



UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO NORTE
CENTRO DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

ANÁLISE DO EFEITO DO TRATAMENTO TÉRMICO
DE TÊMPERA E PARTIÇÃO NA RESISTÊNCIA AO
DESGASTE DO AÇO-FERRAMENTA AISI D6

ARTUR WIVYS DE ARAÚJO SOARES
NATAL- RN, 2021



UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO NORTE
CENTRO DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

ANÁLISE DO EFEITO DO TRATAMENTO TÉRMICO DE TÊMPERA E PARTIÇÃO NA RESISTÊNCIA AO DESGASTE DO AÇO-FERRAMENTA AISI D6

ARTUR WIVYS DE ARAÚJO SOARES

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica (PPGEM) da Universidade Federal do Rio Grande do Norte como parte dos requisitos para a obtenção do título de **MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA**, orientado pelo Prof. Dr. Nicolau Apoena Castro.

NATAL - RN

2021

Universidade Federal do Rio Grande do Norte - UFRN
Sistema de Bibliotecas - SISBI
Catalogação de Publicação na Fonte. UFRN - Biblioteca Central Zila Mamede

Soares, Artur Wivys de Araujo.

Análise do efeito do tratamento térmico de têmpera e partição na resistência ao desgaste do aço-ferramenta AISI D6 / Artur Wivys de Araujo Soares. - 2022.
87f.: il.

Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal do Rio Grande do Norte, Centro de Tecnologia, Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica, Natal, 2022.

Orientador: Dr. Nicolau Apena Castro.

Coorientador: Dr. Anderson Clayton Alves de Melo.

1. Aço ferramenta AISI D6 - Dissertação. 2. Resistência ao desgaste - Dissertação. 3. Têmpera e partição - Dissertação. I. Castro, Nicolau Apena. II. Melo, Anderson Clayton Alves de. III. Título.

RN/UF/BCZM

CDU 621

ANÁLISE DO EFEITO DO TRATAMENTO TÉRMICO DE TÊMPERA E PARTIÇÃO NA RESISTÊNCIA AO DESGASTE DO AÇO-FERRAMENTA AISI D6

ARTUR WIVYS DE ARAÚJO SOARES

Dissertação **APROVADA** pelo Programa de Pós-Graduação em
Engenharia Mecânica (PPGEM) da Universidade Federal do Rio
Grande do Norte

Banca Examinadora da Dissertação

Prof. Dr. Nicolau Apoena Castro _____

Universidade Federal do Rio Grande do Norte - Orientador

Prof. Dr. Anderson Clayton Alves de Melo _____

Universidade Federal do Rio Grande do Norte – Co-orientador

Prof. Dr. Augusto Jose de Almeida Buschinelli _____

Avaliador Externo

Prof. Dr. Maurício Mhirdai Peres _____

Universidade Federal do Rio Grande do Norte - Avaliador Interno

NATAL, 30 de julho de 2021.

Dedicatória

Dedico este trabalho a todos os meus familiares, amigos, professores e colegas de trabalho que me ajudaram de alguma forma a finalizar este projeto.

Agradecimentos

Este trabalho não poderia ter sido concluído sem a ajuda de diversas pessoas, as quais presto minha homenagem:

A Deus, por me dar saúde e coragem de seguir em frente.

Aos meus pais, Apolônio Soares e Westerlânia Kiuria, e à minha irmã Wisla Kivia, por tudo que tenho.

À minha noiva, Rayane Raisse, pelo companheirismo.

Aos meus orientadores, Anderson Clayton A. de Melo e Nicolau Apoena Castro, pelos ensinamentos passados.

Aos meus amigos, que sempre me deram força e incentivo.

À Capes, pelo fomento da pesquisa com a bolsa.

*“Não deixe que as pessoas te façam
desistir daquilo que você mais quer
na vida. Acredite. Lute. Conquiste.
E acima de tudo, seja feliz!”*

Autor desconhecido

Soares, A. W. A. **ANÁLISE DO EFEITO DO TRATAMENTO TÉRMICO DE TÊMPERA E PARTIÇÃO NA RESISTÊNCIA AO DESGASTE DO AÇO-FERRAMENTA AISI D6**. 2021. 88 p. Dissertação de Mestrado (Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal do Rio Grande do Norte, Natal-RN, 2021.

Resumo

Aços-ferramenta para trabalho a frio, tais como o AISI D6, são usados na indústria em aplicações onde são exigidas excelentes propriedades de resistência ao desgaste com baixo custo, como é o caso de facas e alguns tipos de matrizes e punções. Nesse contexto, o presente trabalho teve como principal objetivo comparar amostras de aço AISI D6 submetidas aos tratamentos térmicos convencional de têmpera e revenido, com o tratamento térmico de têmpera e partição. As variáveis de saída investigadas foram a resistência ao desgaste por atrito, a microestrutura resultante, a microdureza e a tenacidade ao impacto (Charpy) das amostras tratadas. Para tanto, foram confeccionados corpos de prova cilíndricos de 10 mm de diâmetro e 28 mm de altura, que foram aquecidos em forno a 900°C e posteriormente seguiram as seguintes rotas de resfriamento: (1) Têmpera em óleo com duplo revenido; (2) Têmpera e partição a 100 °C; e (3) Têmpera e partição a 200 °C. Os testes de microdureza Vickers foram realizados com cargas de 50 e 100 gf. Para a caracterização microestrutural das amostras foi utilizado um Microscópio Eletrônico de Varredura equipado com detector de Difração de Elétrons Retroespalhados (EBSD). O ensaio de desgaste foi executado em um dispositivo pino-sobre-disco com carga de 30 N e velocidade de 0,6 m/s. Nos testes de desgaste foram usados contra-corpos de aço AISI 1020 em formato de disco com 35 mm de diâmetro e 7 mm de espessura. Os resultados mostraram que o tratamento de têmpera e revenido formou uma microestrutura de matriz martensítica com dureza média igual a 530 HV, enquanto as condições de têmpera e partição a 200°C e 100°C apresentaram microestrutura de matriz martensítica/bainítica com durezas médias de 720 HV e 640 HV, respectivamente. Além disso, a condição de têmpera e partição a 200 °C foi a que apresentou maior resistência ao desgaste seguida da têmpera e partição a 100°C e têmpera e revenido convencional.

Palavras-chave: Aço-ferramenta AISI D6, resistência ao desgaste, têmpera e partição.

Soares, A. W. A. **ANALYSIS OF THE EFFECT OF QUENCHING AND PARTITIONING HEAT TREATMENT ON THE WEAR RESISTANCE OF AISI D6 TOOL STEEL**. 2021. 88 p. Master's Dissertation in Mechanical Engineering - Federal University of Rio Grande do Norte, Natal-RN, 2021.

