos aços em combinação com elevados teores de carbono.

Enxofre (S) – Encontrados em quase todos os aços como impureza (0,05% max), quando o enxofre é adicionado em teores mais altos, forma-se o Sulfeto de Manganês que é um composto plástico que proporciona uma melhor usinabilidade no aço. Os aços resulfurados e alguns tipos de aço inoxidável utilizam o Enxofre mais elevado na liga basicamente para facilitar a usinagem dos mesmos e por isso uma redução nos custos de fabricação do produto final.

Fósforo (P) – O fósforo é uma impureza encontrada em todos os aços como consequência de contaminação da matéria prima (0,05% max).

Vanádio (V) – Pequenas adições de Vanádio aumentam a dureza a quente e diminuem o tamanho de grão. Em aço rápido o Vanádio melhora a retenção do corte. aumenta o limite de resistência à tração e o limite de escoamento; no ponto de vista de formação dos carbonetos, substitui o Molibdênio na proporção de 1% de Vanádio para 2% de Molibdênio, e o Tungstênio na proporção de 1% de Vanádio para 4% de Tungstênio.

Manganês (Mn) – O Manganês aumenta a temperabilidade, a soldabilidade e o limite de resistência à tração, com diminuição insignificante da tenacidade. Em grandes quantidades e em presença de Carbono, aumenta muito a resistência à abrasão. O Manganês provoca um aumento de aproximadamente 10kgf/mm² no limite de resistência à tração para cada adição de 1%

Molibdênio (Mo) – O Molibdênio aumenta a resistência à quente e quando em presença de Níquel e de Cromo, aumenta o limite de resistência à tração e o limite de escoamento.

Em aço rápido quando substitui o Tungstênio, aumenta a tenacidade, mantendo as propriedades de dureza a quente e retenção de corte. É elemento formador de carbonetos. Nos aços rápidos o Molibdênio substitui o Tungstênio do ponto de vista de formação de carbonetos na proporção de 1% de Molibdênio para 2% de Tungstênio.

Silício (Si) – O Silício aumenta o limite de resistência à tração e o limite de escoamento dos aços, com pequena diminuição da tenacidade, Diminui também a condutividade térmica e a usinabilidade. Especialmente nos aços fundidos, o Silício aumenta a densidade. Haverá um aumento de 10 kgf/mm² no limite de resistência à tração para cada 1% de Silício adicionado. Não é elemento formador de carbonetos. Um aço pode ser considerado aço ao Silício, somente quando o teor desse elemento está acima de 0,40%

2.1.5 - Aço ferramenta AISI D2

A indústria metal mecânica para a fabricação de ferramentas de conformação e corte a frio utiliza os aços ferramenta para trabalho a frio, sendo o aço AISI D2 um dos mais amplamente utilizados por combinar propriedades mecânicas e de resistência ao desgaste^(24, 34-37).

A propriedade de resistência mecânica deste aço, traduzida por sua dureza após tratamento térmico, é atingida de forma simples na maioria dos casos. Entretanto, o controle da resistência ao desgaste, bem como de resistência mecânica, depende de fatores particulares do aço relacionados com: (i) sua microestrutura de partida, tamanho, forma e distribuição de carbonetos eutéticos e (ii) ciclos diferenciados de tratamento térmico. O fato importante é que para uma mesma dureza, por exemplo, 60 HRC, diferentes níveis de resistência podem ser atingidos por meio de um apropriado controle microestrutural⁽³⁴⁻³⁸⁾.

O aço ferramenta para trabalho a frio tipo AISI D2 é amplamente utilizado em ferramentais para corte e conformação de metais por possuir uma excelente combinação entre resistência mecânica e resistência ao desgaste, como matrizes para estampagem, cunhagem e repuxo, rolos laminadores de roscas, centros para tornos, punções e calibres. Contudo, mesmo em aços ferramenta para trabalho a frio também se procura aliar propriedades como dureza e desgaste à resistência à fratura. Entretanto, a tenacidade deste aço é fortemente dependente da distribuição dos carbonetos eutéticos tipo M_7C_3 ^(31, 34, 35, 39).

Esta dependência é de particular importância a medida que a dimensão do material de partida deve ser adequado à dimensão final da ferramenta, principalmente quando a matéria prima é proveniente de material cortado em distribuidores ^(20, 24, 34, 35).

O carboneto M_7C_3 de composição $(Cr, Fe)_7C_3$ apresenta reticulado hexagonal simples, dureza de 1600HV com características de ser resistentes à dissolução em altas temperaturas. Carboneto bastante duro e abrasivo é, usualmente encontrado em ligas ao cromo, mas também é encontrado em aços rápidos revenidos em altas temperaturas ou recozidos por um longo período de tempo ^(1, 26, 36, 39, 40).

Fornecido no estado recozido, com dureza máxima de 255 HB o aço AISI D2 tem composição química básica: Fe-1,55%C-12,0%Cr, com adições dos elementos de liga Mo e V da ordem de 1,0% para melhorar a resposta ao revenimento. Sua seqüência de solidificação se inicia pela formação da austenita (γ), com o líquido sofrendo uma reação eutética para: $\gamma + M_7C_3$ ^(31, 34, 35, 40). Os carbonetos eutéticos são muito importantes na resistência ao desgaste deste aço ^(31, 34, 35, 40). Com o trabalho mecânico a quente dos lingotes, a estrutura de carbonetos eutéticos é quebrada, sendo a intensidade desta quebra proporcional ao grau de deformação. Com isto, quanto maior o grau de deformação maior será a intensidade de quebra da rede e, portanto, menor será o tamanho final dos carbonetos e melhor será a sua distribuição.

As ferramentas confeccionadas de aço AISI D2 devem ser revenidas imediatamente após a têmpera, tão logo atinjam 60 °C. Fazer-se, no mínimo, 2 revenimentos e entre cada revenimento as peças devem resfriar lentamente até a temperatura ambiente. Temperaturas de revenimento devem ser escolhida, conforme a dureza desejada (Figura 9) ou tratamento subsequente. O tempo de cada revenimento deve ser, de no mínimo, 2 horas. Para peças maiores que 70 mm, deve-se calcular o tempo em função de sua dimensão. Em geral considera-se 1 hora para cada polegada de espessura ^(21, 22, 25, 34, 35).

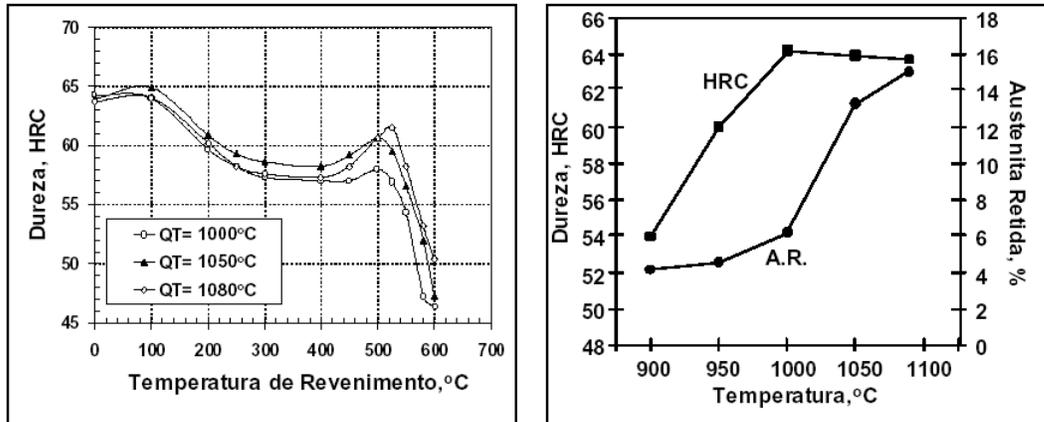


Figura 9: Curvas de têmpera e revenimento para um aço AISI D2 ^(34, 35).

A Tabela 7 mostra a composição química típica de um aço ferramenta para trabalho a frio D2 ^(21-24, 27, 31).

Tabela 7: Composição química típica de um aço D2.

Tipo	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	V
D2	1,4-1,6	0,6 máx.	0,6 máx.	11- 13	0,3 máx.	0,7-1,2	1,1 máx.

As Figuras 10 e 11 mostram aplicações típicas do aço AISI D2.



Figura 10: Facas circulares de AISI D2.

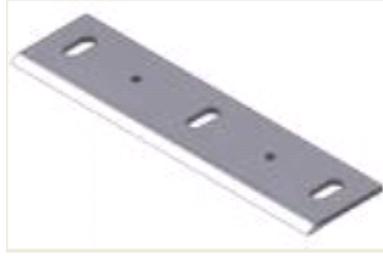


Figura 11: Facas móveis para picadores em AISI D2.

2.1.6 - O Tratamento térmico de ferramentas, moldes e matrizes

O tratamento térmico dos aços ferramenta apresenta muitas peculiaridades. Por uma série de fatores, e não apenas fatores metalúrgicos, pode ser considerado muito diferente do tratamento térmico de aços ao carbono ou baixa liga, por exemplo, aplicados em peças seriadas. Primeiramente, pela alta dependência das propriedades finais do material com o tratamento térmico aplicado. As condições de temperatura, tempo e taxas de aquecimento e resfriamento, os equipamentos utilizados, enfim todo o procedimento pode estar e, na maioria dos casos, estará fortemente relacionado ao desempenho final da ferramenta. Segundo, pelo alto valor agregado das peças a serem tratadas; neste caso, moldes e matrizes em que custos de usinagem e do próprio aço já estão embutidos. Terceiro, por ser, normalmente, uma das etapas finais do processo. Assim, se ocorridos problemas sérios, dificilmente será possível repor a ferramenta tratada no prazo requisitado. Quarto, pelos moldes e matrizes não se tratarem de ferramentas padronizadas. Conseqüentemente, os tempos de aquecimento e a geometria, e os concentradores de tensão relacionados a ela, variam constantemente. Quinto, pela faixa estreita de temperatura, tanto de austenitização e revenimento, bem como pela a variação desta faixa entre os diversos tipos de aços ferramenta aplicados ^(20, 24).

Todas essas especificidades do tratamento térmico dos aços ferramenta, portanto, podem levar a problemas/falhas do processo que, por conseqüência, podem levar a um baixo rendimento da ferramenta. Em termos de falhas, é interessante dividi-las em dois subgrupos. O primeiro, das falhas identificadas no próprio processo, como trincas pequenas ou catastróficas, distorções, problemas superficiais e outras falhas visivelmente observadas. Apesar de graves, essas falhas em geral não comprometem a vida útil da

ferramenta. Ou, pelo menos, não geram resultados inesperados durante sua utilização, porque são identificadas antes que a mesma entre em operação ^(24, 34, 35, 38).

A segunda possibilidade de desvios no tratamento térmico refere-se às condições de temperatura, tempo e taxas de resfriamento empregadas. O controle de qualidade do tratamento térmico, na grande maioria dos casos, é realizado apenas por medidas de dureza na superfície da ferramenta. Isto porque, normalmente, tratam de peças únicas e de alto valor, não havendo possibilidade para sua destruição e análise microestrutural e das propriedades obtidas. Assim, uma vez estando correta a dureza, dificilmente serão identificados possíveis desvios de tratamento térmico antes da ferramenta ser utilizada. E estes apenas serão observados se uma menor vida útil da ferramenta for percebida, e se a causa da falha puder ser definida com precisão ^(24, 26, 34, 35, 38).

Em suma, as condições de tratamento térmico influem significativamente na microestrutura e propriedades dos aços ferramenta ^(1, 11, 26, 31, 34, 35, 38, 41). Desta maneira, também têm forte influência na vida útil do molde, matriz ou da ferramenta empregada.

2.2 - FASE METAESTÁVEL- REAÇÃO MARTENSÍTICA

É a transformação martensítica que os aços devem a sua importância tecnológica desde há séculos. Com efeito é bem conhecido que os aços quando aquecidos e em seguida resfriados bruscamente (têmpera) apresentam uma dureza excepcional. Se o resfriamento for lento o material sofre a transformação eutetóide; se, pelo contrário, o resfriamento é brusco não há tempo para que a difusão do Carbono tenha lugar; abaixo de uma certa temperatura a austenita começa gradualmente a transformar-se em martensita. A primeira característica desta transformação é a rapidez com que tem lugar; a velocidade de propagação da frente de transformação é da ordem de grandeza da velocidade do som; é por isso uma transformação sem difusão visto que a tão baixas temperaturas os movimentos dos átomos a grandes distâncias não são possíveis para velocidades de avanço da transformação tão elevadas ^(26, 31, 38, 42-45).

Portanto, a martensita é o produto do resfriamento rápido da austenita, caracterizando a transformação de fase pela não presença da difusão atômica. O

resfriamento rápido é necessário para justamente evitar a decomposição da austenita por processo difusional, formando produtos como a ferrita e a perlita ²¹. A estrutura resultante, neste caso, não se transforma em cúbica de corpo centrada, uma vez que o carbono fica “aprisionado”. A estrutura resultante é chamada martensita, é supersaturada em carbono, e responsável pela alta resistência mecânica, associada à alta dureza e resistência ao desgaste (11, 20, 23, 24, 26, 31, 34, 35, 43, 45).

A temperatura na qual a transformação martensítica se inicia é chamada de “martensite start”, recebendo a sigla M_S . Na realidade, o M_S de um aço reflete a força termodinâmica necessária para iniciar a transformação da austenita em martensita (23, 27, 43, 45).

No caso específico dos aços-ferramenta, os elementos de liga formadores de carbonetos também influenciam a temperatura M_S . Embora os teores de C possuam grande participação na referida influência, elementos como Mn, Cr, Ni, Mo, Si e W reduzem o valor da temperatura M_S (11, 26). De fato, durante a austenitização a austenita se enriquece em C e elementos de liga (provenientes da dissolução de carbonetos) dificultando a transformação martensítica (11, 26, 42, 45).

No que se refere às temperaturas de austenitização, sabe-se que para os aços carbono em geral, o aumento destas temperaturas, se revertem em crescimento de grão austenítico (1, 11, 21, 22).

Para os aços-ferramenta alta liga, os quais apresentam microestrutura com importante distribuição de partículas de segunda fase, o crescimento de grão é retardado. Assim, os carbonetos que coexistem em uma estrutura típica de aços-ferramenta, atuam com a função extra de controlar o tamanho de grão durante a austenitização (11, 26).

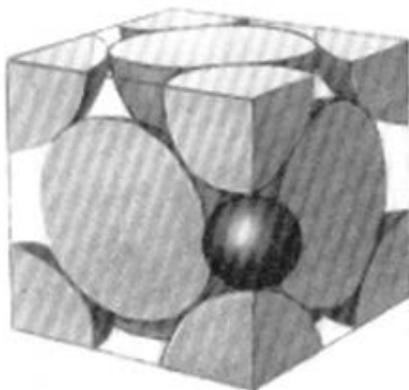
A transformação martensítica caracteriza-se pelo fato de se iniciar unicamente quando, em resfriamento, a austenita se encontra abaixo de M_S (temperatura de início da transformação martensítica); para que a transformação progrida torna-se necessário descer a temperatura: a quantidade de martensita formada só depende da temperatura a que o material se encontra (abaixo de M_S). Assim, a velocidade de formação de martensita é diretamente proporcional à velocidade de resfriamento. A reação é imediata e pode tomar

um caráter explosivo, sendo a frente de transformação bloqueada pelos limites de grão ou pelos defeitos acumulados como resultado da transformação já ocorrida. Observam-se no entanto certos fenômenos de estabilização térmica quer quando o material é mantido a uma temperatura ligeiramente superior a M_s , quer quando é feita uma interrupção do resfriamento depois de iniciada a transformação; no primeiro caso a nova temperatura de início de transformação será inferior ao M_s original; no segundo caso a transformação não é retomada imediatamente após o reinício do resfriamento. Este tipo de fenômenos deverá estar relacionado com a mobilidade dos intersticiais (Carbono) permitindo rearranjos que bloqueiam a transformação; torna-se então necessário aumentar ainda mais a força motriz para que a reação ocorra ^(23, 27, 43, 45).

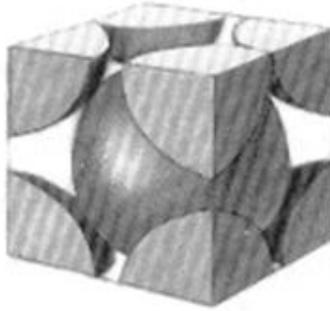
A martensita é uma solução sólida sobressaturada de Carbono no Ferro; a estrutura da martensite (tetragonal de corpo centrado, tcc) pode ser considerada como uma forma distorcida da estrutura ccc do Fe- α . A tetragonalidade da martensita é uma consequência direta da presença de intersticiais preferencialmente num dado tipo de posições da rede: as posições octaédricas. Aumentando o teor em Carbono a tetragonalidade da rede aumenta ^(11, 20, 23, 27).

O apreciável aumento da dureza e da resistência mecânica possíveis com a têmpera (resfriamento rápido) de um aço é amplamente empregada na prática. Assim, lâminas, molas, rolamentos, engrenagens e ferramentas em geral, são empregados no estado temperado seguido de revenimento ^(11, 24, 26).

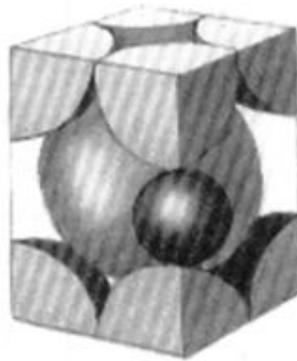
A Figura 12 apresenta de forma esquemática a célula CFC (cúbica de face centrada), CCC (cúbica de corpo centrado) e TCC (tetragonal de corpo centrado) ^(26, 46).



a) Austenita (Fe_γ - CFC) com átomo de carbono no interstício.



b) Ferrita (Fe_α - CCC).



c) Célula tetragonal de corpo centrado (martensita), resultante da distorção de uma célula CCC.

Figura 12: a) b) e c): Forma esquemática de células unitárias.

2.3 - REVENIDO EM AÇOS- FERRAMENTA

O efeito do revenido num aço é, habitualmente, caracterizado por meio das chamadas curvas de revenido (curva de durezas em função da temperatura de revenido)^(1, 11, 20, 24, 26).

A Figura 13 ilustra três curvas típicas encontradas nos aços.

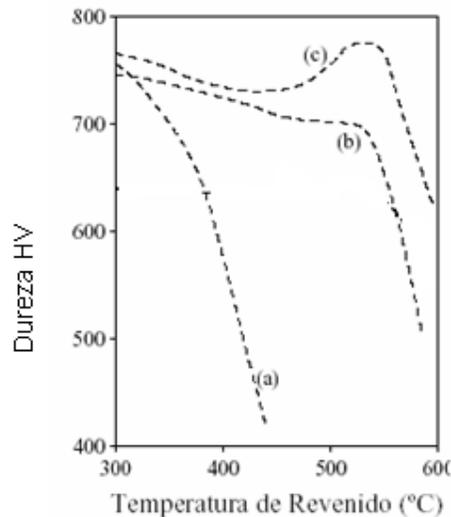


Figura 13: Curvas de revenido típicas encontradas em aços.

(a) é representativa de um aço ao carbono ou aço de baixa liga;

(b) típica de um aço de média liga, na qual a perda de dureza foi substancialmente reduzido por adições de liga;

(c) típica das gamas de alta liga, tais como dos aços rápidos e aços de elevado teor em cromo e carbono nos quais se verifica, além de uma forte redução na perda de dureza, um pico de durezas a altas temperaturas de revenido - esse forte aumento de dureza no revenido é conhecido por endurecimento secundário;

Assim, comparando as curvas de revenido dos aços ligados (b e c) com a curva representativa do aço ao carbono (a), diferencia-se duas ações distintas dos elementos de liga :

- a temperaturas inferiores a 500 °C, é evidente, nos aços ligados, uma menor perda de dureza com o aumento da temperatura de revenido, e;

- a temperaturas superiores a 500 °C, a possibilidade, nos aços de alta-liga, de ocorrência de um endurecimento secundário.