Abstract

Cold-working tool steels, such as AISI D6, are used in industry in applications where excellent low-wear properties are required, such as knives and some types of dies and punches. In this context, the present work had as main objective to compare samples of AISI D6 steel submitted to the conventional quenching and tempering heat treatments, with the quenching and partition heat treatment. The output variables investigated were the resistance to friction wear, the resulting microstructure, microhardness and impact toughness (Charpy) of the treated samples. For this purpose, cylindrical specimens of 10 mm in diameter and 28 mm in height were made, which were heated in an oven at 900 ° C and subsequently followed the following cooling routes: (1) Quenching in oil with double tempering; (2) Quenching and partition at 100 ° C; and (3) Quenching and partitioning at 200 ° C. The Vickers microhardness tests were carried out with loads of 50 and 100 gf. For the microstructural characterization of the samples, a Scanning Electron Microscope equipped with a Backscattered Electron Diffraction detector (EBSD) was used. The wear test was performed on a pin-on-disk device with a load of 30 N and a speed of 0.6 m / s. In the wear tests, AISI 1020 steel disk-shaped bodies with a diameter of 35 mm and a thickness of 7 mm were used. The results showed that the quenching and tempering treatment formed a microstructure of martensitic matrix with medium hardness equal to 530 HV, while the conditions of quenching and partition at 200 ° C and 100 ° C showed microstructure of martensitic / bainitic matrix with medium hardnesses of 720 HV and 640 HV, respectively. In addition, the condition of quenching and partitioning at 200 ° C was the one that showed the greatest resistance to wear followed by quenching and partitioning at 100 ° C and conventional quenching and tempering.

Keywords: Steel AISI D6, wear resistance, quenching and partitioning .

Lista de Ilustrações

Figura 1 - Micrografia do aço-ferramenta AISI D6 no estado recozido.....	21
Figura 2 – Composição química do aço-ferramenta AISI D6 no estado recozido. ...	22
Figura 3 – Diagrama de resfriamento contínuo do aço AISI D6	24
Figura 4a – Micrografia do aço AISI D6 após austenitização a 970 °C.	25
Figura 5 – Diferentes formas de realizar o tratamento térmico de T&P.....	26
Figura 6 – Fração volumétrica de austenita retida em função do tempo de partição.	28
Figura 7 – Curva de revenimento do aço AISI D6.	30
Figura 8 - Representação esquemática das estruturas (a) cúbica de corpo centrado, (b) cúbica de faces centradas e (c) tetragonal de corpo centrado.	32
Figura 9 - Representação gráfica da morfologia e início da formação de martensita de acordo com a porcentagem de carbono no aço.	33
Figura 10 - Representação esquemática do mecanismo de transformação das bainitas superior e inferior.	34
Figura 11 - Imagens obtidas através de FIB- <i>Focused Ion Beam</i> mostrando a forma da ferrita bainítica: (a) e (b), em ripas e (c) e (d), em placas.....	36
Figura 12 - Morfologia do carboneto M_7C_3	38
Figura 13 – Gráfico de dureza em função da temperatura de revenimento para aços- ferramenta do tipo D. OBS.: Aço DX não identificado pelo autor.	40
Figura 14 – Microscopia (MEV) mostrando as microestruturas do aço 1,2%C e 8%Cr. (1.a) e (1.b) sem tratamento, (2.a) e (2.b) têmpera e duplo revenido.....	41
Figura 15 – Principais mecanismos de desgaste.	42
Figura 16 – Diferentes tipos de abrasão.	43
Figura 17 – Fluxograma mostrando as etapas realizadas no trabalho.....	45

Figura 18 – Foto e desenho do corpo de prova usado para tratamento térmico e ensaios de pino sobre disco.....	46
Figura 19 – Foto e desenho do contra-corpo usado nos ensaios de pino sobre disco.	46
Figura 20 – Desenho esquemático do tribômetro utilizado.	47
Figura 21 - Gráfico do tratamento térmico de têmpera em óleo com duplo revenido	50
Figura 22 – Gráfico do tratamento térmico de têmpera e partição a 200°C.	50
Figura 23 - Gráfico do tratamento térmico de têmpera e partição a 100°C.	51
Figura 24 – Medição da rugosidade em uma amostra do aço AISI D6.	53
Figura 25 – Desenho esquemático das posições em que foram feitas as indentações nas medições de microdureza.	53
Figura 26 – Representação esquemática do sistema pino - disco	55
Figura 27: Imagens obtidas via detector de elétrons secundários apresentando a microestrutura das amostras de aço D6 após ataque metalográfico com Nital 5% submetido aos tratamentos térmicos de: (a e d) – Têmpera e revenido; (b e e) – têmpera e partição em uma etapa; (c e f) – têmpera e partição em duas etapas. ...	58
Figura 28: Imagens obtidas via detector EsB apresentando contraste de composição química das amostras de aço D6 após ataque metalográfico com Nital 5% submetido aos tratamentos térmicos de: (a e d) – Têmpera e revenido; (b e e) – têmpera e partição em uma etapa; (c e f) – têmpera e partição em duas etapas.	59
Figura 29: Escalas utilizadas para a construção dos mapas de EBSD.	62
Figura 30: Mapas de EBSD de amostras de aço AISI D6.	64
Figura 31: Distribuições e médias de IQ para as amostras submetidas aos tratamentos térmicos de: (a) Têmpera e duplo revenido; (b) Têmpera e partição em uma etapa; (c) Têmpera e partição em duas etapas.....	69

Figura 32: Distribuições e médias de KAM para as amostras submetidas aos tratamentos térmicos de: (a) Têmpera e duplo revenido; (b) Têmpera e partição em uma etapa; (c) Têmpera e partição em duas etapas.....	69
Figura 33 – Dureza Vickers das amostras após o tratamento térmico.....	71
Figura 34 – Rugosidade nas faces dos corpos de prova de aço AISI D6.	72
Figura 34 – Rugosidade nas faces dos contra-corpos de aço AISI 1020.....	73
Figura 36 – Resultado do ensaio de desgaste.....	74
Figura 37 – Volume total de material perdido nos pinos de aço AISI D6 tratados nas 3 condições.....	76
Figura 38 – Par tribológico da condição T&R.....	78
Figura 39 – Par tribológico da condição T&P-1.....	79
Figura 40 – Par tribológico da condição T&P-2.....	79

Lista de Tabelas

Tabela 1 – Composição química do aço AISI D6.....	19
Tabela 2 – Parâmetros de tratamento térmico têmpera e duplo revenimento de amostras do aço-ferramenta AISI D2 e suas respectivas durezas finais.	30
Tabela 3 – Morfologia e temperatura de formação dos principais carbonetos formados em aços-ferramenta da classe AISI D durante o revenimento.	37
Tabela 4 – Principais características dos carbonetos presentes nos aços-ferramenta da classe AISI D.....	38
Tabela 5 – Parâmetros utilizados nos ensaios de pino sobre disco.....	54
Tabela 6: Diâmetros de grãos das amostras submetidas aos diferentes tratamentos térmicos aplicados.....	70
Tabela 7: Razões de aspecto dos grãos das amostras submetidas aos diferentes tratamentos térmicos aplicados.....	70
Tabela 8: Quantificação de fases/microconstituintes presentes nas amostras submetidas aos diferentes tratamentos térmicos aplicados.	71

Lista de abreviaturas e siglas

AISI	<i>American Iron and Steel Institute</i> – Instituto Americano do Ferro e do Aço
ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
DRX	Difração de raios X
HV	Dureza Vickers
HB	Dureza Brinell
N ₂	Nitrogênio
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
EBSD	Difração de Elétrons Retroespalhados
UFRN	Universidade Federal do Rio Grande do Norte

Lista de símbolos

μ	Coeficiente de atrito/Mícron
γ	Austenita
Cr ₇ C ₃	Carboneto de cromo primário
Cr ₂₃ C ₆	Carboneto de cromo secundário

Sumário

1	Introdução.....	16
1.1	Objetivo geral.....	18
1.2	Objetivos específicos.....	18
2	Revisão Bibliográfica.....	19
2.1	Aço AISI D6.....	19
2.2	Tratamentos Térmicos em aços.....	22
2.2.1	Têmpera.....	23
2.2.2	Têmpera e partição.....	26
2.2.3	Revenimento.....	29
2.3	Microestrutura.....	31
2.3.1	Martensita.....	31
2.3.2	Bainita.....	33
2.3.3	Carbonetos.....	36
2.4	Precipitação de carbetos finos.....	39
2.5	Tribologia.....	41
2.5.1	Desgaste.....	41
2.5.2	Desgaste adesivo.....	42
2.5.3	Desgaste abrasivo.....	43
2.5.4	Desgaste triboquímico.....	43
2.5.5	Fadiga de contato.....	44
3	Materiais e Métodos.....	45
3.1	Materiais.....	46
3.1.1	Corpo de prova para tratamento térmico e ensaios de pino sobre disco.....	46
3.1.2	Contra-corpo para ensaios de pino sobre disco.....	46
3.1.3	Corpo de prova para testes de impacto Charpy.....	46
3.2	Equipamentos.....	47

	15
3.2.1 Rugosímetro.....	47
3.2.2 Durômetro	47
3.2.3 Tribômetro	47
3.2.4 Politriz metalográfica e cortadora de precisão.....	48
3.2.5 Fornos	48
3.2.6 Difração de Elétrons Retroespalhados (EBSD).....	48
3.2.7 Retificação dos contra-corpos	49
3.3 Procedimentos Experimentais	49
3.3.1 Tratamentos térmicos.....	49
3.3.2 Preparação metalográfica das amostras temperadas	51
3.3.3 Medição da rugosidade antes do ensaio	52
3.3.4 Ensaio de microdureza	53
3.3.5 Ensaio Tribológico de pino sobre disco	54
3.3.6 Análise via EBSD	56
4 Resultados e discussões	57
4.1 Análise microestrutural.....	57
4.1.1 Análises via MEV - FEG	57
4.1.2 Análises via EBSD.....	61
4.2 Dureza das amostras tratadas termicamente	71
4.3 Rugosidade dos corpos de prova usados nos testes de pino sobre disco	72
4.4 Ensaio de desgaste pino sobre disco	73
4.4.1 Análise de desgaste	73
4.4.2 Análise morfológica das superfícies desgastadas.....	78
5 Conclusões.....	80
6 Sugestões para trabalhos futuros	81
7 Referências	82
8 Anexos.....	89

1 Introdução

Os aços-ferramenta geralmente são classificados em seis tipos: (1) para trabalho a frio, (2) resistentes a choques, (3) para trabalho a quente, (4) para trabalho a alta velocidade, (5) tratado termicamente e endurecido por água ou óleo e (6) aços especiais para ferramentas. Entre esses, os aços aplicados em ferramentas para trabalho a frio são os principais, pois são usados para a fabricação de uma extensa gama de ferramentas, matrizes e em outras aplicações onde são exigidas excelentes propriedades de resistência ao desgaste, resistência ao impacto de cargas dinâmicas, resistência ao choque térmico, além de baixo custo. Nesse caso, tais características estão diretamente relacionadas a essas características (BRESSAN, 2007).

Salienta-se que, para uma mesma dureza, um aço pode apresentar variações em seu limite de resistência a tração e tenacidade, dependendo do ciclo de tratamento térmico aplicado. Consequentemente, é possível ter-se duas peças fabricadas com o mesmo aço e apresentando a mesma dureza, mas com desempenho em uso completamente diferentes. Assim, a seleção do tratamento térmico é um ponto tecnologicamente relevante no desempenho dos aços-ferramenta para trabalho a frio (OLIVEIRA, 2018).

Diferentes tipos de aços-ferramenta são desenvolvidos com ligas adequadas para atender aos diversos requisitos dos ferramentais usados na indústria metal-mecânica. Para selecionar a melhor opção, um dos pontos que se deve levar em consideração são os mecanismos de desgaste que podem acometer esses ferramentais (PILLAI, 2018).

De acordo com a Tenax (2019), distribuidora de aços especiais, o aço AISI D6 para trabalho a frio é composto por 2,1% de carbono e 11,5% de cromo, possui ótima resistência aos desgastes abrasivo e adesivo devido ao grande volume de carbonetos duros em sua matriz, tenacidade moderada, boa estabilidade dimensional e grande resistência à compressão. Tais características são obtidas com a adição de elementos de liga como o tungstênio, o molibdênio, o vanádio e o manganês.

De acordo com Uddelhom (2012), o processo de tratamento térmico convencional segue a sequência de austenitização, têmpera e depois revenimento. Ou seja, na austenitização o aço é aquecido até a temperatura de solubilização e, na sequência, é resfriado rapidamente (têmpera) para evitar as transformações perlíticas

e bainíticas, obtendo, desse modo, uma estrutura martensítica metaestável. Esse processo, além do aumento da dureza, proporciona aumento da resistência ao desgaste.

Buscando-se uma melhoria contínua das propriedades de interesse dos aços disponíveis, desenvolveu-se um novo tratamento térmico denominado de têmpera e partição (T&P), que vem sendo cada vez mais empregado no setor metalúrgico. Esse tratamento térmico permite um bom equilíbrio entre resistência mecânica e ductilidade, além de permitir a fabricação de peças com geometrias mais complexas, empregando menos etapas durante seu processo de manufatura.

A microestrutura obtida após o tratamento térmico de T&P é constituída por uma matriz martensítica com um certo teor de austenita retida. Essa última fase é considerada benéfica em aços TRIP, por exemplo, uma vez que a presença das mesmas aumenta a ductilidade do aço e a quantidade de energia absorvida pelo material em situações de impacto, o que previne fraturas.

Um outro ponto importante a ser considerado é a definição correta dos parâmetros do tratamento térmico de T&P, os quais devem ser adequados a fim de evitar a formação de microestruturas indesejáveis e permitir a obtenção de teores de austenita retida que possibilitem a melhor relação entre a microestrutura do aço e suas propriedades mecânicas.