Para compreender a influência dos elementos de liga no revenido, especialmente no aumento da resistência na perda da dureza a quente (abaixo de 500 °C), é necessário ter presente a evolução, durante o revenido, da estrutura de têmpera dos aços ao carbono. Verifica-se que durante o revenido a martensita vai perdendo carbono tornando-se menos tetragonal. A tetragonalidade da martensite (principal razão da sua dureza) desaparece, nos aços ao carbono, a temperaturas inferiores a 300 °C. Nos aços ligados, contendo certos elementos, tais como o Cr, Mo, W, V, Ti ou Si, em concentração suficiente, a rede tetragonal é ainda observada após revenido a 450 e mesmo 500°C. Quer isto dizer que tais elementos de liga aumentam a estabilidade da solução sólida supersaturada em carbono. O Mn e o Ni (gamagêneos), ao contrário dos anteriores elementos, diminuem essa estabilidade^(11, 21, 26, 42).

Verifica-se também que numa etapa inicial do revenido há a formação de um carboneto de transição (o carboneto- ϵ) o qual, a temperaturas superiores a 300 °C desaparece, sendo então substituído pela cementita. Nos aços ligados verifica-se que certos elementos, nomeadamente o Si, estabilizam o carboneto- ϵ (épsilon), a ponto de este ainda existir na microestrutura, de aços contendo, por exemplo, 1 a 2% de Si, mesmo após revenido a 400°C. Uma vez que a precipitação do carboneto- ϵ é sempre mais fina que a posterior precipitação de cementita, esta ação de estabilização do carboneto de transição vai certamente conduzir a uma menor perda de dureza com a temperatura⁽²⁶⁾.

Uma outra etapa de revenido é a de coalescência da cementita. Esta coalescência é, nos aços pouco ligados, responsável pelo decréscimo da dureza de revenido acima de 400°C. Nos aços ligados, a presença de certos elementos de liga, nomeadamente o Si, o Cr, o Mo e o W, diminuem a velocidade de coalescência do carboneto. Tal deve-se à incorporação desses elementos de baixa difusão na cementita, ou à sua segregação nas interfaces ferrita-carboneto⁽¹⁾.

Este efeito no tipo de dispersão de cementita, tem outras repercussões como, por exemplo, o fato de as partículas de carbonetos, permanecendo mais finas, atrasarem o rearranjo das discordâncias (oriundas da martensita)⁽⁴⁵⁾.

Convém ainda referir que os elementos de liga mencionados, originando uma dispersão mais fina de carbonetos, evitam a formação de películas de carbonetos nos

limites de grão, o que conduz, comparativamente aos aços não ligados, após revenido, a tenacidades substancialmente superiores para níveis de resistência mecânica semelhantes. Em certos aços ligados consegue-se assim uma melhor combinação de tenacidade com resistência mecânica. O Mo tem aqui um papel marcante ⁽¹⁾.

Vejamos agora qual a razão do endurecimento secundário, observado em alguns aços-ferramenta, quando revenidos a alta temperatura (superiores a 500°C).

Sabe-se que alguns elementos comuns nos aços (casos do Cr, Mo, W, V e Ti) formam carbonetos, termodinamicamente mais estáveis, que a cementita. É pois de esperar que, se num aço estes elementos estiverem presentes em concentração suficiente, se formem, de preferência, os denominados carbonetos de liga. Verifica-se, contudo, durante o revenido de aços ligados, que estes só se formam a temperaturas de revenido superiores a 500 °C, o que traduz uma cinética muito mais lenta que a observada para a cementita ^(1, 23).

Nos carbonetos de liga, uma vez que os elementos formadores envolvidos têm, todos eles, coeficientes de difusão inferiores ao do carbono, é de esperar que a velocidade de crescimento e coalescência desses mesmos carbonetos seja inferior à da cementita (onde o carbono é o elemento controlador). Por essa razão, a dispersão de carbonetos de liga é sempre muito fina, o que explica o endurecimento secundário observado na curva de revenido de alguns aços ^(24, 30).

Nos aços-ferramenta, o fenômeno de endurecimento secundário é, sobretudo, evidenciado nos denominados aços-rápidos (ao tungstênio e ao molibdênio) e nos aços de elevado teor em cromo e carbono (note-se que o cromo é, comparativamente, um fraco formador de carbonetos, tornando-se indispensável, altas concentrações deste elemento e de carbono, para que ocorra endurecimento secundário nos aços ao cromo) ^(1, 26, 30).

2.4 - RESISTÊNCIA AO DESGASTE

Desgaste pode ser definido como a perda progressiva de substância de uma superfície de um corpo sólido em decorrência do contato e movimento relativo com um outro corpo sólido, líquido ou gasoso. Num componente o desgaste leva a perda de

eficiência, causa vibração e desalinhamento. Em casos extremos algumas trincas podem levar a fratura deste componente e os fragmentos formados normalmente podem danificar o equipamento em que se encontra inserido ⁽⁴⁷⁾.

As perdas econômicas devidas ao desgaste podem ser reduzidas por otimização da planta, da organização e por adequado projeto, produção, montagem e aplicação. O controle do custo do desgaste pode começar com o processo de fabricação correto para o produto, utilizando-se tratamentos que visam aumentar a resistência ao desgaste do material ^(26, 47).

Quatro são os principais tipos de desgaste ^(1, 14, 48), os quais são descritos a seguir. Desgaste não é um fenômeno simples, porque muitos fatores influenciam o desgaste da peça em serviço e várias combinações dos quatro mecanismos básicos podem estar envolvidos numa situação particular ^(1, 48).

2.4.1 - Desgaste adesivo

O desgaste adesivo ocorre quando duas superfícies sólidas deslizam uma sobre a outra, a uma pressão de contato suficiente para causar deformação plástica local e adesão ⁽³⁷⁾. Ocorre quando o desgaste é causado pela união pontual entre as superfícies sólidas em contato, gerando material de transferência entre as superfícies ou perda de uma das superfícies ⁽³⁷⁾. No mecanismo adesivo a área de contato entre as asperezas é pequena, portanto ocorrem altas pressões pontuais, deformando plasticamente e provocando interação e união entre as asperezas (junções localizadas), geradas por forças de caráter iônico, metálico ou ligações fracas de Van der Waals ⁽³⁷⁾.

Esta união entre asperezas é removida devido ao deslizamento relativo entre as superfícies, a qual geralmente provoca transferência de material entre as superfícies que podem retornar a superfície original ou gerar partículas de desgaste ⁽¹⁾.

Em casos extremos é impossível haver novo movimento relativo. A formação de junção no local do contato entre as duas superfícies pode ser formada por adesão ou

coesão. Coesão une as superfícies através de uma solda e do desaparecimento da interface entre as duas superfícies. Adesão preserva a interface na junção ⁽⁴⁷⁾.

A tendência para formar juntas aderidas depende das propriedades físicas e químicas dos materiais em contato, do modo e valor da carga, bem como de contaminantes e rugosidades. Uma vez que a adesão depende da real área de contato, ela é influenciada pela resistência dos materiais, deformação plástica, estrutura do cristal e número de planos de escorregamento. Normalmente, se as partículas de contato tem durezas elevadas a taxa de desgaste é baixa a este modo de desgaste ⁽²⁸⁾.

Em uma grande parte de contatos deslizantes, como mancais, engrenagens, correntes, a causa de falhas rápidas, algumas vezes catastróficas, é o desgaste adesivo. Quando duas superfícies de contato não são devidamente separadas, como por exemplo, por um lubrificante, este modo de desgaste é quase inevitável ⁽³⁷⁾.

A formação de filmes na superfície de desgaste é uma característica do desgaste adesivo, onde material é transferido de uma superfície para outra (Figura 14), podendo ser subsequentemente liberado como partícula de desgaste. Isto distingue o desgaste adesivo da maioria dos outros mecanismos de desgaste (Oliveira ³⁷ citando Stachowiak e Batchelor,1993).

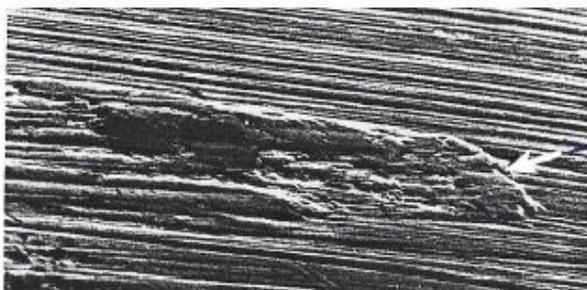


Figura 14: Filme aderido à superfície de desgaste caracterizando o modo de desgaste adesivo (Oliveira ³⁷ citando Stachowiak e Batchelor (1993)).

2.4.2 - Desgaste corrosivo

Este processo de desgaste se caracteriza pela formação de produtos de reação química como resultado de interações químicas entre o par de desgaste e o meio interfacial: este tipo de desgaste ocorre simultaneamente com algum outro tipo de mecanismo, como abrasão, adesão e/ou fadiga superficial. A Figura 15 mostra de forma esquemática o sistema de desgaste corrosivo ^(49, 50).



Figura 15: Sistema esquemático do desgaste corrosivo.

2.4.3 - Desgaste por fadiga superficial

Pode ser caracterizado pela formação de trincas e descamação do material causadas por ciclos de carga na superfície do material. Os contatos dos corpos sólidos por rolagem, escorregamento e impacto de sólidos ou líquidos podem resultar em ciclos alternados de tensão na superfície. A fadiga localizada pode ocorrer em escala microscópica devido a contatos entre as asperezas dos sólidos em movimento relativo. A Figura 16 mostra sistemas que podem sofrer desgaste devido à fadiga de superfície ⁽³²⁾.

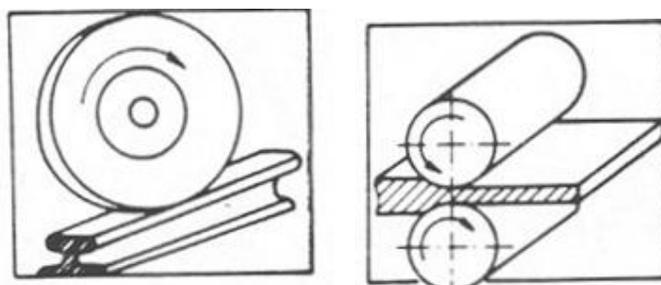


Figura 16: Sistemas que envolvem desgaste por fadiga de superfície.

2.4.4 - Desgaste abrasivo

É a retirada de material causada pela presença de partículas duras. As partículas duras podem estar aprisionadas na interface entre as duas superfícies em movimento relativo, ou serem as protuberâncias que fazem parte da rugosidade de uma das superfícies.

Uma partícula dura pode ser produto de um processo, como sílica, um fragmento desgastado ou advindo de eventuais partículas de fora do sistema, como sujeiras⁽¹⁾.

2.4.4.1 - Ensaio de desgaste por micro-abrasão

O desgaste abrasivo vem sendo estudado por uma nova configuração de equipamento, denominada de máquina de desgaste micro-abrasivo (“micro-abrasive wear testing machine”). Através do contato entre uma esfera (que esta em movimento de rotação) e um corpo de prova, são geradas calotas esféricas, ou, também chamadas, crateras de desgaste (Figuras 17 e 18). Através da análise destas crateras, pode ser possível estimar o comportamento ao desgaste abrasivo de um material em condições real de trabalho^(47, 51-53).

O ensaio de desgaste microabrasivo por esfera rotativa (“ball-cratering abrasion test” ou “micro-scale abrasive wear test”) é um teste bastante difundido no meio acadêmico, embora tenha surgido no setor produtivo. O mesmo consiste no desgaste gerado em um corpo-de-prova, por uma esfera e por partículas abrasivas. A Figura 17 mostra uma visão tri-dimensional de uma cratera de desgaste formada em um corpo-de-prova de ferro sinterizado oxidado a vapor, em um ensaio de desgaste por microabrasão por esfera rotativa⁽⁵⁴⁾.

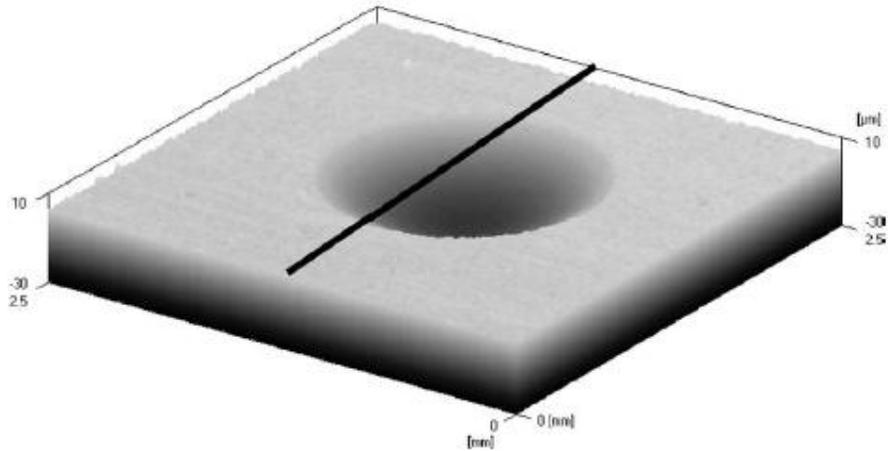


Figura 17: Visão tri-dimensional de uma cratera de desgaste formada em um corpo-de-prova de ferro sinterizado oxidado a vapor, em um ensaio de desgaste por micro-abrasão por esfera rotativa⁽⁵⁴⁾.

A Figura 18 mostra uma cratera de desgaste gerada em um ensaio de micro-abrasão em 2D.

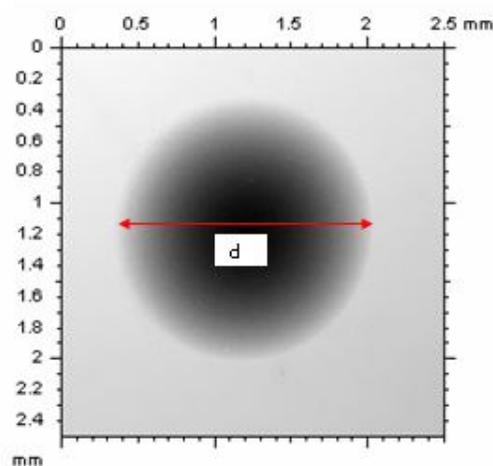


Figura 18: Vista frontal de uma cratera de desgaste, mostrando o diâmetro “d” da mesma.

Existem duas configurações de equipamento para o ensaio de desgaste micro-abrasivo por esfera rotativa: i) máquina de ensaio micro-abrasivo por esfera rotativa fixa e ii) máquina de ensaio micro-abrasivo por esfera rotativa livre^(36, 47).

A Figura 19 ilustra o princípio de funcionamento do equipamento de ensaio de desgaste micro-abrasivo por esfera rotativa fixa. Sobre a esfera de ensaio, é aplicada a

força normal (F_N), definida pelo usuário. Ao lado da esfera de ensaio, e em contato com a mesma, está o corpo de prova. O contato e o movimento relativo entre esses dois elementos produz uma força de atrito tangencial. Com essa configuração, é possível controlar, também, a rotação da esfera de ensaio (r_{esf}), a distância de deslizamento entre a esfera e o corpo de prova (S), a concentração da pasta abrasiva, que é introduzida no contato corpo-de-prova/esfera, e a vazão da mesma.

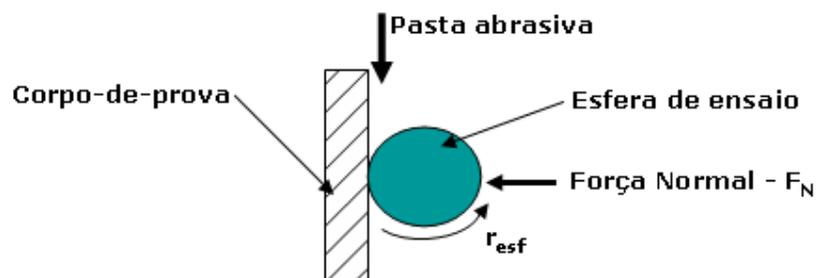


Figura 19: Princípio de funcionamento do equipamento de ensaio de desgaste micro-abrasivo por esfera fixa ⁽⁴⁷⁾.

No equipamento de ensaio de desgaste micro-abrasivo por esfera rotativa livre (Figura 20), a força normal é definida pelo próprio peso da esfera, além da inclinação do corpo-de-prova e sua posição em relação ao eixo motor.

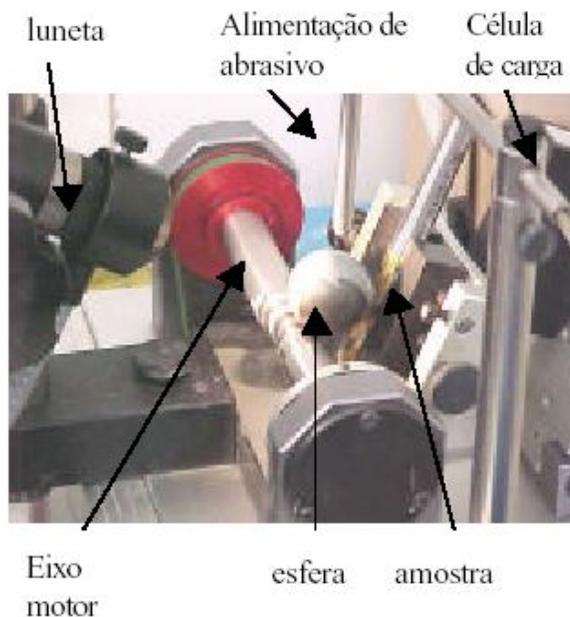


Figura 20: Máquina de ensaio de desgaste micro-abrasivo por esfera rotativa livre.

Para cada tempo de desgaste, a distância (L) deslizada pela esfera sobre a superfície das amostras foi determinada usando a seguinte expressão, para L em milímetros (mm) ^(36, 47):

$$L = \frac{19,95n_2\phi}{\sqrt{\frac{\phi^2}{4} - 25}} \quad (1)$$

onde: n_2 , número de voltas realizado pelo eixo motor do equipamento do ensaio; e ϕ o diâmetro da esfera de ensaio em milímetros.

Esta equação é obtida da seguinte forma ⁽³⁶⁾:

Considere a [Figura 30](#). O eixo (12,7 mm de diâmetro e comprimento de 10 mm) do equipamento transmite seu movimento de rotação para a esfera (de raio $R = \phi/2$) girar e desgastar a superfície da amostra.

Considere também: L_1 : distância de deslizamento da esfera hipotética de raio R_1 ;

L_2 : distância deslizada pelo eixo motor;

n : número de voltas feitas pela esfera;

n_1 : número de voltas da esfera hipotética;

R_1 : raio da esfera hipotética;

R_2 : raio do eixo motor;

A distância de deslizamento L da esfera pode ser expressa:

$$L = n\pi\phi \quad (2)$$

Sabe-se que: $L_1 = L_2 \Rightarrow n_1 2\pi R_1 = n_2 2\pi R_2 \quad (3)$

e

$$n = n_1 \quad (4)$$

Substituindo (4) em (3):

$$n = \frac{n_2 2\pi R_2}{2\pi R_1} \quad \Rightarrow \quad n = n_2 \frac{R_2}{R_1} \quad (5)$$

Substituindo (5) em (2):

$$L = \pi \phi n_2 \frac{R_2}{R_1} \quad (6)$$

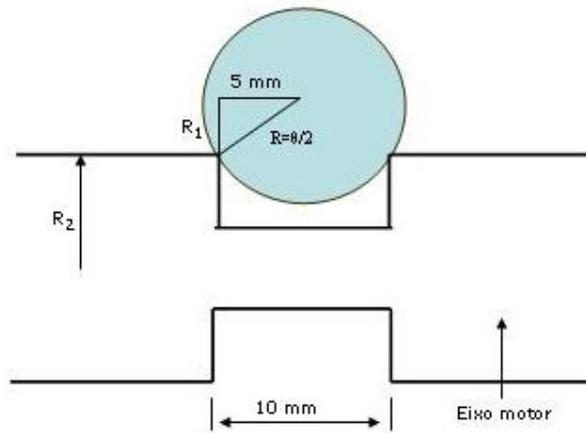


Figura 21: Dimensões do eixo motor usado nos ensaios de microabrasão.