Neste trabalho, foram realizados tratamentos térmicos de têmpera com duplo revenido e têmpera e partição (em duas rotas distintas) em corpos de prova do aço-ferramenta AISI D6 para comparação de suas características microestruturais e propriedades mecânicas e tribológicas finais. Assim, as variáveis de saída investigadas foram a microestrutura, a microdureza, a resistência ao desgaste por atrito e a resistência ao impacto das amostras tratadas.

1.1 Objetivo geral

Esse trabalho visa comparar o tratamento térmico, convencionalmente aplicado, de têmpera e revenido com o tratamento térmico de têmpera e partição, em relação à resistência ao desgaste, dureza e tenacidade do aço AISI D6.

1.2 Objetivos específicos

- Comparar as microestruturas resultantes dos tratamentos térmicos aplicados;
- Correlacionar as seguintes propriedades com as microestruturas resultantes dos respectivos tratamentos térmicos realizados:
 - Resistência ao desgaste;
 - Dureza;
- Identificar o melhor tratamento térmico da comparação

2 Revisão Bibliográfica

2.1 Aço AISI D6

Os aços para trabalho a frio da série D (*Die Steels*) são de alto teor de cromo e alto teor de carbono, possuindo elevada resistência ao desgaste (associada à presença de carbonetos de cromo). O D6 é o aço da série D mais usado em aplicações de trabalho a frio. Algumas vezes são chamados de “indeformável” devido à sua pouca alteração de forma e dimensões durante o tratamento térmico, o que o caracteriza como um aço de alta estabilidade dimensional (CHIAVERINI, 1998). No estado recozido sua dureza pode alcançar o valor máximo de 250 HB (24 HRC) e após têmpera e revenimento, pode chegar a 62 HRC (CAVALER, 2003). A Tabela 1 mostra a composição química do aço AISI D6.

Tabela 1 – Composição química do aço AISI D6.

C%	Si%	Mn%	Cr%	Ni%	V%	Al%	W%
2,08	0,25	0,36	12,3	0,16	0,13	0,06	0,60

Fonte: Gunes e Kanat (2015)

O efeito dos principais elementos de liga do aço AISI D6 são os seguintes:

- Cromo (Cr): é o elemento químico de maior quantidade nos aços D6. Contribui para melhorar a temperabilidade, bem como para aumentar a resistência à corrosão durante o tratamento térmico (ALISSON, 2009);
- Carbono (C): a concentração elevada do teor de carbono aumenta a formação de carbonetos complexos, resultando em maior dureza e resistência ao desgaste do aço. Essa alta concentração também levará a uma maior retenção de austenita na têmpera, exigindo maiores tempos e temperaturas de revenido (ALLISON, 2009);
- Vanádio (V): o carboneto formado pelo vanádio é considerado o mais duro encontrado nos aços. Além de formar carboneto, o vanádio melhora a temperabilidade dos aços-ferramenta por impedir o crescimento do grão durante o aquecimento antes da têmpera (FERRARESI, 1970).

A alta estabilidade dimensional e excelente resistência ao desgaste, especialmente em condições abrasivas, torna os aços-ferramenta D6 adequados

para serem aplicados na confecção de matrizes para corte, estampagem e embutimento, punções de alta solitação, tesouras de alto rendimento, fieiras para trefilação, fresas, moldes para prensagem de materiais cerâmicos, ferramentas para prensas de extrusão, revestimentos de moldes cerâmicos, facas para corte de chapas de aço, etc (SILVA e MEI, 2010).

Como em todos os aços hipereutetóides, a resposta ao tratamento térmico é excepcionalmente influenciada pelas condições de austenitização, que definirão a quantidade de carbono e elementos de liga dissolvidos na austenita e presentes sob a forma de carbonetos, além do tamanho do grão austenítico. Assim, a temperabilidade, a quantidade de austenita retida e o comportamento no revenimento e, conseqüentemente as propriedades do aço, são fundamentalmente alteradas pelos parâmetros de austenitização. Observadas essas limitações, informações como dureza e seu comportamento no revenimento podem ser obtidas pelas curvas de revenimento.

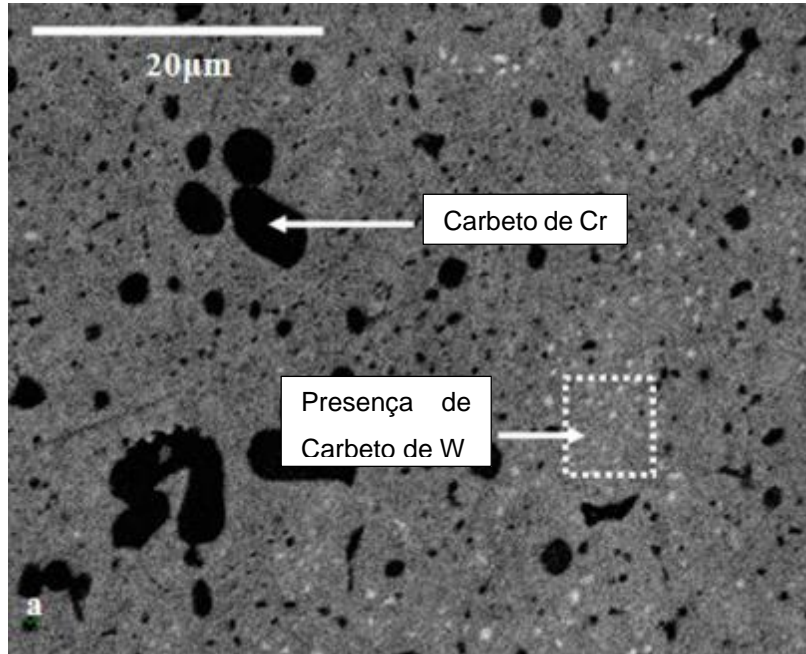
O tamanho e a distribuição dos carbonetos do tipo M_7C_3 exercem uma forte influência na tenacidade do aço AISI D6. Assim, menores tamanhos de carboneto e uma melhor distribuição desses na matriz faz com que a resistência à fadiga do aço seja bastante melhorada. Os carbonetos MC, M_2C , M_6C e M_7C_3 são os exemplos de partículas duras, onde "M" representa um elemento de liga metálico. A ocorrência de microlascamentos e microtrincamento, importantes mecanismos de desgaste em várias operações de trabalho a frio, é também reduzida em relação à ocorrência nos aços da série D (JUNIOR, 2001).

O aço AISI D6 no estado recozido apresenta dureza máxima de 251 HV. Sua seqüência de solidificação se inicia pela formação da austenita (γ), com o líquido sofrendo uma reação eutética para: $\gamma + M_7C_3$ (METALS HANDBOOK, 1978).

Os carbonetos eutéticos são os principais responsáveis pela elevada resistência ao desgaste do aço AISI D6. Com o trabalho mecânico a quente nos lingotes, a estrutura dos carbonetos eutéticos é quebrada. Quanto maior o grau de deformação, maior será a intensidade de quebra desses carbonetos e, portanto, menor será o tamanho final e melhor a distribuição desses na matriz.

A figura 1 mostra a micrografia do aço-ferramenta AISI D6 no estado recozido. Nela, pode-se notar uma matriz martensítica com regiões escuras e pontos menores de coloração clara.

Figura 1 - Micrografia do aço-ferramenta AISI D6 no estado recozido.

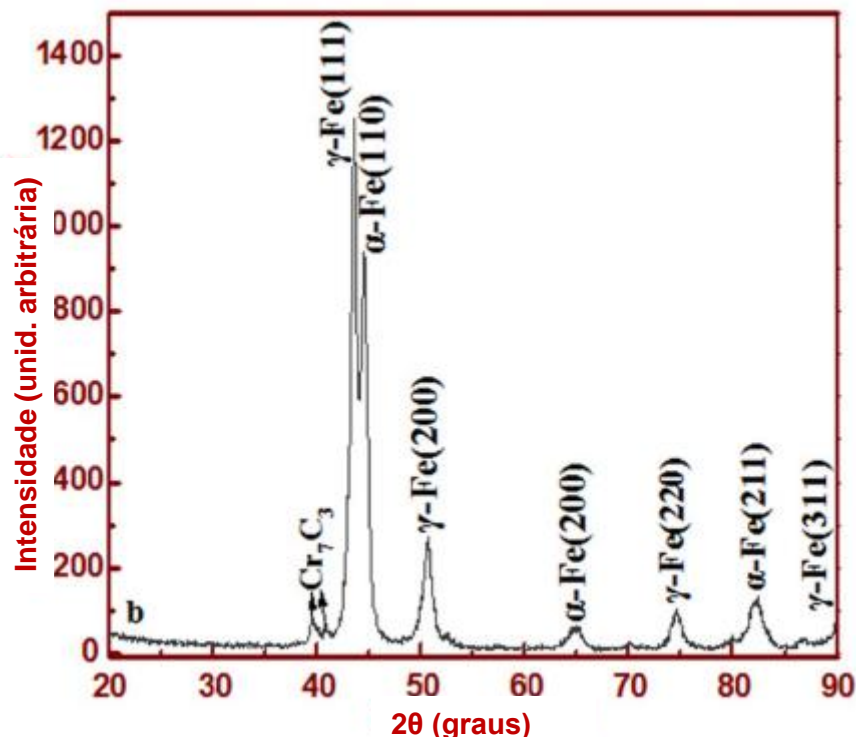


Fonte: Vourlias (2011).

A análise feita por espectroscopia de energia dispersiva (EDS) nessas áreas específicas, revela que as regiões de cor escura são ricas em cromo e carbono e os pontos claros são compostas, além de carbono, do elemento químico tungstênio (W), dando uma indicação que se tratam de carbonetos formados com os metais citados. Sabe-se que a presença desses carbonetos dificulta o crescimento de grão e melhora as propriedades de dureza e resistência ao desgaste do aço (VOURLIAS, 2011).

A figura 2 um difratograma típico de um aço-ferramenta AISI D6 no estado recozido.

Figura 2 – Composição química do aço-ferramenta AISI D6 no estado recozido.



Fonte: Vourlias (2011).

Percebe-se a presença do carboneto Cr_7C_3 , além das fases austenita e ferrita. Os carbonetos de tungstênio não são identificados pela análise de DRX por causa da baixa quantidade desses na superfície do material.

Assim, pelas suas características microestruturais e, portanto, alta dureza, o aço-ferramenta AISI D6 tem aplicações onde é exigida alta resistência ao desgaste, como por exemplo em operações de conformação e corte a frio, em superfícies deslizantes e moldes para materiais cerâmicos. Porém, sua alta dureza não é estável a temperaturas elevadas (acima de 500°C), o que o enquadra como um aço-ferramenta para trabalho a frio (SIMON, 2005).

2.2 Tratamentos Térmicos em aços

Tratamentos térmicos são operações de aquecimento e resfriamento controladas em materiais no estado sólido, com o objetivo de alterar sua microestrutura e, conseqüentemente, suas propriedades.

Os tratamentos térmicos dos aços podem ser realizados desde temperaturas abaixo de 0°C (tratamento térmico subzero), até as denominadas temperaturas de austenitização, que em alguns tipos de aços podem ultrapassar 1000°C . Nesse

sentido, os principais tratamentos térmicos aplicados aos aços são: recozimento, têmpera, normalização e revenimento (SILVA, 2010). Como o assunto tratado neste trabalho envolve têmpera e revenimento do aço-ferramenta AISI D6, nas seções seguintes dar-se-á uma maior atenção a esses tratamentos térmicos.

2.2.1 Têmpera

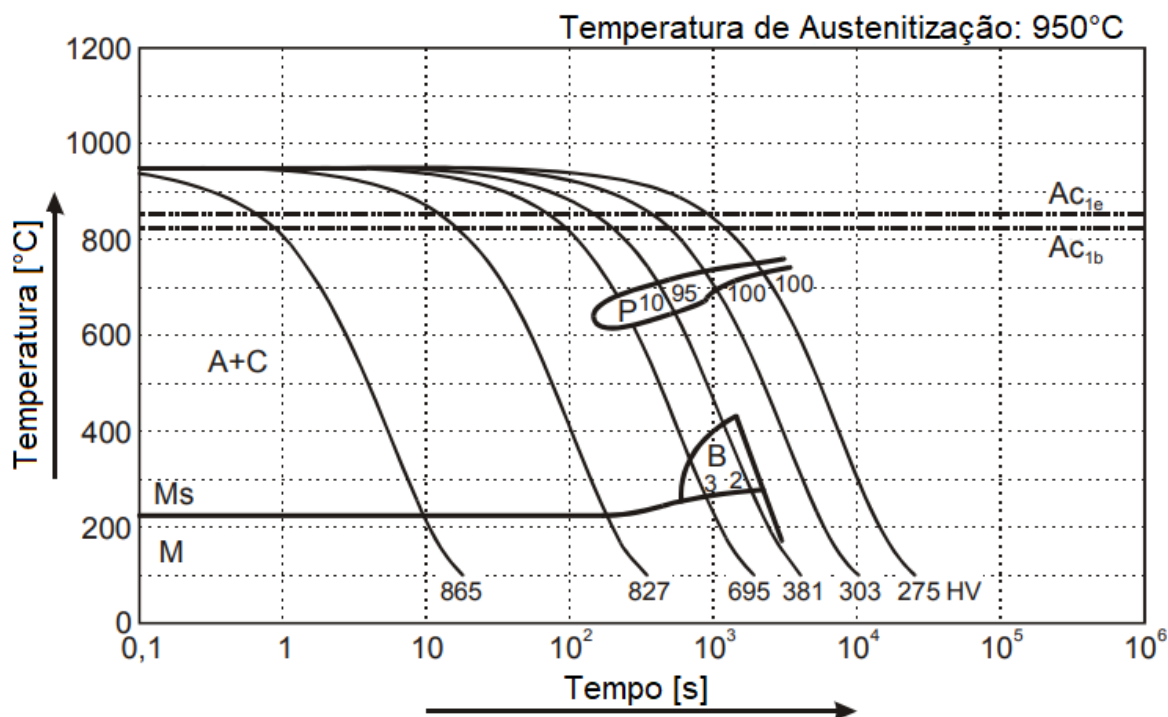
A têmpera consiste em resfriar o aço, após sua austenitização, a uma velocidade suficiente para a obtenção da estrutura metaestável martensita, e de modo a evitar transformações perlíticas e bainíticas (SILVA, 2010).