Da **Figura 21**:

$$\frac{\phi^2}{4} = R_1^2 + 25 \quad \Rightarrow \quad R_1 = \sqrt{\left(\frac{\phi^2}{4} - 25\right)} \quad (7)$$

Substituindo (7) em (6), obtém-se:

$$L = \frac{\pi R_2 n_2 \phi}{\sqrt{\frac{\phi^2}{4} - 25}} \quad (8)$$

Como R_2 é igual a 6,35 mm, a distância deslizada, L, pela esfera sobre a superfície da amostra pode ser escrita assim para L em milímetros (mm):

$$L = \frac{19,95 n_2 \phi}{\sqrt{\frac{\phi^2}{4} - 25}} \quad (9)$$

2.5 - TRATAMENTO CRIOGÊNICO

O tratamento criogênico profundo para melhorar as propriedades dos materiais, que é uma grande busca nos recentes anos, é um campo relativamente novo de engenharia. Até hoje, pouco tem sido relatado sobre os mecanismos do processo para diferentes materiais ⁽¹⁾.

Nos últimos anos, tem-se visto um aumento na utilização do tratamento criogênico profundo para melhorar a resistência ao desgaste e durabilidade dos diversos materiais ⁽⁶⁾.

Importante lembrar que este tratamento não produz nenhum tipo de resíduo ou subproduto.

Este processo, desenvolvido para complementar os tratamentos térmicos convencionais, possibilita o aumento da competitividade das empresas, principalmente através da redução de custos, aumento da produtividade e melhoria do desempenho dos produtos, sendo uma tecnologia revolucionária. Portanto, o aumento do tempo de vida dos materiais tem um direto efeito sobre a produtividade e os custos das empresas, assim como sobre as propriedades dos produtos ^(12, 48).

Durante anos os tratamentos térmicos criogênicos desenvolveram-se rodeados de ceticismo. A sua aplicação foi fundamentalmente empírica, baseada na experiência.

Praticamente não houve investigação aprofundada em torno deste assunto e sabe-se muito pouco acerca do que ocorre nos materiais sujeitos a temperaturas criogênicas ⁽⁴¹⁾.

Perante a clara evidência dos resultados, nos últimos anos tem crescido o interesse neste processo e, conseqüentemente, um crescente esforço de investigação ⁽¹⁰⁾.

A investigação deve estar focalizada a dois níveis. Por um lado, mais elementar, deve ser estudada a natureza das transformações que se produzem nos materiais e os mecanismos que as provocam. Por outro lado, e ao nível das aplicações, procura-se e otimiza-se o uso deste tratamento do ponto de vista da sua aplicação industrial. Em qualquer dos casos trata-se de uma tarefa árdua e dispendiosa dado o elevado número de materiais e aplicações a considerar ⁽¹⁾.

2.5.1 – Evolução

Durante séculos, os relojoeiros suíços submetiam os delicados elementos mecânicos às baixas temperaturas dos Alpes durante largos períodos de tempo. Esta era umas das chaves da qualidade das suas criações.

Nos finais do século XIX descobriu-se a forma de liquefazer gases e, com ela, o acesso a temperaturas muito mais baixas de que as que se podiam alcançar anteriormente. Isto deu lugar a que, já no século XX, se realizassem uma série de experiências que procuravam melhorar a desempenho de componentes de aço, mediante a sua imersão em gás liquefeito. Em muitos casos os resultados foram frustrantes uma vez que as peças partiam ou rachavam (trincavam) devido ao choque térmico provocado pelo contato direto entre o aço e o gás liquefeito ⁽¹⁾.

Após a segunda guerra mundial, abandonou-se esta linha de investigação sendo apenas retomada já nos anos sessenta. Nessa altura, técnicos da NASA observaram que, frequentemente, os materiais que tinham sido submetidos às temperaturas extremas do espaço exterior melhoravam as suas características. A indústria aeroespacial desenvolveu e implementou um processo que reproduzia o mesmo fenómeno mas a escala industrial ⁽⁵⁵⁾.

Com a acessibilidade do nitrogênio líquido e o desenvolvimento de melhores sistemas de controle de temperaturas, os tratamentos criogênicos convencionais foram se desenvolvendo (fundamentalmente de forma empírica) principalmente nos EUA e, mais tarde, em outras partes do mundo. De uma forma, algo surpreendente ou previsível, os tratamentos criogênicos são ainda pouco conhecidos no Brasil ⁽¹⁾.

O processo de tratamento criogênico profundo desenvolvido e realizado pela empresa Kryos Tecnologia, trata-se do que constitui um claro avanço relativamente aos tratamentos criogênicos convencionais. Baseia-se na aplicação de temperaturas criogênicas seguindo uma série de etapas predefinidas. A Kryos Tecnologia faz parte do programa de incubadoras de empresas de base tecnológica da Universidade de Brasília (onde possui suas instalações). Oferece soluções em beneficiamento de materiais por processos térmicos em ultra-baixa temperaturas. Atua, principalmente, com transferência de tecnologia para indústrias, projetos e pesquisas científicas na área.

2.5.2 – Processo

Os tratamentos criogênicos consistem essencialmente em submeter os materiais a temperaturas muito baixas (da ordem de $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$) durante períodos prolongados de tempo. Existem diversas variantes, mas a duração total do processo, no caso de um tratamento criogênico convencional, geralmente supera a 48 horas ^(9, 17).

O processo de tratamento criogênico profundo é um processo suplementar ao processo de tratamento térmico convencional em aços ⁽¹²⁾. É um tratamento relativamente de baixo custo que consiste de um tempo permanente de tratamento na temperatura criogênica (em torno de $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$), afetando todas as partes do componente (todo o volume do material) e não apenas a superfície, diferentemente dos revestimentos ⁽¹²⁾. O tratamento pode ser aplicado em ferramentas novas ou usadas submetidas a desgaste acentuado como, por exemplo, punções, matrizes, fresas, brocas, guilhotinas, etc.

O tratamento criogênico típico de aços ferramenta consiste no resfriamento de peças a uma taxa de até $2,5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$ a partir da temperatura ambiente até a temperatura do nitrogênio líquido. Ao atingir $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ (77K), o material é mantido por um período de

tempo apropriado, geralmente de 15 a 40 horas, sendo posteriormente reaquecido até a temperatura ambiente. Esse é realizado ao ar calmo, quando o tratamento criogênico é feito por imersão ao nitrogênio líquido ou, reaquecido até a temperatura ambiente a uma taxa controlada, quando o tratamento criogênico é realizado através de vapor de nitrogênio líquido ^(1, 56).

A realização do ciclo de tratamento criogênico em nitrogênio gasoso e, não por imersão direta em nitrogênio líquido, possibilita um controle preciso de temperatura que previne choques térmicos no material. Usualmente é realizada uma etapa de revenimento na peça de aço temperada após ser executado o tratamento criogênico, vindo garantir o aumento de resistência ao impacto, embora múltiplos revenimentos também sejam empregados ⁽¹⁾.

É importante não confundir estes tratamentos com os tratamentos sub zero que submetem certos aços, após têmpera, a temperaturas da ordem de -80°C com a finalidade de estabilizá-los dimensionalmente, geralmente pela redução de austenita retida ou residual ^(1, 57).

Portanto, há dois tipos de tratamento de baixa temperatura, so-called - “cold treatment”- (CT), em temperaturas aproximadamente a -80°C (sub zero), o qual corresponde a temperatura do gelo seco ou metanol, e “deep cryogenic treatment” - (DCT), em temperatura do nitrogênio líquido, -196°C . Neste trabalho, tratamento criogênico refere-se ao último tipo ^(1, 57).

O processo não altera nem a aparência nem as dimensões dos componentes. É realizado em atmosfera inerte e não se dão mudanças de cor ou oxidação. De fato, uma das particulares características deste tratamento é que é totalmente indetectável. As alterações produzidas são muito subtis e afetam o material à escala microestrutural ⁽⁵⁵⁾.

Num maior ou menor grau, o processo de tratamento criogênico tem efeitos sobre uma ampla variedade de materiais. Além da aplicação em aços ferramentas, o tratamento criogênico é aplicável em outros materiais. Aços (ferramenta, rápidos, inoxidáveis, etc.), ligas de alumínio, de cobre, metal duro e inclusivamente materiais cerâmicos e poliméricos

são materiais susceptíveis de serem tratados, com a finalidade de melhorar as suas características ⁽⁵⁵⁾.

O tratamento criogênico profundo não substitui os tratamentos térmicos habituais e, sendo somente um prolongamento dos mesmos. Embora os efeitos e resultados que proporciona sejam função do material e da aplicação, a maior ou menor magnitude desses efeitos dependem de uma combinação prévia entre o tratamento habitual e o tratamento criogênico ^(1, 12, 14, 55).

Os benefícios mais destacáveis alcançados a partir de componentes sujeitos a esse tratamento incluem melhoria do tempo de vida à fadiga, aumento da resistência ao desgaste, relativo aumento ou manutenção da tenacidade, redução das tensões residuais ou internas, maior estabilidade dimensional, redução de austenita retida, melhoria da condutividade térmica e elétrica e aumento da resistência ao desgaste ^(1, 14, 55, 57).

Alguns autores ^(1, 6, 12, 48) relacionaram o ganho de vida em serviço de aços ferramenta que foram submetidos ao tratamento criogênico como uma expressiva economia nos custos de produção. Como exemplo, Barron⁽⁴⁸⁾ em uma de suas pesquisas sobre o efeito do tratamento criogênico nas propriedades dos aços ferramenta, verificou um aumento de vida útil de lâminas de corte de 4 a 10 vezes, especialmente devido ao aumento da resistência ao desgaste. Além disso um menor número de reafiações das lâminas de corte foi observado para aquelas tratadas a temperaturas criogênicas, bem como um menor tempo de manutenção do maquinário, o que envolve tempo de desmontagem das lâminas, substituição e reafiação⁽⁴⁸⁾. Baseando-se no aumento de vida útil das lâminas de corte de quatro vezes pelo tratamento criogênico, foi calculada uma economia de 68% no custo de materiais (lâminas de corte) e de 75% no custo de mão-de-obra, justificando completamente o emprego desta técnica⁽⁴⁸⁾.

É importante sublinhar que se trata de um tratamento térmico e, por consequência, afeta de modo permanente todo o volume do material tratado. Isto implica que um componente ou ferramenta pode ser usinado, afiado ou modificado, sem perdas de características (diferente do que aconteceria com um tratamento superficial ou revestimento), a não ser que o novo processo aplicado cause mudanças drásticas no componente, como retempera. Portanto, em geral, uma vez aplicado o processo a um

material não será necessário voltar a tratá-lo. Por outro lado, o processo é compatível com os revestimentos habitualmente utilizados na indústria e funciona muito bem em conjugação com eles ⁽¹²⁾.

Uma simples explicação para o fenômeno envolvendo temperaturas criogênicas torna-se necessário para elucidar alguns aspectos controversos. Por uma revisão sobre os conceitos e aspectos gerais do tratamento criogênico em aços ferramenta, existem dois mecanismos distintos atuantes que produzem um aumento geral da resistência ao desgaste dos aços. O primeiro seria a transformação da austenita retida, fenômeno bem conhecido que se dá pelo resfriamento em temperaturas próximas ou abaixo da temperatura M_f . Neste caso, a maior parte da austenita residual transforma-se em martensita com um aumento de dureza. Este efeito é obtido praticamente para todos os aços em temperaturas de tratamento entre -80°C e -110°C . Da transformação da austenita residual em martensita resulta um aumento de dureza (quanto maior a quantidade de austenita retida original, maior o aumento de dureza), redução de tenacidade, modesto aumento de resistência ao desgaste e aumento da estabilidade dimensional. O segundo mecanismo de transformação de fase no tratamento criogênico ocorre para temperaturas mais baixas, ao redor de -190°C e longos períodos de tratamento. Neste caso foi observado uma intensa precipitação de carbonetos extremamente finos quando ao revenimento posterior dos aços. A teoria mais provável para este condicionamento da martensita a baixa temperatura seria o fato de que um contínuo resfriamento ocasionasse uma elevação na energia de deformação da martensita, aumentando sua instabilidade e, possivelmente, afetando sua estrutura de discordâncias a medida que a rede cristalina do ferro sofresse contração em diferentes direções atômicas. Para um tempo suficientemente longo, os átomos de carbono seriam forçados para fora das posições intersticiais originais devido à contração da rede, sendo deslocados para novas posições onde formariam a estrutura de um carboneto de transição de dimensões submicroscópicas. Estas estruturas formadas em grandes quantidades na matriz martensítica atuariam como núcleos para a formação de finos carbonetos estáveis quando do aquecimento a temperatura ambiente ou no revenimento ^(1, 17, 57). Como resultado deste fenômeno verifica-se o aumento expressivo no volume de carbonetos na microestrutura após revenimento ^(1, 17, 57), significativo aumento de resistência ao desgaste, aumento de tenacidade pela eliminação da fragilização da martensita revenida devido tanto à redução da austenita retida quanto à precipitação preferencial de finos carbonetos, ao invés da

formação de filmes de carbonetos em contorno de grão e praticamente nenhum aumento de dureza ^(17, 58).

2.5.3 - Aplicabilidade

O número de aplicações do processo de tratamento criogênico profundo é praticamente ilimitado e está em contínuo desenvolvimento. Muitas situações em que existam problemas de desgaste ou fadiga podem constituir uma oportunidade para aplicar com êxito esta tecnologia ⁽¹⁾.

Existem aplicações em praticamente todos os setores: usinagem, estampagem, corte, injeção, soldagem, siderurgia, automação, indústria química, indústria papelreira, componentes eletrônicos, etc. As ferramentas têm maior rendimento e os componentes apresentam uma vida útil muito mais elevada ^(1, 6, 12, 48).

Também existem aplicações em outros campos: desportos motorizados, material desportivo, instrumentos musicais, áudio, armas de fogo, etc. Em suma, continuamente se encontram novas aplicações para as quais o processo de tratamento criogênico demonstra o seu ⁽⁵⁵⁾.

3 - MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 – MATERIAL

3.1.1 - Composição química

O aço AISI D2 foi assunto para uma variedade de combinações de tratamento térmico convencional e criogênico. Foi fornecido no estado recozido na forma de barras cilíndricas com 16 mm de diâmetro pela empresa Villares Metals. A composição química foi determinada por espectroscopia de massa (realizado no Laboratório de Metalurgia Física- LAMEF- UFRGS), resultando nos valores apresentados na Tabela 8.

Tabela 8: Composição química (% em massa) do aço AISI D2.

Aço	C	Mn	Si	P	S	Cr	V	Mo	Ni
D2	1,49	0,35	0,42	0,023	0,003	12,04	0,68	0,64	0,18

3.1.2 - Corpos de Prova

Da barra recozida foram retirados corpos de prova com 16 mm de diâmetro e 10 mm de comprimento. As faces cilíndricas foram usinadas para a obtenção de faces paralelas.

A Figura 22 ilustra os corpos de prova utilizados para os ensaios.



Figura 22: Imagem dos corpos de prova utilizados.

3.2 - TRATAMENTO TÉRMICO

Para a realização do trabalho foram especificadas seis condições de tratamento térmico nas quais as amostras de aço para trabalho a frio (AISI D2) foram submetidas, associando diferentes tipos de ciclos de tratamento criogênico a duas temperaturas de austenitização, com o intuito de averiguar a influência nas propriedades de resistência ao desgaste. Os ciclos de tratamento térmico a que foram submetidas às amostras de AISI D2 são detalhados na [Figura 23](#). Já a [Figura 24](#) mostra de forma esquemática os ciclos de tratamentos térmicos empregados.

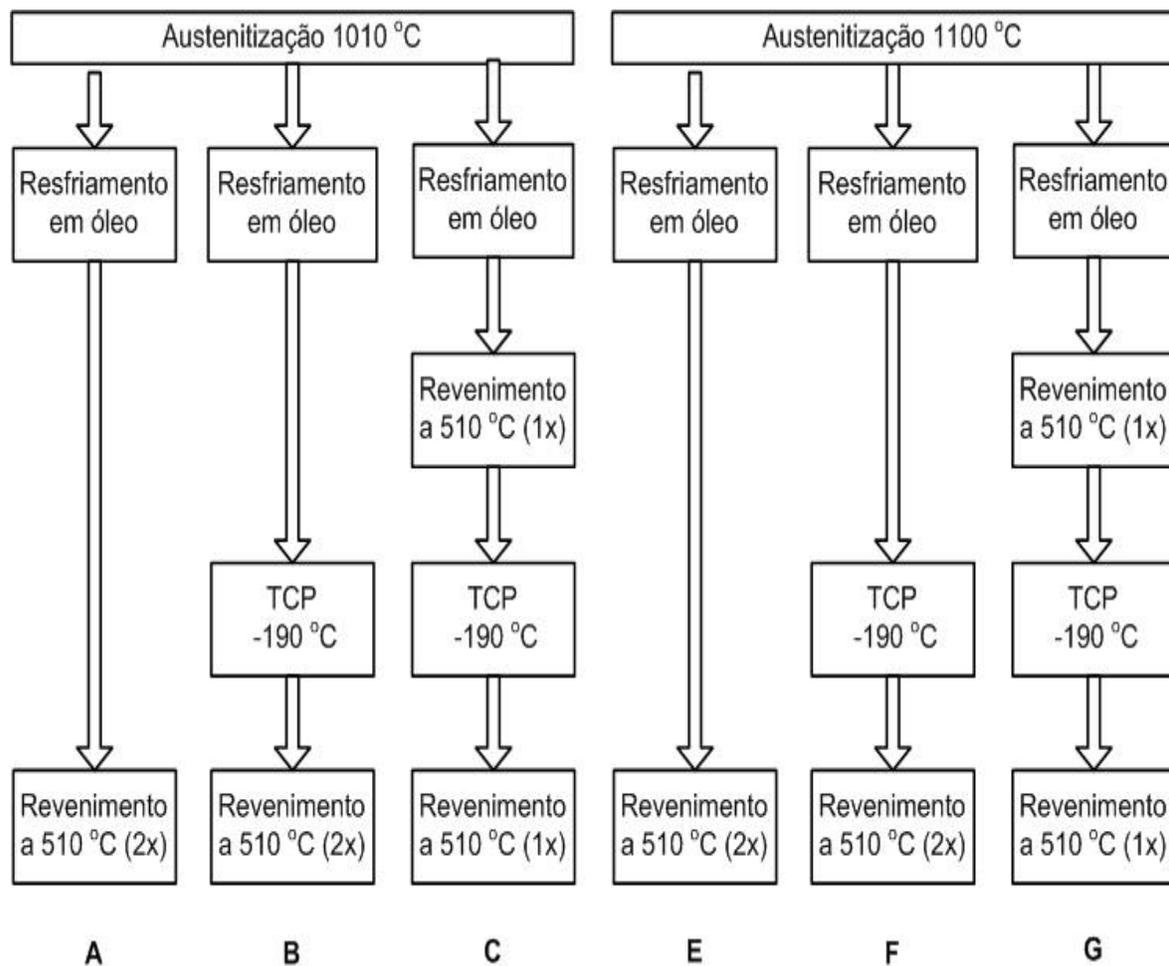


Figura 23: Ciclos de tratamento aplicados às amostras do aço AISI D2.