A taxa de resfriamento de têmpera (ou severidade de têmpera) varia conforme o meio usado para resfriar a peça desde a sua temperatura de austenitização. Assim, os meios de têmpera mais comuns são: água, óleo e ar. A água é o meio de resfriamento mais severo, seguido do óleo e, em seguida, do ar. Quanto mais severo for o meio da têmpera, maiores serão as chances de surgir trincas e deformações nas peças tratadas. As deformações acontecem devido à contração do aço durante o resfriamento, a expansão associada com a transformação martensítica, entre outros (CALLISTER, 2012).

A figura 3 mostra um diagrama de transformação por resfriamento contínuo (TRC) do aço-ferramenta AISI D6 a partir da temperatura de austenitização de 950 °C. Pode-se identificar as estruturas que se formam devido à decomposição da austenita no resfriamento contínuo.

Aços com alto teor de carbono, como o aço-ferramenta AISI D6, apresentam baixas temperaturas de início e fim de transformação martensítica. Dessa forma, na tentativa de obter uma estrutura final com quase 100% de martensita, utilizam-se meios de têmpera sub-zero. A têmpera sub-zero consiste em resfriar a peça a ser tratada a temperaturas abaixo de 0°C, normalmente utilizando como meio de resfriamento o nitrogênio líquido, cuja temperatura de ebulição é de -196°C ou o hélio líquido, com temperatura de ebulição de -271°C (SILVA, 2010).

Figura 3 – Diagrama de resfriamento contínuo do aço AISI D6



A= Austenita, C = Cementita, Ms= início de formação martensita, M= martensita, P= perlita, B= bainita, HV= dureza Vickers, Ac_{1b} = início precipitação de carbonetos, Ac_{1e}= fim precipitação de carbonetos.

Fonte: Dorrenberg (2019)

2.2.1.1 Influência da temperatura de austenitização

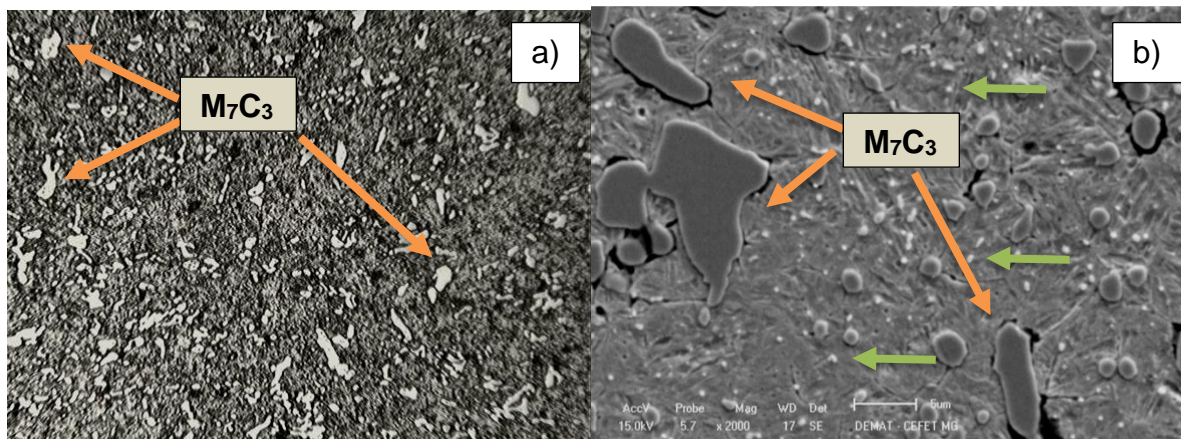
No processo de têmpera, o tempo de permanência da amostra no forno e a temperatura de austenitização são parâmetros importantes, pois influenciam diretamente nas propriedades finais do aço.

Os carbonetos precipitados na solidificação são denominados de primários e são formados pela ligação do carbono com os elementos metálicos W, Mo, W, Cr e V. A identificação desses carbonetos, além de ocorrer através da análise química localizada, pode ser feita também através de suas morfologias: aqueles que apresentam formato de “espinha de peixe” são dos tipos M₆C e M₇C₃ e aqueles com formas de bastonetes e os globulares são dos tipos M₂C e MC (JUNIOR, 2001). Alguns desses carbonetos primários irão se dissolver de acordo com a temperatura de austenitização (KHEIRANDISH et al., 2010), o que irá promover a formação de

carbonetos secundários, que se precipitam no contorno de grão, durante o revenimento (como será explicado de forma detalhada no item 2.3).

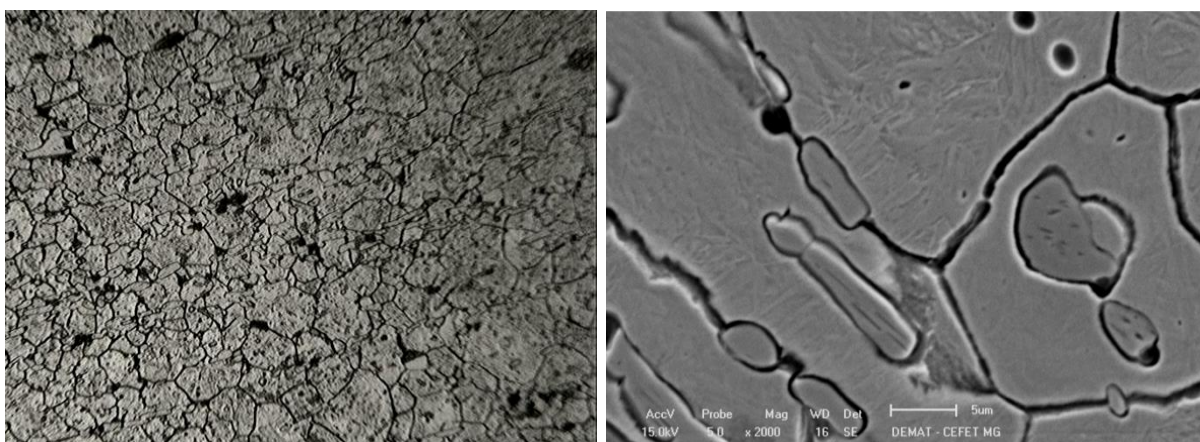
As figuras 4a e 4b apresentam as microestruturas do aço-ferramenta AISI D6 temperado ao ar, com tempo de permanência em forno de 60 minutos e temperatura de austenitização de 970°C e 1120°C, respectivamente. Em ambos os casos, nota-se uma estrutura predominantemente martensítica. Entretanto, no caso da amostra aquecida a 970 °C, nota-se a presença dos carbonetos primários (regiões mais claras) originados na solidificação, fato este que não ocorre na amostra aquecida a 1120 °C. Nesse caso, o aumento da temperatura de austenitização resultou na redução da quantidade de carbonetos primários por unidade de área, o que pode ser explicado pela dissolução desses durante a austenitização.

Figura 4a – Micrografia do aço AISI D6 após austenitização a 970 °C.



Fonte: MARIA et al. (2017).

Figura 4b – Micrografia do aço AISI D6 após austenitização a 1120 °C.



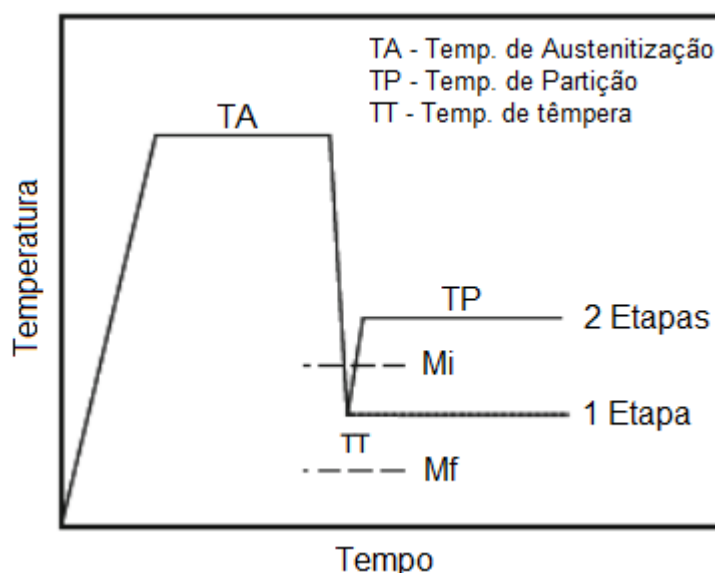
Fonte: MARIA et al. (2017).

2.2.2 Têmpera e partição

Tempera e Partição (T&P) é o tratamento térmico realizado em aços-liga com o objetivo de elevar suas resistências mecânicas, mantendo-os com uma boa ductilidade e tenacidade (WANG et al., 2013).

No processo de T&P as amostras são aquecidas até a temperatura de austenitização e podem ser resfriadas de duas formas: (i) em uma única etapa, onde a partição é realizada na mesma temperatura de têmpera, conforme mostrado na figura 5 e (ii) em duas etapas, mais comumente usada, em que a partição ocorre a uma temperatura entre o início (Mi) e fim (Mf) da formação da martensita, ou acima dessa faixa de temperatura (dependendo do que se deseja obter) (SPEER et al. 2011).

Figura 5 – Diferentes formas de realizar o tratamento térmico de T&P.



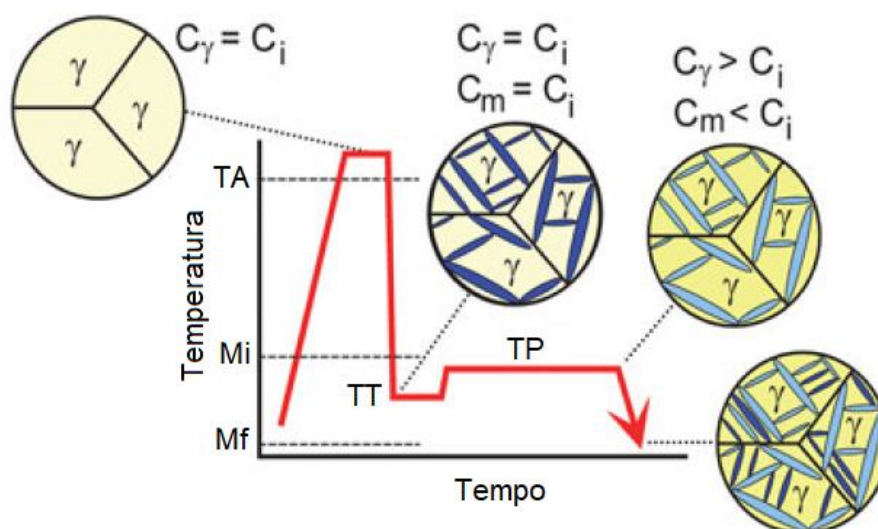
Fonte: Speer et. al. (2011). Modificado pelo autor.

Speer et al. (2003) foram os primeiros a investigar o tratamento térmico de têmpera e partição. O estudo inicial tinha por objetivo explorar novos aços martensíticos contendo austenita retida, com base no fato de que o carbono pode difundir da martensita supersaturada para austenita não transformada em martensita (austenita retida) e estabilizá-la à temperatura ambiente.

A figura 6 mostra a rota do tratamento térmico de T&P. Primeiramente a amostra é austenitizada. Nessa etapa, o teor de carbono total da liga (C_i) é homogeneamente distribuído na fase austenita ($C_\gamma = C_i$). A segunda etapa consiste

do resfriamento da amostra até a temperatura de têmpera (TT) que, neste caso, fica entre M_i e M_f , onde ocorre a transformação parcial da austenita em martensita (representada na figura 6, por ripas de coloração azul escuro) (WANG et al., 2013). Devido ao resfriamento rápido da têmpera, o carbono contido na martensita que foi transformada fica aprisionado em sua estrutura cristalina, resultando em teores de carbonos iguais nas fases de austenita e martensita ($C_\gamma = C_m = C_i$). A terceira etapa consiste no reaquecimento da amostra até a temperatura de partição (TP) e sua manutenção nessa condição por um determinado tempo (tempo de partição). Nessa etapa ocorre a difusão do carbono contido na martensita para austenita, resultando na diminuição do teor de carbono da martensita, e no aumento do teor de carbono da austenita (WANG et al., 2013). Nota-se na figura, que nessa etapa as ripas de martensita ficam mais claras, enquanto que os grãos de austenita escurecem, representando a alteração do teor de carbono nas fases. A diminuição do teor de carbono da martensita e o aumento do teor de carbono da austenita favorecem a estabilização dessas duas fases em temperatura ambiente. Por fim, o material é resfriado rapidamente até a temperatura ambiente, havendo a transformação de parte da austenita restante em martensita. Assim, obtém-se como resultado uma microestrutura de martensita, martensita revenida e austenita retida (rica em carbono) (WANG., 2013a) (APARECIDO, 2018).

Figura 6– Transformações de fase no tratamento térmico de T&P.