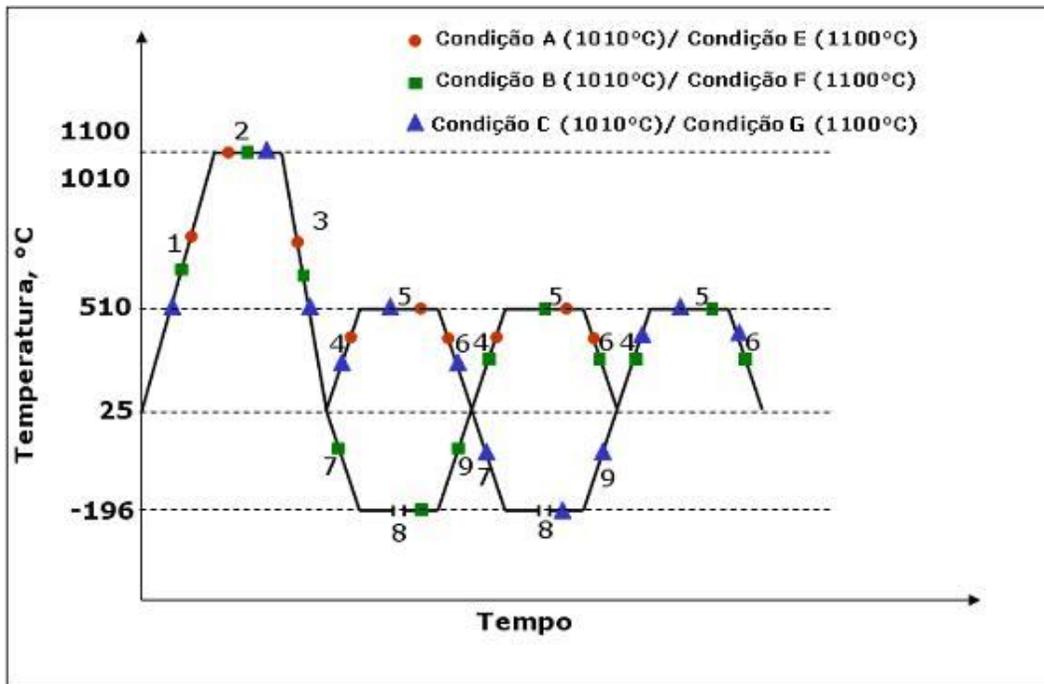


Figura 24: Esquema dos ciclos de tratamento térmico empregados para o aço AISI D2.

As numerações apresentadas na Figura 23 são, de forma esquemática:

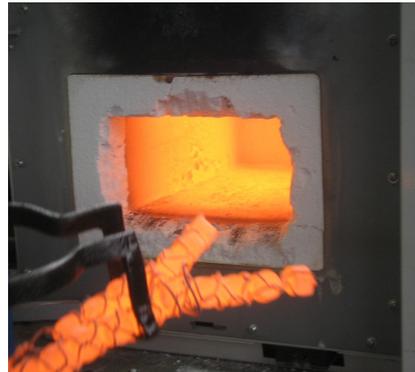
1. Aquecimento até a temperatura de austenitização;
2. Tempo de manutenção do material na temperatura de austenitização;
3. Têmpera em óleo para resultar em uma microestrutura martensítica;
4. Aquecimento até a temperatura de revenimento;
5. Tempo de permanência na temperatura de revenimento;
6. Resfriamento ao ar das amostras a partir da temperatura de revenimento;
7. Resfriamento das amostras a partir da temperatura ambiente até a temperatura de tratamento criogênico profundo;
8. Tempo de manutenção das amostras na temperatura de tratamento criogênico profundo;

9. Aquecimento a partir da temperatura de tratamento criogênico profundo até a temperatura ambiente;

3.3 - AUSTENITIZAÇÃO E TÊMPERA

A **Tabela 9** indica os ciclos térmicos usados na austenitização das amostras do aço ferramenta D2.

Os tratamentos foram realizados em forno da Lin Elektro Therm, tipo LM 312.06SO1063, com temperatura máxima de 1200°C (**Figura 25**).



(a)

(b)

Figura 25: (a) Forno Utilizado para austenitização das amostras. (b) Amostras sendo removidas do forno para têmpera.

No total, foram austenitizadas 30 amostras. Para cada temperatura de austenitização foi retirada uma amostra na condição somente temperado e as demais foram divididas para as seis condições mostradas pela **Figura 23**.

A taxa de aquecimento para a austenitização foi de 27°C/min e sem proteção atmosférica das peças/amostras, permanecendo na temperatura de austenitização por 45 minutos. Em seguida as amostras foram resfriadas em óleo (temperatura ambiente), com agitação manual (**Figura 26**). A descarbonetação e a oxidação dos corpos de prova foram removidas através de lixamento após realização dos ciclos de tratamento térmico.



Figura 26: Amostras imediatamente após imersão no meio de têmpera (óleo).

Tabela 9: Condições de austenitização e têmpera do aço ferramenta AISI D2.

Material	Temperatura e tempo de austenitização	Meio de resfriamento
aço D2	1010 °C, 45 min	óleo
aço D2	1100 °C, 45 min	óleo

3.4 - REVENIMENTO

A **Tabela 10** indica o ciclo térmico usado no revenimento das amostras do aço ferramenta AISI D2.

Tabela 10: Condições de revenimento do aço ferramenta AISI D2.

<i>Material</i>	<i>Temperatura</i>	<i>Resfriamento</i>	<i>Tempo de duplo revenimento</i>
Aço D2	510° C	ar	1 hora e 30 minutos

As temperaturas de austenitização e revenimento indicadas na **Tabelas 9 e 10** foram defendidas com base em trabalhos de Adonias ⁽³⁶⁾, Mendanha ⁽³⁵⁾ e Oliveira ⁽³⁷⁾. Pode-se estimar que com o uso das condições da Tabela 4.3 (temperatura de austenitização de 1010 e 1100 °C e temperatura de revenimento de 510 °C) esse aço apresentará após tratamentos

uma dureza que é predominantemente usada em peças confeccionadas com este material.

3.5 – ANÁLISE MICROESTRUTURAL

Para a análise microestrutural do aço ferramenta D2, as amostras foram lixadas, em lixa 80, visando a remoção da desoxidação e decarbonetação resultante da têmpera em atmosfera não controlada.

Estas passaram pela seqüência de lixamento em lixas n.º 80, 120, 220, 320, 400, 600 e 1000, polimento com solução aquosa de alumina de 1µm e, finalmente, ataque químico com reagente Nital 5%.

Os exames metalográficos foram realizados inicialmente por microscopia óptica convencional, visando obter uma visão geral do tratamento térmico realizado. Posteriormente, as amostras foram analisadas em microscópio eletrônico de varredura (MEV) visando análises complementares.

A microscopia eletrônica de varredura, foi realizada em equipamento Quanta 200 3D da PHILIPS, pertencente a Polícia Federal em Brasília-DF. A microscopia óptica convencional foi realizada em microscópio óptico metalúrgico de campo claro VERSAMET 3.

As calotas de desgaste foram analisadas diretamente no microscópio óptico, acoplado ao próprio equipamento de ensaio, sem a necessidade de preparação prévia.

3.6 - DIFRATOMETRIA DE RAIOS-X

O equipamento de difratometria de raios-X utilizado é pertencente à Faculdade de Geologia da Universidade de Brasília (UNB), operando com alvo de cobre e monocromador colocado na frente do detector para filtragem da linha de radiação $\text{CuK}\alpha$ ($\lambda=1,54184 \text{ \AA}$). Para a obtenção dos diagramas de difração utilizou-se como parâmetros de operação um intervalo angular de $30^\circ \leq 2\theta \leq 90^\circ$ e velocidade de varredura angular de

0,5°/ minuto. As ordenadas dos espectros referem-se a *contagem por segundo* (CPS) e representam uma intensidade relativa. Esta intensidade tem pequenas variações de uma amostra para outra, dependendo da posição (inclinação) em que o raio incide na superfície do corpo-de-prova.

3.7 - MICRODUREZA VICKERS

As amostras do aço AISI D2 tratadas nas seis condições descritas anteriormente, foram submetidas ao ensaio de microdureza Vickers após o polimento da superfície das mesmas. A carga utilizada para o ensaio foi 0,3 kg.

O objetivo deste ensaio foi verificar se houve mudança significativa de microdureza com os ciclos de tratamentos térmicos aplicados, especialmente o tratamento criogênico.

Três amostras do aço D2 tratadas em cada condição descrita na **Figura 23**, foram submetidas ao ensaio de microdureza Vickers, obtendo-se uma média com no mínimo oito impressões de microdureza para cada amostra.

Também foi realizado a medição de microdureza nos carbonetos de grande dimensões, em duas condições de tratamento térmico (condição A e B). O intuito foi determinar possíveis variações na microdureza dos carbonetos, quando o material passa por uma etapa de tratamento criogênico. A carga utilizada para este ensaio foi 0,05 kg.

3.8 - INTERFEROMETRIA

O formato da impressão de desgaste foi detalhado através de um interferômetro óptico a laser marca UBM Microfocus Expert IV, pertencente ao Laboratório de Tribologia e Materiais da Universidade Federal de Uberlândia.

A formulação para o cálculo do volume desgastado e do coeficiente de desgaste depende da identidade entre a cratera de desgaste e o formato da esfera utilizada no teste.

3.9 - DESGASTE MICRO-ABRASIVO

Os ensaios de desgaste micro-abrasivo foram realizados em um equipamento de micro-abrasão do tipo esfera livre (da marca CSEM) pertencente ao Laboratório de Tribologia e Materiais da Universidade Federal de Uberlândia (Figuras 27 e 28).

As Figuras 27 e 28 mostram os principais componentes e o próprio aparelho de microabrasão (Calowear).

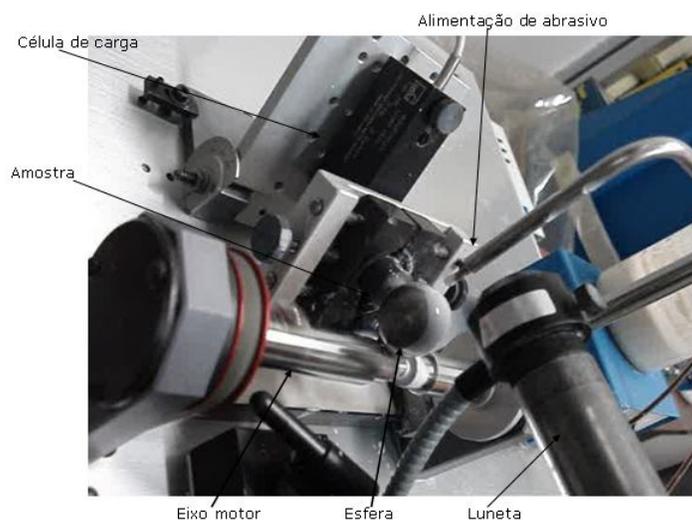


Figura 27: Montagem experimental mostrando equipamento e acessórios do ensaio de microabrasão utilizado.

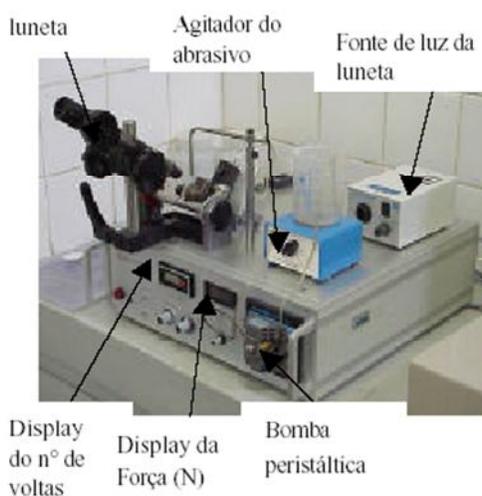


Figura 28: Equipamento de microabrasão – visão geral.

Neste tipo de equipamento a esfera, movida por um eixo motor, gira sobre a amostra, fixa em um porta-amostra acoplado a uma célula de carga, que mede continuamente a força normal durante o teste. A carga do ensaio é determinada pelo peso da esfera, pela inclinação da mesa porta-amostra e pela posição do conjunto em relação ao eixo motor (Figura 29).

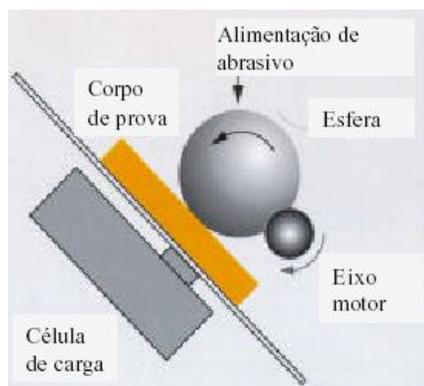


Figura 29: Princípio de funcionamento do aparelho de microabrasão (Calowear) ⁽⁴⁷⁾.

3.9.1 - Condições de ensaio

Foi utilizada uma esfera de aço AISI 52100 com um diâmetro de 25,4 mm. O meio abrasivo foi uma lama composta de partículas abrasivas de dióxido de silício (SiO_2) em suspensão em água destilada, a uma concentração de 0,75 g de abrasivo por cm^3 de água. A distribuição granulométrica das partículas abrasivas estava entre 0,5-10 μm , com aproximadamente 80% entre 1- 5 μm . A suspensão abrasiva foi agitada continuamente durante cada teste por meio de agitador acoplado ao aparelho de microabrasão visando prevenir a decantação das partículas abrasivas. A mistura foi bombeada até a interface esfera-amostra, utilizando-se uma bomba peristáltica. A vazão do abrasivo foi fixada a cerca de uma gota a cada 3 segundos. A rotação do eixo motor foi mantida em 150 rpm, gerando uma velocidade entre a superfície da esfera e a amostra de aproximadamente 0,1 $\text{m} \cdot \text{s}^{-1}$.

Os testes foram realizados em intervalos de 5 minutos, perfazendo um tempo total de 60 minutos. A cada intervalo foi medido o diâmetro da calota de desgaste produzida na

superfície da amostra e, com isso, calculava-se o coeficiente de desgaste. Isso se faz necessário para verificação do tempo em que a taxa de desgaste tende a um valor constante (chamado de “regime permanente”) nas condições de ensaio empregadas.

3.9.2 - Distância de deslizamento (L)

Para cada tempo de desgaste, a distância (L) deslizada pela esfera sobre a superfície das amostras foi determinada usando a seguinte expressão, para L em milímetros (mm) ^(36, 47):

$$L = \frac{19,95n_2\phi}{\sqrt{\frac{\phi^2}{4} - 25}} \quad (1)$$

onde: n_2 , número de voltas realizado pelo eixo motor do equipamento do ensaio; e ϕ o diâmetro da esfera de ensaio em milímetros.

3.9.3 - Volume de desgaste

O volume de desgaste após cada intervalo de distância de deslizamento, foi determinado usando a expressão ^(36, 47, 51-54, 59):

$$V \cong \frac{\pi.b^4}{32.\phi} \quad \text{para } b \ll \phi \quad (a)$$

Onde: b, diâmetro da calota de desgaste; e ϕ , diâmetro da esfera de ensaio.

Essa equação é usada para uma calota esférica, visto que o volume da calota é muito pequeno em relação ao volume da esfera.

3.9.4 - Equação para determinação do coeficiente de desgaste k

O coeficiente de desgaste é expresso por^(47, 52, 53):

$$k = \frac{V}{L.F_N} \quad (b)$$

onde: F_N , força normal à amostra; L, distância de deslizamento; V, volume de material removido pelo desgaste; k, coeficiente de desgaste.

Substituindo (a) em (b):

$$k = \frac{\frac{\pi.b^4}{32\phi}}{L.F_N} \quad (c)$$

Rearranjando obtemos a equação^(36, 47, 51-54, 59).

$$k = \frac{\pi.b^4}{32.\phi.L.F_N} \quad (d)$$

3.10 - QUANTIFICAÇÃO DE CARBONETOS EM ANALISADOR DE IMAGENS

Através do analisador de imagens *Scion Image (Scion Corporation)* foi possível a quantificação de carbonetos, realizada a partir de imagens digitalizadas da microestrutura das amostras das seis condições de tratamento térmico, obtidas em microscópio eletrônico de varredura (MEV) com detector de elétrons secundários. A aquisição das micrografias foi obtida em uma magnificação de 6000X, visando estabelecer condições favoráveis para a detecção de carbonetos de dimensões diminutas.

A escolha desta magnificação para a detecção de carbonetos foi feita no sentido de facilitar a observação da quantidade de carbonetos formados em decorrência do tratamento criogênico e resultante do processo de revenimento visto que os carbonetos precipitados a partir dessas etapas apresentam dimensões bem menores comparadas com a grande maioria dos carbonetos primários^(6, 8-10, 37, 60).

A utilização deste critério de análise baseia-se em trabalhos descritos na literatura, em que na avaliação do tratamento criogênico em aços ferramentas, foi reportado que os carbonetos formados por este tratamento apresentam diâmetro médio de 1,0 μm ⁽³⁷⁾.

A partir desta padronização da análise foi possível quantificar os carbonetos, principalmente os secundários provenientes do processo de revenimento, relacionando estes valores a diferentes condições de tratamento térmico e a influência do tratamento criogênico.

Para as mesmas imagens, foi realizada nova contagem de carbonetos utilizando outro programa de análise de imagens (Image J), a fim de certificar os resultados anteriormente obtidos.

Os resultados da averiguação foram expressos através do número de carbonetos por unidade de área analisada.

3.11 - TRATAMENTO CRIOGÊNICO

O tratamento criogênico foi realizado pela empresa Kryos Tecnologia, utilizando vapor de nitrogênio líquido como meio de resfriamento. Todo o processo, ou seja, a taxa de resfriamento, manutenção na temperatura de tratamento criogênico e aquecimento até a temperatura ambiente é controlado por *software e hardware* específico desenvolvido pela empresa.

Na **Figura 30** temos a imagem da câmera de tratamento criogênico e do cilindro de armazenamento de nitrogênio líquido, pertencentes a Kryos Tecnologia.



Figura 30: Imagem da câmara de tratamento e do cilindro de armazenamento de nitrogênio líquido da Kryos Tecnologia.

4- RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 AÇO FERRAMENTA AISI D2: ESTADO COMO RECEBIDO

A [Figura 31](#) mostra a microestrutura do aço ferramenta D2, no estado como recebido (recozido), com microdureza média de 242 (± 9) HB. A microestrutura é composta de carbonetos globulares (pequenos) e grandes (possuindo diferentes formatos e tamanhos) distribuídos na matriz ferrítica.

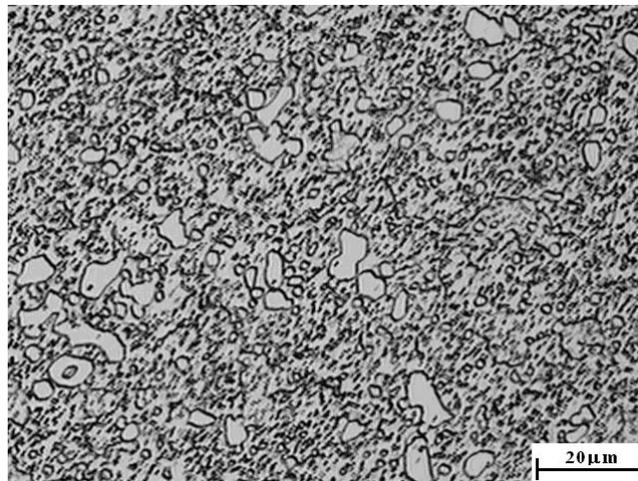


Figura 31: Microestrutura do aço ferramenta D2 recozido em microscópio óptico. Aumento 500X . Ataque Nital 4%.

Na [Figura 32](#) estão apresentados os resultados de difração de raios X. Nas análises são evidenciados os picos correspondentes ao carboneto M_7C_3 e a ferrita.

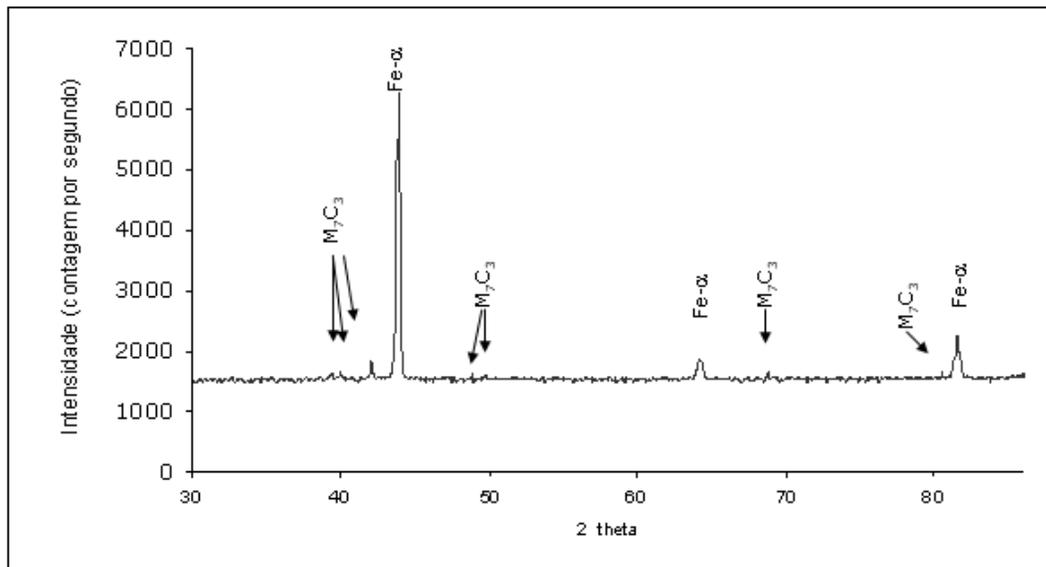


Figura 32: Difratoograma do aço D2 no estado recozido.

4.2 TÊMPERA

Após austenitização e resfriamento em óleo, conforme ciclos térmicos mostrados na [Figura 23](#), a estrutura de têmpera do aço ferramenta D2 foi caracterizada por microscopia óptica e por difração de raios X.

A [Figura 33](#) apresenta a microestrutura de têmpera na temperatura de austenitização de 1010° C. A [Figura 34](#) mostra o resultado da análise de difração de raios X nas temperaturas de austenitização de 1010 e 1100° C.

A microestrutura do material é composta por carbonetos de grandes dimensões assim como por pequenos carbonetos globulares distribuídos na matriz de martensita.

A austenita retida esta presente em adição à martensita, conforme indicado na [Figura 34](#). Todavia, não se destinge nitidamente a austenita da martensita ([Figura 33](#)) pela resolução disponível, não permitindo um bom contraste.

Comparando-se a microestrutura de têmpera com a microestrutura do aço no estado recozido, observa-se que o número de carbonetos naquele é menor que neste. Isso indica

que os carbonetos são parcialmente dissolvidos por ocasião da austenitização. As análises de difração indicam que esses carbonetos são do tipo M_7C_3 .

As durezas das amostras temperadas estão apresentadas na [Tabela 11](#). A diferença de dureza encontrada nas diferentes temperaturas de austenitização, ocorre devido a maior dissolução dos carbonetos na austenita em uma temperatura de austenitização mais elevada e, ao temperar, um maior número de elementos de liga na matriz gerando uma maior distorção e, conseqüentemente maior dureza.

Tabela 11: Condições de austenitização do aço ferramenta AISI D2.

Temperatura de austenitização	Dureza (HRC)
1010 °C	$62 \pm 0,5$
1100 °C	$64 \pm 0,7$

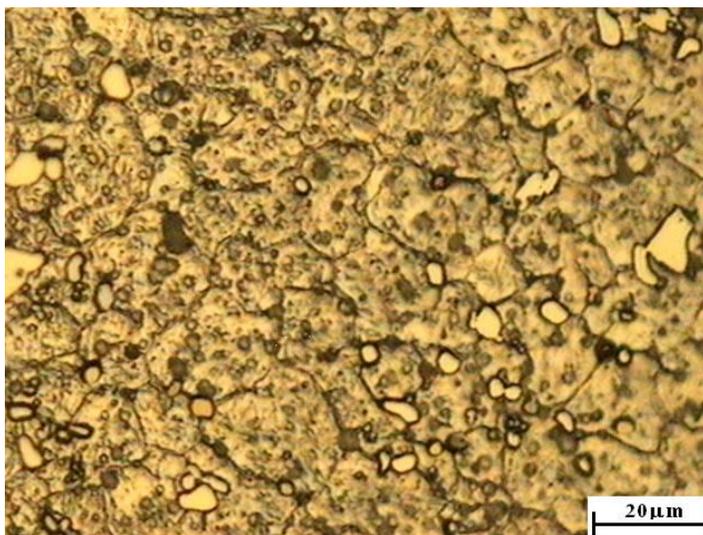


Figura 33: Microestrutura do aço ferramenta D2, austenitizada a 1010° C e resfriado em óleo. Aumento 500 X. Ataque Nital 4%.

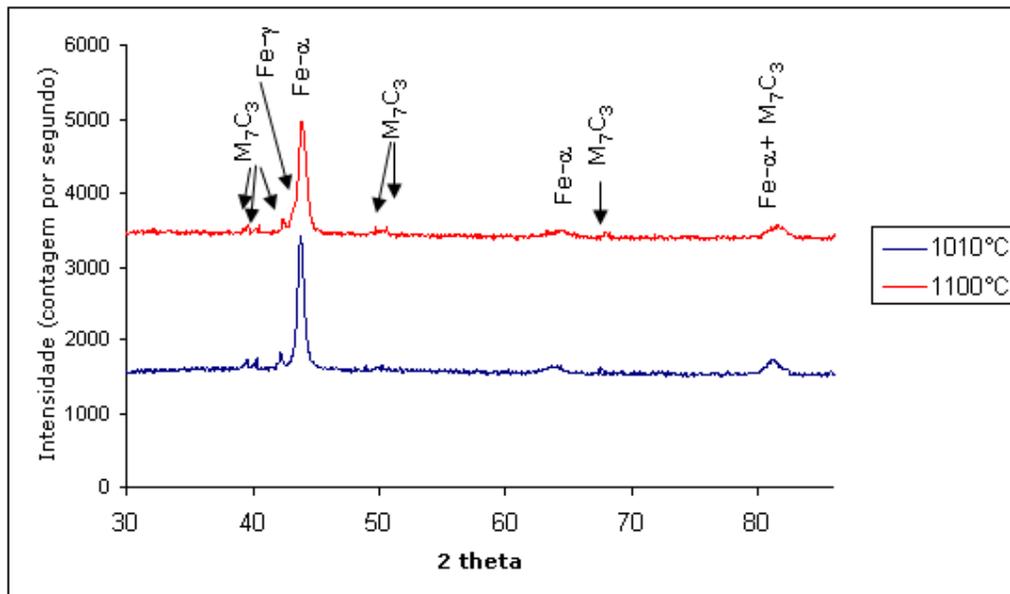


Figura 34: Difratoograma de raios-X do aço ferramenta D2 austenitizado a 1010 - 1100°C e resfriado em óleo.

4.3 METALOGRAFIA DAS AMOSTRAS DOS CICLOS DE TRATAMENTOS TÉRMICOS

Os ciclos de tratamentos térmicos em quadro comparativo são mostrados na [Figura 23](#).

4.3.1 Metalografia em microscópio óptico

As [Figuras 35 e 36](#) apresentam os resultados de microscopia óptica após os diferentes ciclos de tratamentos ([Figura 23](#)). A microestrutura corresponde a martensita revenida com carbonetos dispersos. Não se pode visualizar diferenças entre os diferentes caminhos de tratamento, ou seja, entre as amostras tratadas e as não tratadas criogenicamente na mesma temperatura de austenitização.

Na temperatura de austenitização mais alta (1100°C) ocorre uma maior dissolução de carbonetos para a matriz, elevando o teor de carbono e elementos de liga na matriz, aumentando a supersaturação da martensita ^(1, 11, 36).

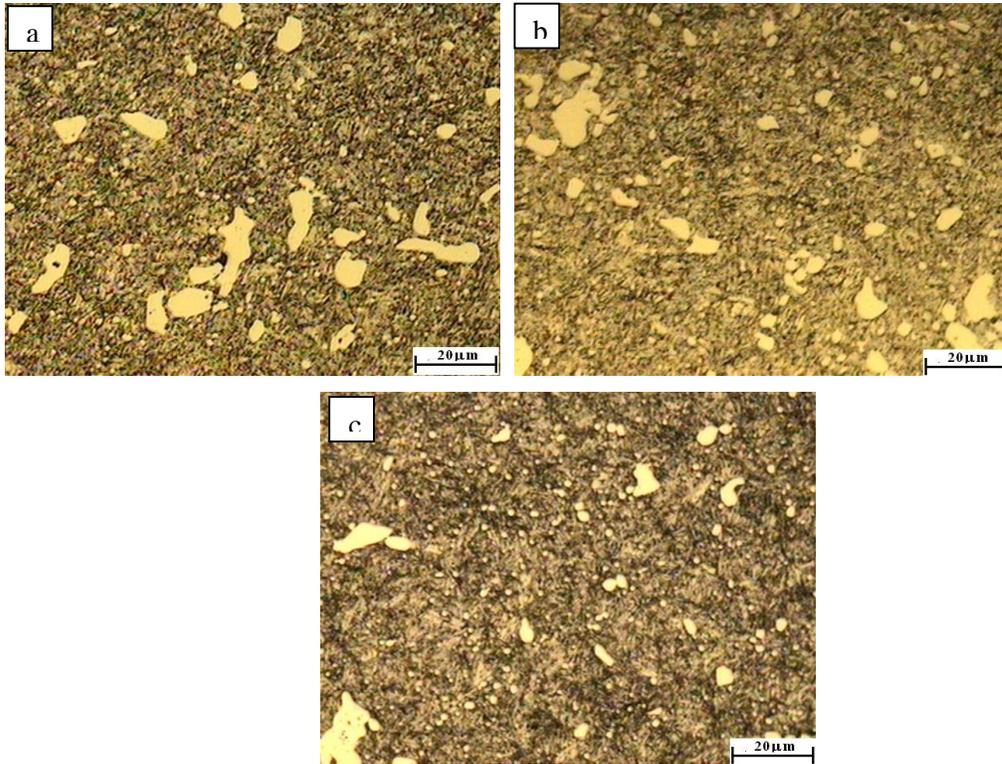


Figura 35: Microestrutura do aço ferramenta D2 na temperatura de austenitização de 1010°C: a) condição A; b) condição B; d) condição C. Aumento 500 X. Ataque Nital 4%.

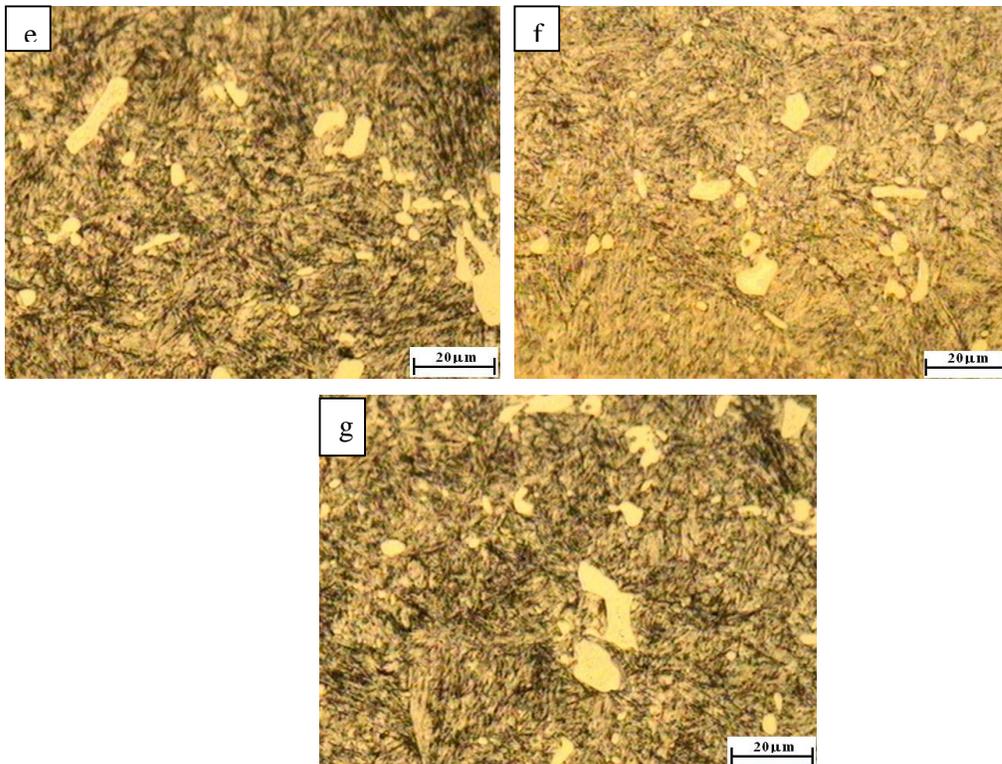


Figura 36: Microestrutura do aço ferramenta D2 na temperatura de austenitização de 1100°C. e) condição E; f) condição F; h) condição G. Aumento 500 X. Ataque Nital 4%.

4.3.2 Microscopia Eletrônica de Varredura

Nas Figuras 37, 38 e 39 são mostradas as micrografias obtidas por microscópio eletrônico de varredura das amostras de aço tratadas segundo os três ciclos de tratamentos térmicos da temperatura de austenitização de 1010°C, mostrando a distribuição dos carbonetos na matriz.

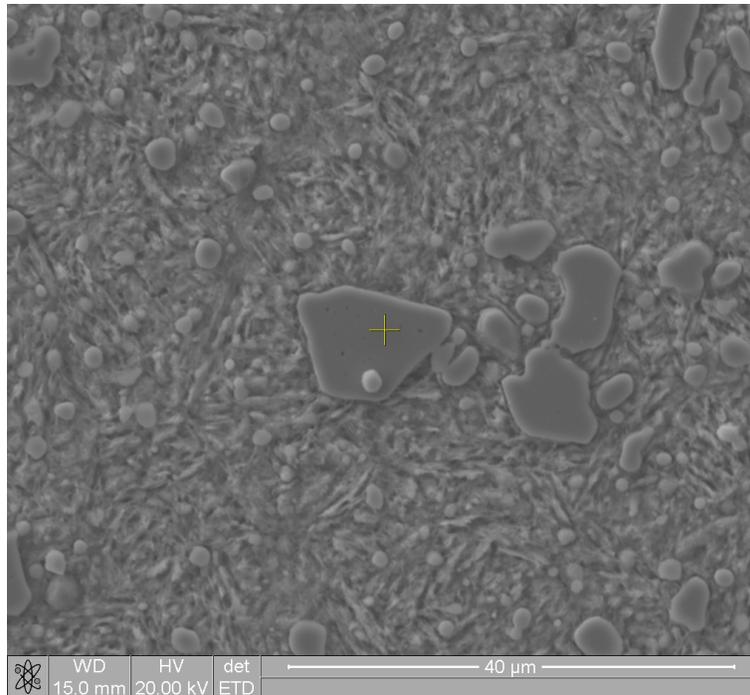


Figura 37: Micrografia da Condição A de tratamento, obtida em MEV com detector de elétrons secundários. Aumento: 4000X. Ataque Nital 4%.

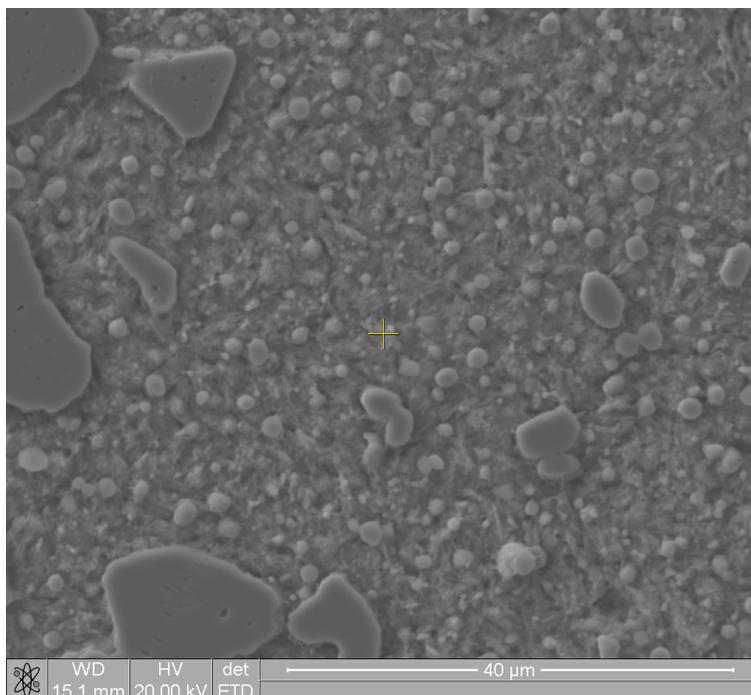


Figura 38: Micrografia da Condição B de tratamento, obtida em MEV com detector de elétrons secundários. Aumento: 4000X. Ataque Nital 4%.

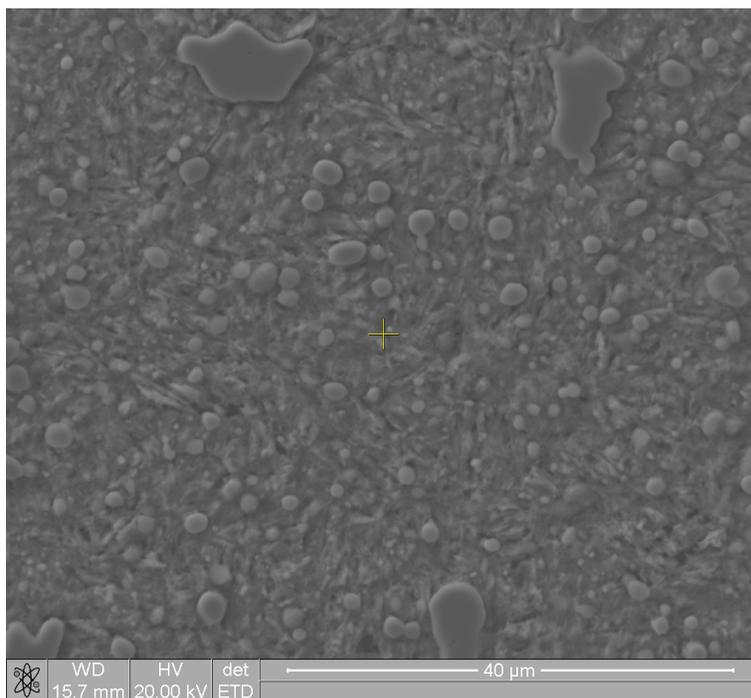


Figura 39: Micrografia da Condição C de tratamento, obtida em MEV com detector de elétrons secundários. Aumento: 4000X. Ataque Nital 4%.

Através da observação das micrografias das diferentes amostras/condições de tratamento do aço AISI D2, tem-se uma maneira possível de obter informações a respeito do tratamento criogênico na precipitação de carbonetos secundários. Quando o aço, austenitizado a 1010°C, é submetido a uma etapa de tratamento criogênico observa-se um aumento do número de carbonetos dispersos na matriz.

Os resultados obtidos para as amostras austenitizadas a temperatura de 1010°C, conforme observado nas Figuras 37, 38 e 39, apresentam-se coerentes com aqueles relatados na literatura ^(4, 5, 17, 57, 58, 60, 61). A introdução do tratamento criogênico demonstrou um grande potencial a promover um aumento na quantidade de pequenos carbonetos precipitados no aço, conforme observa-se para as condições B e C em relação a amostras da condição de referência A.

4.4 QUANTIFICAÇÃO DE CARBONETOS EM PROGRAMAS ANALISADORES DE IMAGENS.

Através de imagens das micrografias, obtidas em MEV, das amostras do aço AISI D2 tratadas termicamente, foi realizada a contagem de carbonetos. A contagem de carbonetos foi efetuada utilizando o programa Scion Image, sendo os resultados também posteriormente verificados através do programa Image J.

O método usado para isolar as diferentes fases nas imagens adquiridas no MEV, consistiu na sua discriminação considerando-se o nível de tons cinza dos contornos das fases, denominado como liminar do nível cinza. Primeiramente, ajusta-se a relação brilho/contraste para melhor ajuste da “visualização” da imagem original. Após aplicação de determinados comandos específicos dos programas (tratamento da imagem), a imagem está pronta para a “análise de partículas”. Neste caso, as partículas são os carbonetos. Na “análise de partículas” uma das opções que os programas fornecem é a contagem das mesmas. Sabendo-se a medida da escala da imagem original, tem-se a área na qual o programa contou as partículas. Obtém-se, portanto, o resultado de partículas por unidade de área.

Na Figura 40 é ilustrado esquematicamente o procedimento referente a contagem de carbonetos pelos programas citados.

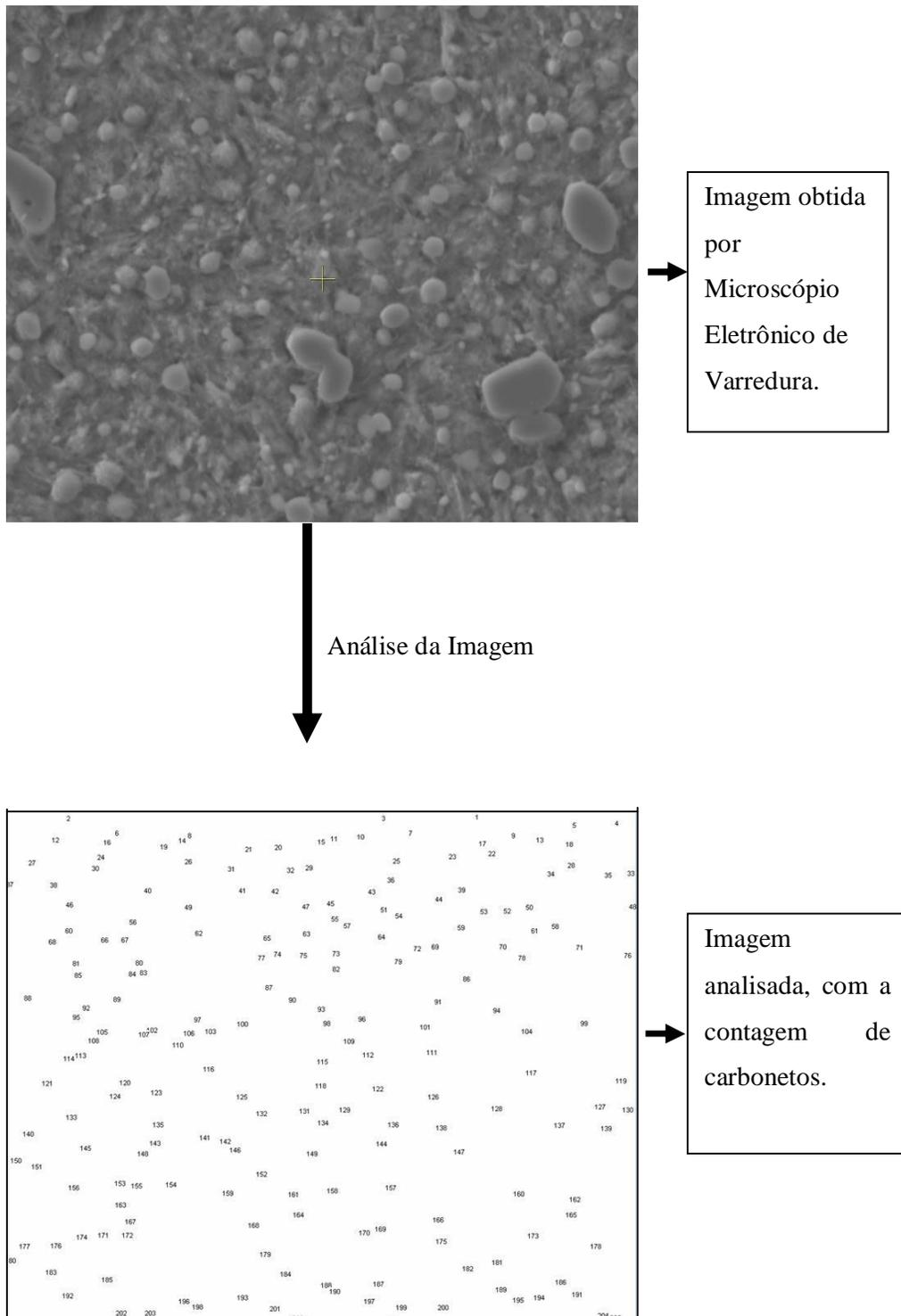


Figura 40: Esquemática de tratamento e análise de imagens.

A Figura 41 ilustra os resultados de contagem de carbonetos obtidos para as amostras austenitizadas a 1010°C, mostrando que com a realização do tratamento criogênico aumenta-se o número de finos carbonetos.

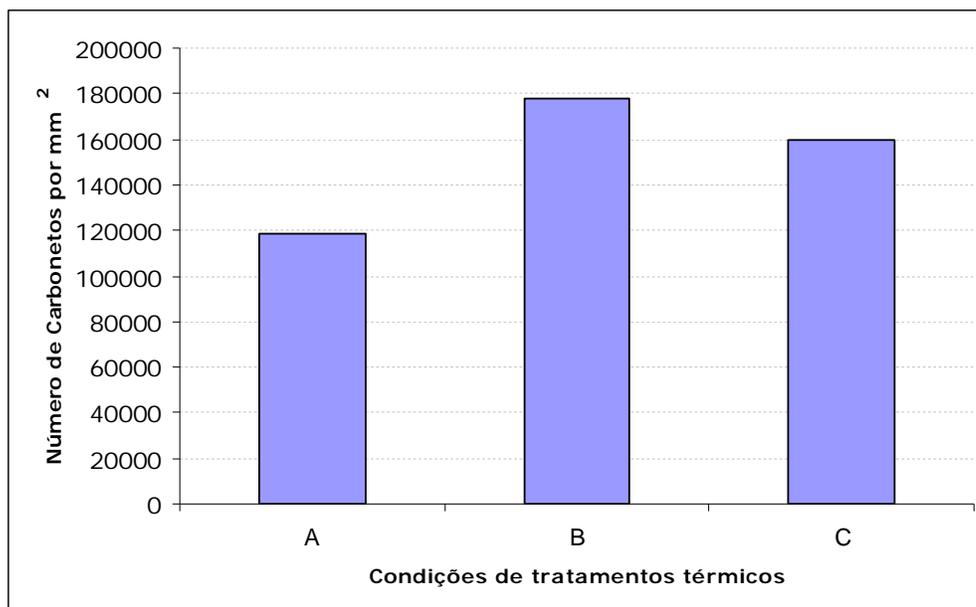


Figura 41: Resultado da contagem de carbonetos por unidade de área para as condições austenitizadas a 1010°C(condição A, B e C).

Os resultados da determinação das quantidades relativas das partículas de segunda fase das amostras de aço rápido AISI D2 tornou possível obter-se informações a respeito da influência do tratamento criogênico na precipitação de carbonetos secundários associado ao efeito das etapas de revenimento.

A introdução do tratamento criogênico demonstrou promover um aumento na quantidade de pequenos carbonetos precipitados no aço, conforme observa-se para as amostras B e C em relação a amostras de referência A.

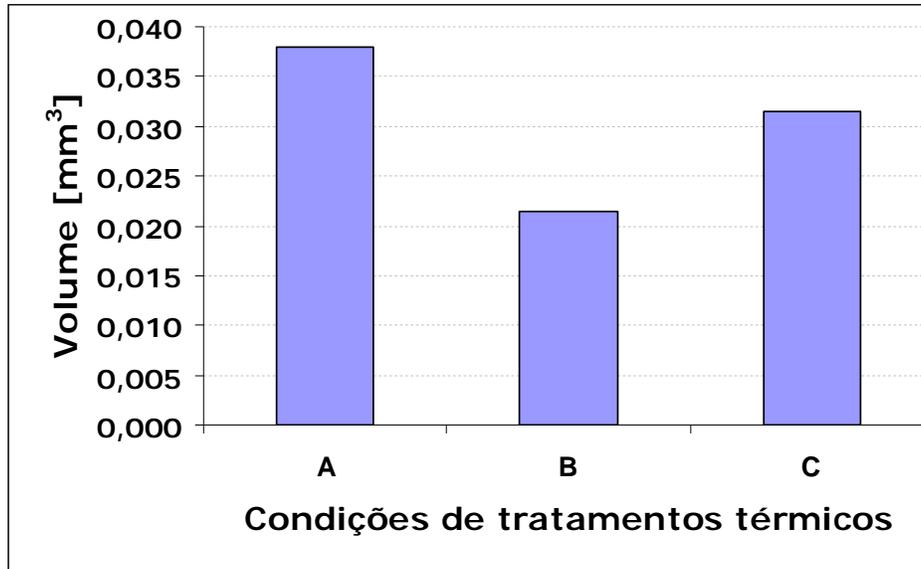
O roteiro de tratamento térmico correspondente a condição B, que apresenta a etapa de tratamento criogênico após o processo de têmpera, apresentou um aumento na quantidade de carbonetos precipitados em relação a condição de referência A.

Da mesma forma, para o tratamento térmico referente a condição C, que apresenta uma etapa de revenimento antes e outra depois do tratamento criogênico, verifica-se que a quantidade carbonetos precipitados é superior a condição de referência A, todavia em proporção relativamente menor quando comparada com a condição C em que o tratamento criogênico é feito após a têmpera. Esta menor efetividade do ciclo de tratamento da condição C estaria relacionado ao fato de que um revenimento no material antes do tratamento criogênico diminui a supersaturação da martensita. Durante o resfriamento na temperatura criogênica ocorre a contração de volume da célula da martensita e esta se torna mais instável termodinamicamente ⁽¹⁷⁾. Como nas amostras da condição C a martensita já se encontra em um estado menos supersaturado, é de se esperar que durante o tratamento criogênico sua instabilidade seja menor, resultando em uma menor precipitação de finos carbonetos, o que parece estar em conformidade com os dados obtidos (Figura 41).

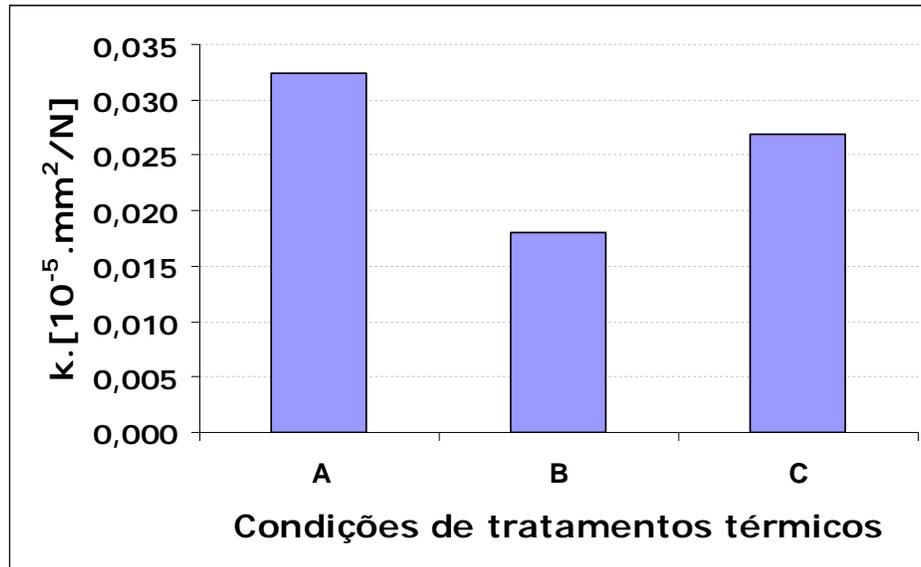
Também, conforme reportado por Meng et al. ⁽⁴⁾, Popandopulo, et al. ⁽²⁾, Dong Yun et al. ⁽¹⁷⁾, Pen-Li Yen ⁽⁵⁾ foi observado um maior efeito do tratamento criogênico na precipitação de finos carbonetos quando o mesmo é realizado em um aço ferramenta com estrutura martensítica na condição somente temperado e antes do revenimento.

4.5 ENSAIO DE DESGASTE POR MICRO- ABRASÃO

O ensaio de desgaste por microabrasão teve por objetivo determinar a alteração nessa propriedade em função do tratamento criogênico e temperatura de austenitização a diferentes ciclos de tratamentos térmicos para o aço rápido AISI D2. Os resultados deste teste, descritos como volume desgastado do material e do coeficiente de desgaste, são ilustrados na Figura 42.



a)



b)

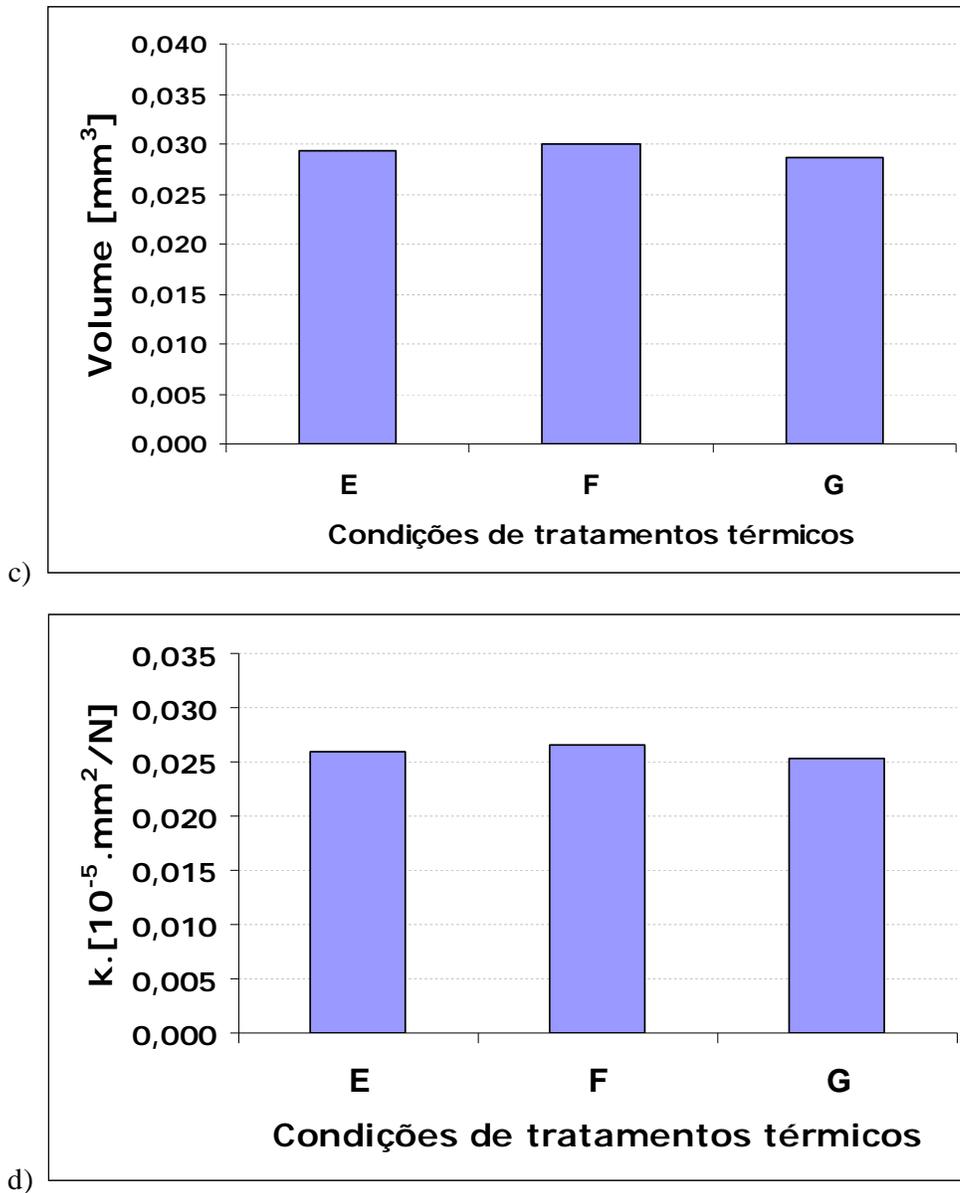


Figura 42: Resultado do ensaio de desgaste mostrando (em que : a) e b): Austenitização a 1010°C. c) e d) Austenitização a 1100°C):

a) e c): Volume desgastado.

b) e d): Coeficiente de desgaste

Como indicado na [Figura 43](#), verifica-se que a taxa de desgaste tende a se estabilizar somente após uma distância de deslizamento percorrida de aproximadamente 227 metros (35 minutos) de ensaio. Esta distância de deslizamento mínima para o

coeficiente de desgaste tender a se estabilizar foi verificada para todas as condições de tratamento. Cada Bateria (Figura 43) significa um ensaio.

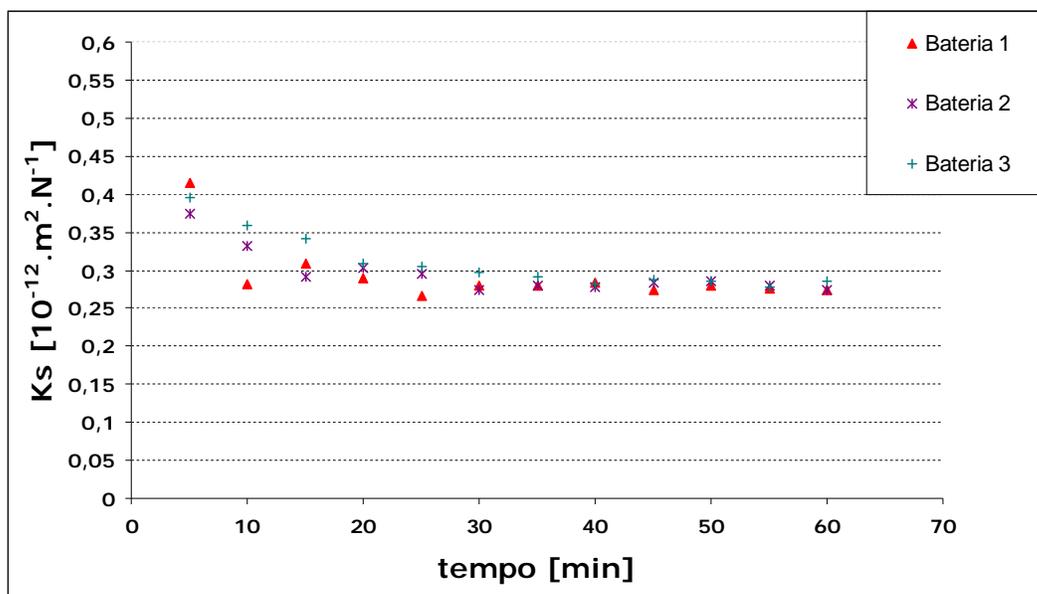
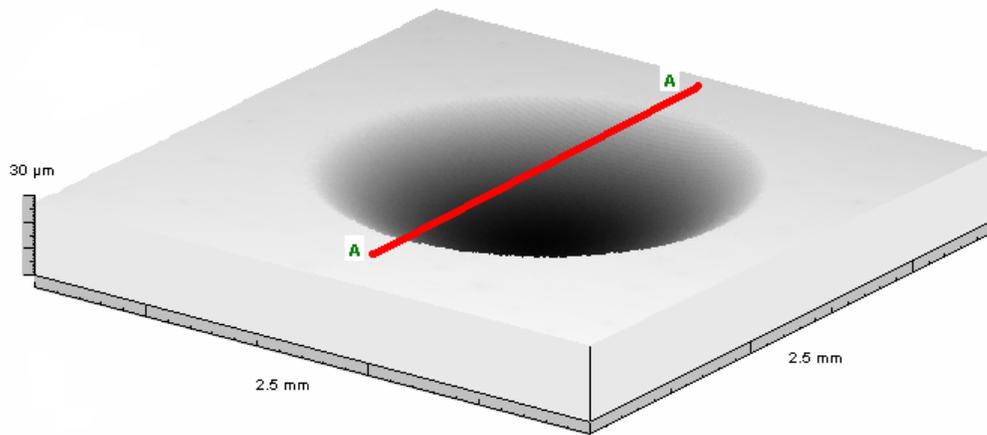
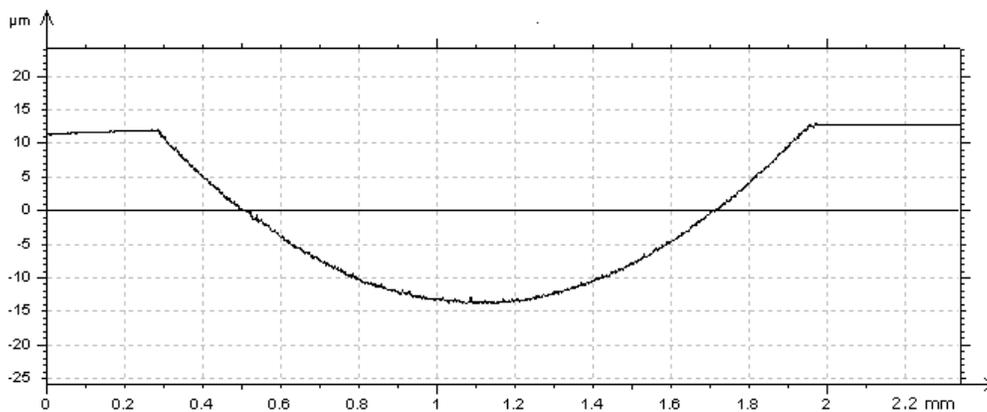


Figura 43: Coeficiente de desgaste em função do tempo de ensaio, exibindo o alcance do regime permanente de desgaste. Condição B.

Extraiu-se também um perfil das crateras de desgaste (material removido da amostra) gerados durante o ensaio (Figura 44). Estes perfis são utilizados para verificar se a cratera do material desgastado das amostras aparenta-se na forma de calotas esféricas. Neste caso pode-se utilizar as equações, anteriormente descritas, para o cálculo do volume desgastado e do coeficiente de desgaste ^(36, 47, 51-54, 59).



a)



b)

Figura 44: Aspecto típico das crateras obtidas por interferometria a laser. a) superfície 3D. b) traço do perfil da cratera do traço AA.

Os resultados do ensaio de desgaste por microabrasão das amostras de aço rápido AISI D2 propiciam a verificação do efeito dos diferentes tratamentos térmicos, especialmente a etapa de tratamento criogênico, na resistência ao desgaste deste material. Através da [Figura 42 a\)](#) observa-se o comportamento em desgaste das amostras A, B, e C, austenitizadas a 1010°C. Na condição de tratamento térmico de referência, denominado por A (sem tratamento criogênico), foi obtido um valor de perda de volume indicativo da propriedade de resistência ao desgaste do material sem tratamento criogênico. Na condição C observa um aumento considerável na resistência ao desgaste do aço, com uma diminuição de volume desgastado de 17%. Na condição B pode-se observar maior diminuição na quantidade de material removido no ensaio, da ordem de 44%. A introdução do tratamento criogênico com revenimento posterior indica ser a responsável pela melhoria

na resistência desgaste ao aço AISI D2, especialmente quando o super-resfriamento é realizado após a têmpera como no caso das amostras da condição B.

Os resultados do ensaio de desgaste para as amostras E, F e G, austenitizadas a 1100°C, demonstram não haver efeito do tratamento criogênico nesta propriedade do material. Como se pode observar na [Figura 42 c\)](#), as condições F e G, cujas amostras foram submetidas ao tratamento criogênico, apresentam um aumento de material removido de aproximadamente 2% para a condição F e uma redução de volume desgastado em torno de 2% para a condição G, comparadas com a condição de referência E.

A diferença observada para os grupos austenitizados a temperaturas de 1010 e 1100°C está provavelmente relacionada ao nível de austenita residual na microestrutura do aço na condição de somente temperado. Como foi reportado por Popandopulo ⁽²⁾ e, principalmente por Collins ⁽⁵⁸⁾, aços ferramenta austenitizados a temperaturas mais baixas apresentam melhor resposta ao tratamento criogênico no que se refere a resistência ao desgaste, devido a maior quantidade de martensita e menor quantidade de austenita residual ^(2, 3, 58). Como conclusão, Collins ⁽⁵⁸⁾ reportou que para a maximização da dureza do aço ferramenta é necessário utilizar a temperatura de austenitização mais elevada possível, embora o máximo de dureza não corresponda ao máximo de resistência ao desgaste quando se aplica o tratamento criogênico ao invés do tratamento térmico convencional. Dessa forma, relata que se o objetivo é aumentar a resistência ao desgaste do aço, deve ser selecionada uma temperatura de austenitização menor que a usual para minimizar a quantidade de austenita residual e, então, proceder em seguida o tratamento criogênico. Isto resulta em um significativo aumento na resistência ao desgaste para o mesmo nível de dureza do aço convencionalmente tratado, bem como maior tenacidade. Meng e colaboradores ⁽⁴⁾, que determinaram os micromecanismos de precipitação de carbonetos em temperaturas criogênicas, reportam que a formação dos clusters dos carbonetos submicroscópicos do tipo Fe₂C acontece a partir da transformação da estrutura tetragonal da martensita, dando origem a estrutura ortorrômbica dos pré-carbonetos. Portanto, parece coerente afirmar que uma maior quantidade de martensita tetragonal possibilita a formação de uma maior quantidade de *clusters* no tratamento criogênico e, conseqüentemente, maior precipitação de finos carbonetos na etapa de revenimento posterior. Embora a austenita residual seja instantaneamente transformada para a estrutura tetragonal da martensita quando resfriada próximo a temperatura M_f do aço, parece estar cada vez mais sendo

comprovado que essa porção da martensita na microestrutura não responde ao tratamento criogênico da mesma forma que a martensita proveniente da têmpera. Segundo Pen-Li Yen ⁽⁵⁾, a martensita formada no resfriamento criogênico apresenta uma razão dos parâmetros de rede c/a maior que o da martensita originada na têmpera, indicando que estas estruturas distintas possam apresentar diferentes capacidades de se decompor, originando os carbonetos- η .

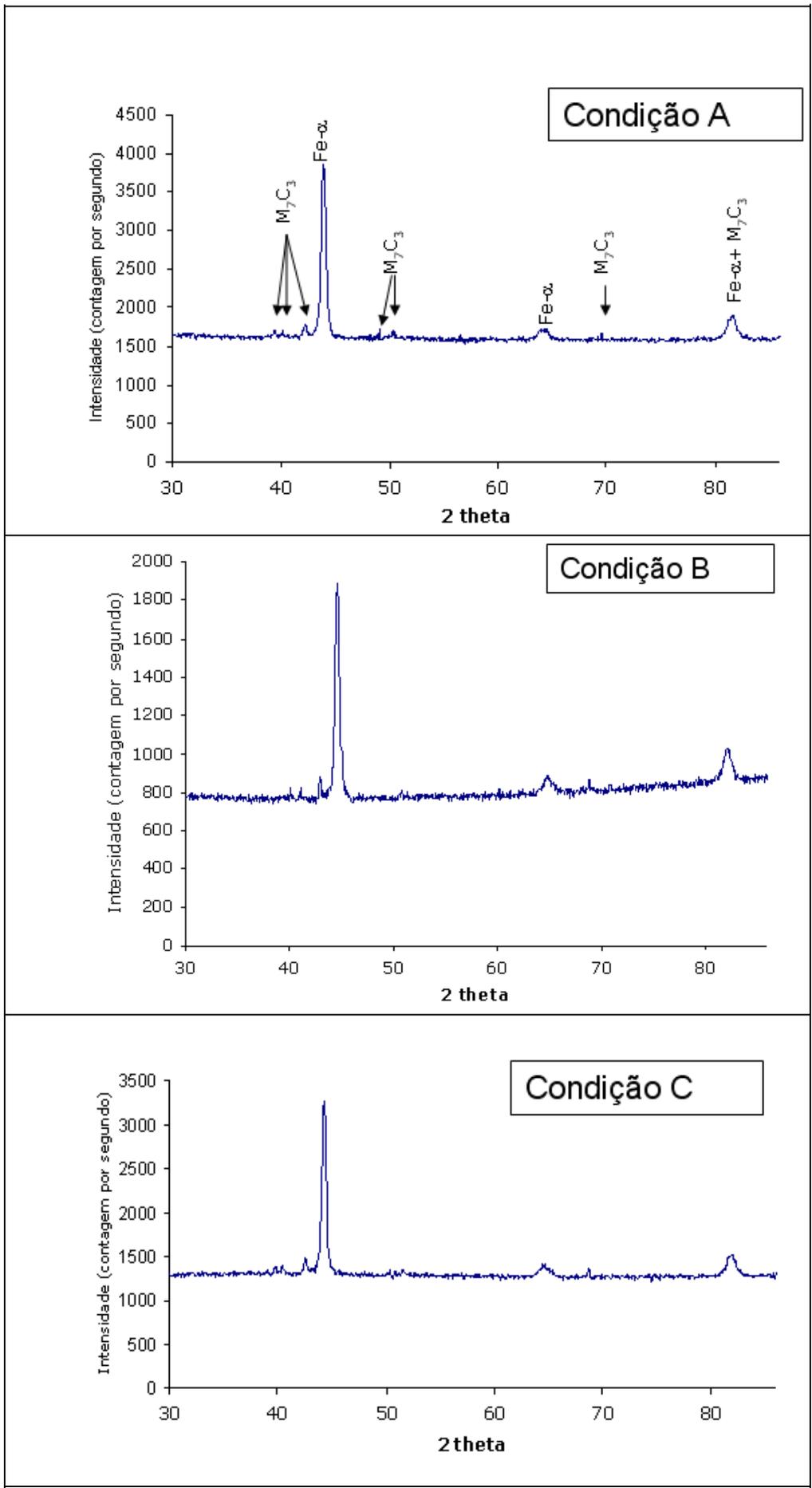
4.6 DIFRAÇÃO DE RAIOS X

Na [Figura 45](#) são ilustrados os padrões de difração obtidos para as condições A, B, C, E, F e G. As amostras utilizadas nestes ensaios, como descrito no item 3.6, Difractometria de Raios X, apresentaram dimensões específicas devido aos requisitos do porta-amostra. A superfície utilizada no ensaio foi preparada por lixamento e polimento. As dimensões e a preparação das superfícies utilizadas foram as mesmas para todos os corpos de prova.

Como se pode observar nos espectros da figura 45, onde aparece uma superposição de todos os espectros, os picos da fase α e da fase M_7C_3 apareceram nos mesmos ângulos de incidência em todas as amostras (todos os ciclos de tratamento). Portanto, todos os padrões apresentam os mesmos picos de difração.

As análises indicam a presença do carboneto M_7C_3 e da martensita revenida ($Fe-\alpha$). Se compararmos os espectros de cada condição com o gráfico da condição somente temperado ([Figura 34](#)) para a respectiva temperatura de austenitização, verifica-se que os picos de difração da martensita sofrem um afinamento, que decorre do alívio de tensões na matriz ^(1, 36, 49-50, 62).

A identificação da fase γ e picos referentes a carbonetos submicroscópicos (do tipo Fe_2C) ficou prejudicada, o que pode ter sido causada por vários fatores: primeiro, supostamente devido a pouca quantidade destas fases presente; segundo, o limite de detecção do difratômetro; depois, a possibilidade de os carbonetos formados serem de tamanhos inferiores aos que poderiam ser identificados pelo equipamento.



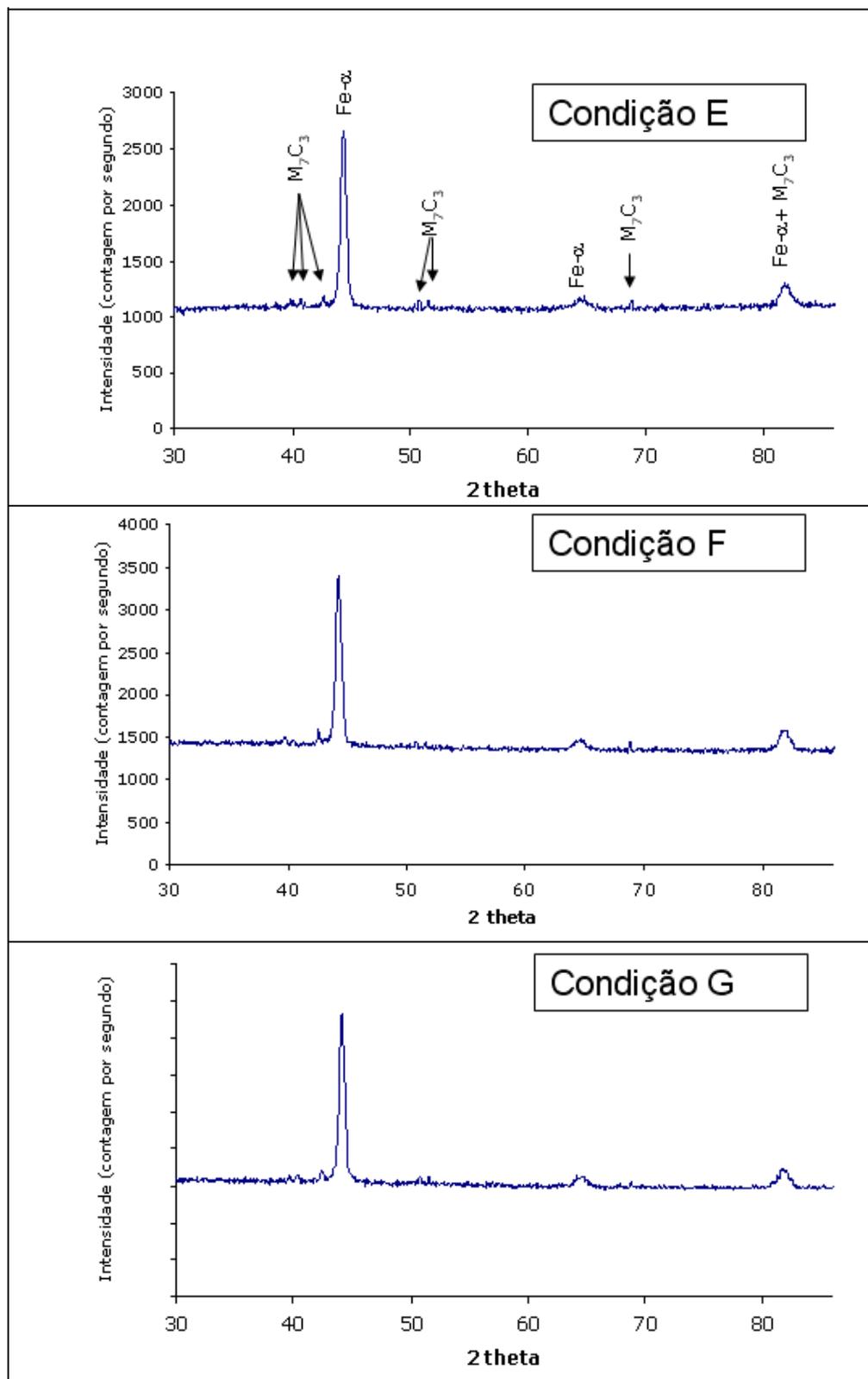


Figura 45: Padrões de difração de raios X dos carbonetos extraídos para as amostras austenizadas a 1010 e 1100°C.

4.7 ENSAIO DE MICRODUREZA VICKERS

A [Tabela 12](#) mostra os resultados do valor de microdureza para as amostras somente temperadas nas duas temperaturas de austenitização. Uma maior temperatura de austenitização fornece maior valor de microdureza do material no estado somente temperado.

Tabela 12: Resultado do ensaio de microdureza Vickers para as amostras de aço AISI D2 na condição somente temperada.

Ciclo de tratamento	Microdureza (HV0,3 kg)
Amostra somente temperada a 1010° C	746 ± 11,8
Amostra somente temperada a 1100° C	800 ± 14,2

A [Figura 46](#) apresenta os resultados de microdureza para as amostras tratadas e não tratadas criogenicamente, conforme ciclo de condições esboçado na [Figura 23](#). O ensaio de microdureza Vickers para as amostras tratadas termicamente segundo as seis condições demonstrou aspectos interessantes a serem considerados.

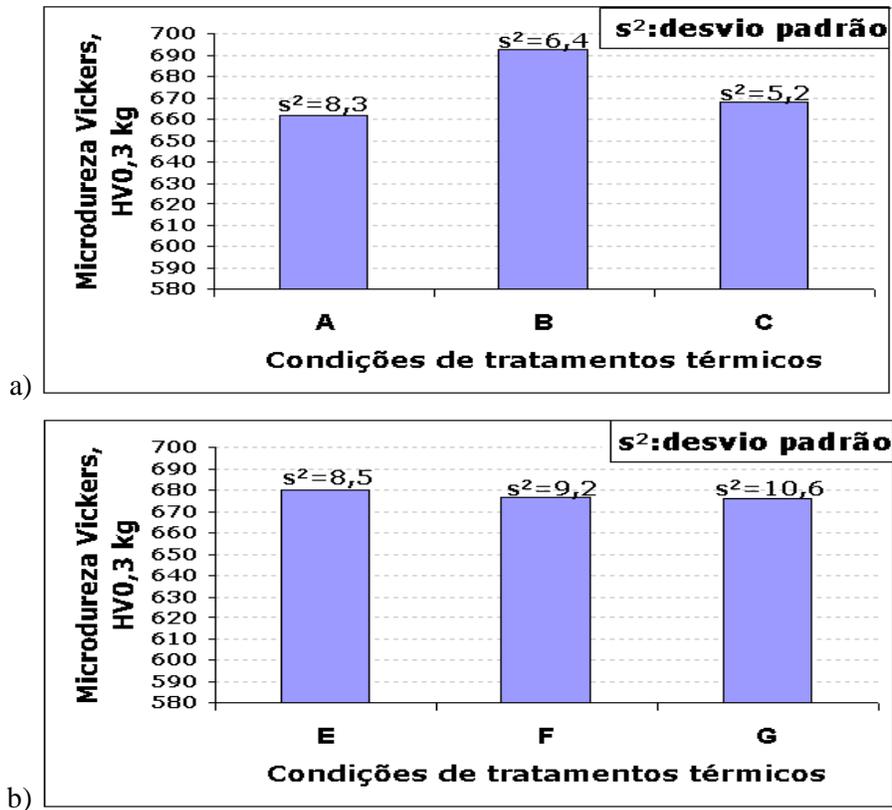


Figura 46: Resultado do ensaio de dureza Vickers para as amostras de aço AISI D2 tratadas segundo seis ciclos térmicos. a) Austenitização a 1010°C. b) Austenitização a 1100°C.

Para as amostras austenitizadas a 1010°C, correspondentes aos tratamentos A, B e C, observou-se certa variação de microdureza, conforme ilustrado na Figura 46. Tendo como referência o tratamento térmico convencional denominado por A, cuja microdureza média ficou em 661,5 HV0,3kg, foram realizadas comparações com o resultado de microdureza para as amostras com tratamento criogênico (condições B e C). Para as amostras do grupo C, que apresenta uma etapa de tratamento criogênico entre os ciclos de revenimento, foi obtido um pequeno aumento de microdureza de 0,94% (667,8 HV0,3kg), ou seja, esta diferença está no intervalo de erro ($\pm 9,7$ HV0,3Kg). O tratamento B, que apresentou uma etapa de tratamento criogênico antes do duplo revenimento, proporcionou um maior aumento de microdureza em relação à condição de referência, ao redor de 4,7% (692,8 HV0,3kg). As variações de microdurezas observadas por efeito do tratamento criogênico e das variações nas etapas de revenimento mostram-se de acordo com o relatado por Barron^(15, 63), Collins^(61, 64), Dong Yun et al.⁽¹⁷⁾, Silva et al.⁽¹⁶⁾. Em geral, a dureza é uma propriedade que é pouco afetada pelo tratamento criogênico, geralmente em valores

de 1 a 3 pontos na escala Rockwell C. Collins⁽⁶¹⁾ deixa claro que, quanto mais austenita retida transformada, maior a diferença de dureza provocada pelo tratamento criogênico, e que a formação de finos carbonetos os quais são atribuídos ao tratamento criogênico, tem como resultado o aumento na resistência ao desgaste e na tenacidade do material, mas pouco ou nenhum efeito na dureza. Também em trabalho de Collins em 1998⁽⁵⁸⁾ em que faz uma revisão do tratamento criogênico relata que em muitos casos, os aumentos da dureza de 1 a 3 pontos de HRC foram reivindicados, embora alguns autores relatassem muito pouco o aumento na dureza de aço. Barron⁽⁶⁵⁾ não encontrou mudanças significativas na dureza após tratamento criogênico para o aço rápido M2 e segundo suas pesquisas em 1980⁽¹⁵⁾ quando aços AISI 1045 e AISI T8 foram submetidos ao tratamento criogênico, indicando que a dureza dos aços não é significativamente afetada por esse tratamento. O mesmo se observa em trabalhos de Dong Yun et al.⁽¹⁷⁾ nos aços AISI T1 e AISI M2. Silva et al.⁽¹⁶⁾ também conclui em sua pesquisa que a dureza de amostras do aço rápido M2 não foram afetadas significativamente pelo tratamento criogênico.

As amostras austenitizadas a 1100°C, referentes aos grupos E, F e G, praticamente não apresentaram variação de microdureza, que ficou ao redor de 680 HV0,3kg. A existência deste patamar de microdureza comum aos três grupos de tratamento térmico demonstra que para aços ferramentas austenitizados no limite superior de temperatura, as etapas posteriores de tratamento criogênico e diferentes procedimentos de revenimento não parecem apresentar efeito significativo sobre a sua propriedade de microdureza. Poderia se supor que o nível de microdureza dos aços ferramentas austenitizados em temperaturas elevadas é predominantemente determinado por esta etapa do tratamento térmico, devido a grande solubilização de elementos de liga e carbono na matriz, gerando elevada quantidade de austenita retida.

As diferenças observadas entre o efeito do tratamento aplicado a amostras austenitizadas a menor temperatura (1010°C) e maior temperatura (1100°C) está de acordo com os trabalhos realizados por Popandopulo, et.al.⁽²⁾ e Collins⁽⁵⁸⁾. O tratamento mostra-se mais eficiente na precipitação de finos carbonetos para austenitizados a menor temperatura⁽⁵⁸⁾. Isto está possivelmente relacionado a maior quantidade de martensita tetragonal na microestrutura, com menor fração de austenita retida, o que favorece o mecanismo de formação de carbonetos submicroscópios em temperaturas criogênicas, por efeito da contração do reticulado tetragonal do ferro^(1, 5, 17).

4.8 ENSAIO DE MICRODUREZA VICKERS NOS CARBONETOS

Foi realizado ensaio de microdureza dos carbonetos de grandes dimensões, nas amostras tratadas termicamente segundo as condições A e B, as quais foram austenitizadas a 1010°C. O objetivo foi determinar possíveis variações na microdureza dos carbonetos em função do ciclo de tratamento criogênico realizado na condição B, quando comparadas com os valores correspondentes ao tratamento térmico convencional denominado por A (referência).

A [Tabela 13](#) mostra os valores de microdureza dos carbonetos para a condição de referência A, com tratamento térmico convencional e para a condição B, que apresentou uma etapa de tratamento criogênico antes do duplo revenimento.

Já a [Figura 47](#) ilustra a medição de um ponto de microdureza nos carbonetos.

Tabela 13: Medidas da microdureza dos carbonetos.

Microdureza HV0,05 kg: Condição A	Microdureza HV0,05 kg: Condição B
1390	1532
1211	1164
1179	1214
1467	1276
1201	1257
1180	1428
1338	1141
1400	1110
1129	1122
1122	1187
Média	Média
1261,7	1243,1
Desvio padrão	Desvio padrão
124,9	138,2

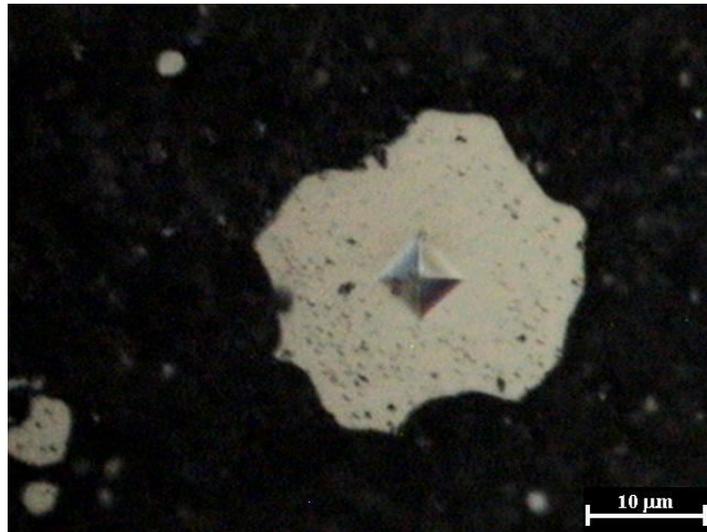


Figura 47: Ilustração da medição da microdureza nos carbonetos.

Comparando-se a média de microdureza da condição A (sem tratamento criogênico) com a média de microdureza da condição B, que apresenta uma etapa de tratamento criogênico antes do duplo revenimento, foi obtido uma pequena diminuição da microdureza de 1,47%, ou seja, esta diferença está no intervalo de erro ($\pm 138,2$ HV0,05Kg). A grande variação dos valores de microdureza dentro da mesma condição de tratamento térmico possivelmente está associado a profundidade no carboneto onde está sendo realizada a medição da microdureza. Quanto maior a profundidade maior a influência do substrato (matriz).

5 DISCUSSÃO E CONCLUSÕES

A temperatura de austenitização apresentou grande influência na efetividade do tratamento criogênico no aço-ferramenta analisado. As amostras de aço AISI D2 austenitizadas a menor temperatura (1010°C) responderam positivamente ao tratamento criogênico, aumentando significativamente a sua resistência ao desgaste (44 %). Este aumento está relacionado a transformação da austenita residual em martensita à temperaturas criogênicas e ao incremento na quantidade de carbonetos ultrafinos precipitados com o tratamento criogênico. Também, é de suma importância perceber que a realização de um revenimento no material antes do TCP, na temperatura de austenitização em que este foi efetivo (1010°C), atenua o aumento de resistência ao desgaste, já que diminui a supersaturação da martensita temperada, diminuindo sua força motriz de precipitação de carbonetos. Outro fator crucial é que a estabilização térmica da austenita retida é um tanto acrescida no processo de revenimento, sendo muito mais difícil a transformação desta austenita residual em martensita ocorrer em um subsequente TCP do que ser diretamente depois do processo de têmpera seguido de TCP. Quando o TCP é aplicado imediatamente após a têmpera, os precipitados de carbonetos ultrafinos podem ser usados como um núcleo cristalino para os carbonetos precipitados em ulterior revenimento. Uma hipótese para o surgimento destes carbonetos seria o fato de que o resfriamento pode ocasionar uma deformação da rede cristalina do ferro devido à contração do aço em baixa temperatura. Desta forma, os átomos de carbono seriam forçados para fora de suas posições intersticiais originais no reticulado tetragonal do ferro, para um deslocamento de ordem da distância entre planos atômicos, gerando a formação de carbonetos de transição de estequiometria Fe_2C (carboneto- η)^(1-2, 4-5). Devido a contração de volume no processo de TCP, o parâmetro de rede da martensita tende a diminuir, a deformação cristalina da martensita em solução sólida supersaturada tende a aumentar, tornando-a mais instável termodinamicamente⁽¹⁷⁾. Como um resultado, a martensita decompõe-se precipitando átomos de carbono, aumentando a força motriz de precipitação. Além disso, devido a este efeito, obtém-se com o TCP, nas amostras austenitizadas em 1010 °C, um aumento na microdureza do material (4,7%). Contudo, as amostras austenitizadas a maior temperatura (1100°C) e tratadas criogenicamente não apresentam melhoria da resistência ao desgaste e microdureza. Este efeito pode estar relacionado aos diferentes níveis de austenita residual na microestrutura do aço, na condição somente temperado. Propõe-se que o nível de

microdureza e resistência ao desgaste do aço AISI D2 austenitizados em temperaturas elevadas é predominantemente determinado por esta etapa do tratamento térmico, devido a grande solubilização de elementos de liga e carbono na matriz, gerando elevada quantidade de austenita retida, que ao transformar-se em martensita durante o TCP apresenta menor capacidade de precipitação de carbonetos ultrafinos.

RECOMENDAÇÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Baseado nos estudos realizados sobre os precipitados formados no aço AISI D2 e tendo em vista os resultados obtidos neste trabalho, recomenda-se realizar estudos em Microscópio Eletrônico de Transmissão que permitam explicar melhor o fenômeno de precipitação de carbonetos na condição de baixa mobilidade dos átomos e possivelmente identificar na microestrutura o carboneto- η (Fe_2C), a partir dos padrões de difração obtidos com o respectivo equipamento. Isso torna-se necessário, pois os carbonetos são, presumivelmente, responsáveis pelo aumento da resistência ao desgaste junto à mudança na microestrutura no grupo austenitizado a 1010°C .

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. Mariante, G.R.(1999). Efeito do Tratamento Criogênico nas propriedades mecânicas do aço rápido AISI M2. In: Dissertação de Mestrado- PPGEM-UFRGS.
2. Popandopulo, A.N., Zhukova, L. T., (1981). Transformations in high speed steels during cold treatment. In: Metal Science and Heat Treatment, v.22, p.708-710.
3. Surberg, C.H., Stratton, P., Lingenhöle, K., (2008). The effect of some heat treatment parameters on the dimensional stability of AISI D2. In: Cryogenics, v.48, p.42-47, p.42-47.
4. Meng, F., Tagashira, K., Azuma, R., Sohma, H., (1994). Role of eta-carbide precipitations in the wear resistance improvements of Fé-12Cr-Mo-V-1,4C tool steel by cryogenic treatment. In: ISIJ International, v.34, p.205-210.
5. Yen, P.L., (1997). Formation of fine eta carbide in special cryogenic and tempering process key to improve properties of alloy steels. In: Industrial Heating, v.14, p.40-44.
6. Molinari, A., Pellizzari, M., Gialanella, S., Straffelini, G., H.Stiasny, K. (2001); Effect of deep cryogenic treatment on the mechanical properties of tool steels. In: Journal of Materials Processing Technology, v. 118, p.350-355.
7. Zurecki, Z. (2005): Cryogenic quenching of steel revisited. In: Air Products and Chemicals.
8. Zhirafar, S., Rezaeian , A., Pugh. M.(2007); Effect of cryogenic treatment on the mechanical properties of 4340 steel. In: Journal of Materials Processing Technology, v.186, p.298-303.
9. Darwin, J.D., Lal, D.M., Nagarajan, G. (2008). Optimization of cryogenic treatment to maximize the wear resistance of 18% Cr martensitic stainless steel by Taguchi method. In: Journal of Materials Processing Technology, v.95, p.241-247.

10. Leskovsec, V., Kalin, M., Vizintin, J. (2006). Influence of deep-cryogenic treatment on wear resistance of vacuum heat-treated HSS. In: Vacuum, v.80, p.507-518.
11. Krauss, G., (2005). Steels: Processing, Structure, and Performance. ASM International.
12. Mohan Lal, D., Renganarayanan, S., Kalanidhi, A. (2001); Cryogenic treatment to augment wear resistance of tool and die steel. In: Cryogenics, v.41, p.149-155.
13. Yong, A.Y.L., Seah, K.H.W., Rahman, M., (2006). Performance evaluation of cryogenically treated tungsten carbide tools in turning. In: International Journal of Machine Tools & Manufacture, v.46, p.2051-2056.
14. Stratton, P.F., (2007). Optimising nano-carbide precipitation in tool steels. In: Material Science and Engineering. V.449-451, p.809-812.
15. Barron, R.F., (1980). Cryogenic treatment of AISI T8 and C1045 steels. In: Advance in Cryogenic Engineering Materials, v.26, p.171-179.
16. Silva, F.J., Franco, S.D., Machado, A. R., Souza Jr., E. O., Ezugwu, A. M. (2006) Performance of cryogenically treated HSS tools. In: Wear, v.261, p.64-685.
17. Yun, D., Xiaoping, L., Hongshen, X. (1998); Deep Cryogenic treatment of high-speed steel and its mechanism. In: Heat Treatment of Metals, v.3, p.55-59.
18. Vlack, V. L. H. (1984), Princípios de ciência e tecnologia dos materiais, 4ª Edição, Editora Campus, RJ, 576p.
19. Callister, W. D. (1999). Materials science and engineering: an introduction. 5th edition, John Wiley & Sons, Inc., New York.
20. Costa e Silva, A.L.; Mei, P.R., (1998). Aços e Ligas Especiais. 2.ed.
21. Chiaverini, V. (1977). Aços e ferros fundidos, 4ªed., São Paulo, ABM.

22. Chiaverini, V. (1965). Aços-carbono e aços-liga: características gerais, tratamentos térmicos, principais tipos. 2ª edição. Associação Brasileira de Metais, SP.
23. Tool Steels. (1998). Steel Products Manual. Iron and Steel Society.
24. Heinrich, Ernst., (1975). Os aços-ferramentas: aços-ferramentas ligados e não ligados, composição, propriedades, produção e tratamento. São Paulo-SP, 61p.
25. Honeycombe, R.W.K. (1981). Steels metallurgy and materials science. Edward Arnold Ltd., London.
26. Junior, E. D., (2006). Efeito do Tratamento Térmico na microestrutura e nas propriedades mecânicas de aços-ferramenta para trabalho a frio. In: Dissertação de mestrado- USP.
27. Roberts, G., Krauss, G., Kennedy, R. (1998). Tool Steels. 5. ed., American Society for Metals.
28. Tier, M. A.D, (1998). Avaliação da resistência ao desgaste do aço AISI M2 nitretado a plasma. In: Tese de doutorado- PPGEM-UFRGS.
29. Silva da, W.S., (2001). Estudo da Tenacidade à fratura do Aço Rápido M2 fundido, modificado e tratado termicamente. In: Dissertação de mestrado- USP.
30. De Jesus, E.R.B., (2004). Ferramentas de Usinagem em Aço Rápido AISI M2 Obtido por Conformação por “Spray”. In: Tese de doutorado- USP.
31. American Society for Metals – Metals Handbook., (1983).
32. Da Silva, P.F. (2006). Desgaste e fadiga térmica de ligas “ Aço matriz + NbC”. In: Dissertação de Mestrado – USP.

33. Espinoza, M.M., Milke, E.C., Mallqui, F.R., (2005). Fabricação de implantes ortodônticos moldagem de pós por injeção. In: Rev. Inst. investig. Fac. minas metal cienc. geogr v.8 n.16 Lima. jul./dec. 2005.
34. Mendanha, A., Goldenstein, H., Pinedo, C.E., (2003). Tenacidade do aço ferramenta para trabalho a frio AISI D2 – parte I: Influência da microestrutura de partida., In: 1º Encontro de Integrantes da Cadeia Produtiva de Ferramentas, Moldes e Matrizes”, 29 – 30 de outubro de 2003. São Paulo/SP.
35. Mendanha, A., Goldenstein, H., Pinedo, C.E., (2003). Tenacidade do aço ferramenta para trabalho a frio AISI D2 – parte II: Influência do ciclo de tratamento térmico.; In: 1º Encontro de Integrantes da Cadeia Produtiva de Ferramentas, Moldes e Matrizes”, 29 – 30 de outubro de 2003. São Paulo/SP.
36. Franco Jr., A. R. (2003). Obtenção de revestimentos dúplex por nitretação a plasma e PVD-TiN em aços ferramenta AISI D2 e AISI H13. In: Tese de Doutorado- USP.
37. Oliveira de, C. K.N., (2006). Avaliação de camadas de carbonetos e de boretos produzidas nos aços AISI H13 e D2 por meio de tratamentos termo-reativos. In: Tese de doutorado- USP.
38. Mesquita, R. A., Leiva, D. R., Barbosa, C. A. (2006); Efeito das condições de tratamento térmico na microestrutura e propriedades mecânicas de aços ferramentas. In: Catálogo de Tecnologia da Villares Metals.
39. Bourithis, L., Papadimitriou, G.D., Sideris, J., (2006). Comparison of wear properties of tool steels AISI D2 and O1 with the same hardness. In: Tribology International, v.39, p.479-489.
40. Buytoz., S., (2005). Microstructural properties of M_7C_3 eutectic carbides in a Fe-Cr-C alloy. In: Materials Letters, v.60, p.605-608.

41. Sartori, C.H., Yoshida, S., Fagundes, M.G., (2006). Efeito do tratamento criogênico na tenacidade à fratura dos aços AISI M2, AISI D2 e aço para trabalho a frio com 8% Cr. In: 61° Congresso Anual da ABM, de 24 a 27 de julho de 2006, Rio de Janeiro – RJ.
42. Madin, R. (1992). A history of martensite: Some thoughts of the early hardening of iron. ASM Internacional.
43. Avner, S.H. (1974). Introduction to Physical Metallurgy. 2ª ed., McGraw-Hill.
44. Honeycombe, R.M.K. (1981). Steels-Microstructure and Properties. Edward Arnold.
45. Leslei, W.C. (1982). The Physical Metallurgy of Steels. McGraw-Hill.
46. Reed-Hill, R.E. (1973). Physical Metallurgy Principles. 2ª. Ed., London. Van Nostrand Reinold.
47. Cozza, R.C., (2006). Estudo do Comportamento do Coeficiente de desgaste e dos modos de desgaste abrasivo em ensaios de desgaste micro-abrasivo. In: Dissertação de Mestrado- USP.
48. R. F. Barron. (1982). Cryogenic treatment of metals to improve wear resistance. In: Cryogenics, v.22, p.409-413.
49. Gobbi, S.J., Santos, C.B., Jacques, R., Teischmann, L., Strohecker, T.R., Zoppas Ferreira, J., (2006). Endurecimento Superficial dos Aços AISI 316L e AISI 304 por Cementação a Plasma em Baixas Temperaturas. In: 17° CBECIMat-Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais.
50. Santos, C.B., Gobbi, S.J., Jacques, R., Teischmann, L., Malfatti, C.F., Zoppas Ferreira, J., (2006). Resistência à Tribocorrosão dos Aços AISI 316L e AISI 304 Cementados a Plasma com uso de STCzelle. In: 17° CBECIMat-Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais.

51. Cozza, R.C., De Mello, J.D.B., Tanaka, D.K., Souza, R.M., (2007). Relationship between test severity and wear mode transition in micro-abrasive wear tests. In: *Wear*, v.263, p.111-116.
52. Trezona, R.I., Allsopp, D.N., Hutchings, I.M., (1999). Transitions between two-body and three-body abrasive wear: influence of test conditions in the microscale abrasive wear test. In: *Wear*, v.225-229, p.205-214.
53. Trezona, R.I., Hutchings, I.M., (1999). Three-body abrasive wear testing of soft materials. In: *Wear*, v.233-235, p.209-221.
54. Da Silva, W.M., Binder, R., De Mello, J.D.B. (2004). Abrasive wear of steam-treated sintered iron. In: *Wear*, v.258, p.166-177.
55. Silva, F.J., (1999). Influência do Tratamento Criogênico no Desempenho de Ferramentas de Aço Rápido. In: *Dissertação de Mestrado-UFU*.
56. Albert, M., (1992). Cutting tools in the deep freeze. In: *Modern Machine Shop*, v. 64, n.8, p. 54-61.
57. Huang, J.Y., Zhu, Y. T., Liao, X. Z., Beyerlein, I. J., Bourke, M. A., Mitchell, T. E. (2003). Microstructure of cryogenic treated M2 tool steel. *Materials*. In: *Science and Engineering*, V.339, p.241-244.
58. Collins D. N. (1998), Cryogenic treatment of tool steels. In: *Advance Materials and Processes*, v.154, p.23-29.
59. Kelly, D.A., Hutchings, I.M., (2001). A new method for measurement of particle abrasivity. In: *Wear*, v.250, p.76-80.
60. Firouzdor, V., Nejati, E., Khomamizadeh, F., (2008). Effect of deep cryogenic treatment on wear resistance and tool life of M2 HSS drill. In: *Journal of Materials Processing Technology*, v.206, p.467-472.

61. Collins, D. N. (1996). Deep Cryogenic Treatment of tool steels: a Review. In: Heat Treatment of Metals, p.40-42.
62. Cheng, Z.; Li, C. X.; Dong, H.; Bell, T., (2005). Low temperature plasma nitrocarburising of AISI 316 austenitic stainless steel. In: Surface and Coatings Technology, v.191, p.195-200.
63. Leskovsek, V., Kalin, M., Vizintin, J. (2006). Influence of deep cryogenic treatment on wear resistance of vacuum heat-treated HSS. In: Vacuum, v.80, p.507-518.
64. Yang, H. S., Wang, J., Shen, B. L., Liu, H.H. , Gao, S.J., Huang, S.J. (2006). Effect of cryogenic treatment on the matrix structure and abrasion resistance of white cast iron subjected to destabilization treatment. In: Wear, v.261, p.1150-1154.
65. Barron, R.F., (1973). Effect of Cryogenic treatment on lathe tool wear. Program Refrigeration Science and Technology, p.529-533.