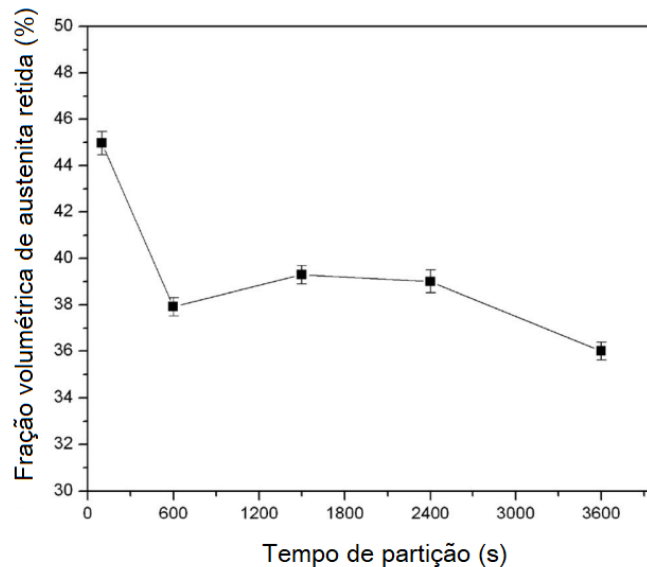


Fonte: Wang et al. (2013). Adaptado pelo autor.

Luo (2016) realizou tratamento de T&P em amostras de um aço-carbono ultraduro (contendo 1,69% C). Nesse caso, as amostras foram austenitizadas e

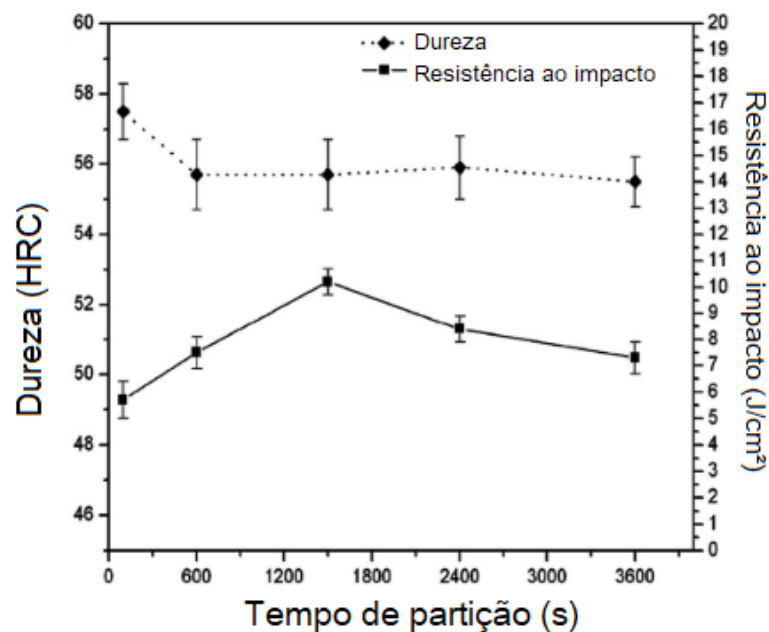
mantidas a 880 °C por uma hora e particionadas a 350 °C por diferentes tempos. Após o tratamento, além de quantificar a fração volumétrica de austenita retida nas amostras, foram medidas a dureza e a resistência ao impacto destas. As figuras 7a e 7b mostram que a resistência ao impacto, a dureza e a fração volumétrica de austenita retida são influenciadas pelo tempo em que as amostras ficam sujeitas ao particionamento.

Figura 6 – Fração volumétrica de austenita retida em função do tempo de partição.



Fonte: LUO (2016). Modificada pelo autor.

Figura 7 – Influência do tempo de partição na dureza e resistência ao impacto.



Fonte: LUO (2016). Modificado pelo autor.

Uma das principais vantagens da T&P é que as propriedades mecânicas do aço tratado podem ser alteradas através das frações volumétricas desejadas de austenita retida e martensita, por meio da seleção de uma temperatura de resfriamento adequada entre M_i e M_f . A principal desvantagem desse tratamento é que o mesmo exclui o endurecimento por precipitação (ZHANG, 2011).

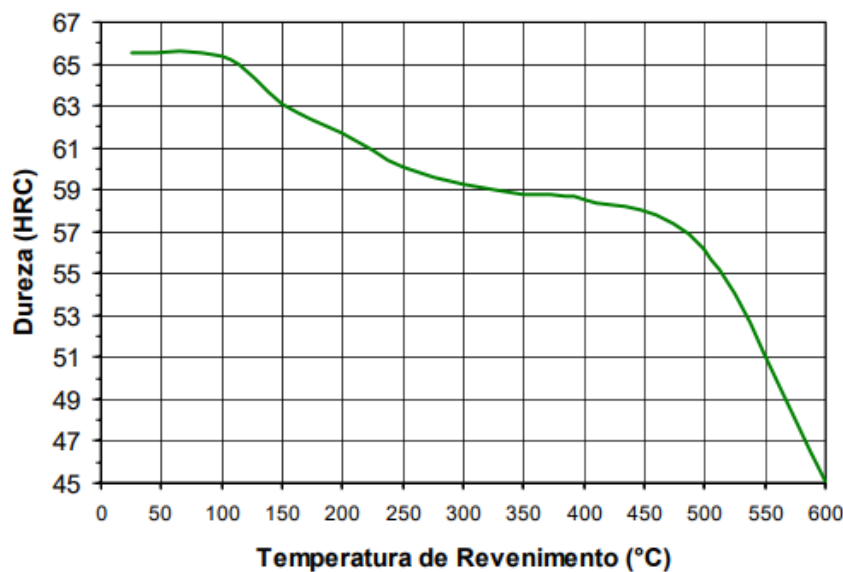
2.2.3 Revenimento

O tratamento térmico de revenimento consiste em aquecer a peça até uma temperatura abaixo da temperatura de austenitização, mantê-la nessa condição por um tempo suficiente para uniformizar sua temperatura e obter as propriedades desejadas. O revenimento normalmente é feito logo após a têmpera, levando a peça a atingir valores adequados de resistência mecânica e tenacidade (SILVA, 2010).

Durante o revenimento há a precipitação de carbonetos finos na martensita formada no processo de têmpera. O surgimento desses carbonetos alivia micro tensões na estrutura da martensita primária e previne microfissuras na superfície do aço. Além disso, o revenimento reduz as tensões residuais, aumenta a ductilidade e a resistência do aço e garante a estabilidade dimensional deste.

Durante o revenimento, a martensita supersaturada rejeita o carbono na forma de carbonetos. O resultado final do revenido é uma dispersão fina de carbonetos na matriz de ferro- α , que possui pouca estabilidade estrutural à martensita original que é *as-quenched*. Assim, as micro tensões e a dureza de todas as amostras são reduzidas após o revenimento (ver figura 7).

Figura 7 – Curva de revenimento do aço AISI D6.



Fonte: Vilares Metals (2009)

Bressan et al. (2011) investigaram a influência do revenimento na resistência ao desgaste do aço ferramenta AISI D2. As amostras foram submetidas ao tratamento de têmpera e duplo revenimento conforme mostra a tabela 2. Após esse processo a resistência ao desgaste das amostras foi avaliada por meio de ensaio de pino sobre disco.

Os resultados obtidos mostraram que as amostras duplo revenidas a 280° e 500°C (amostras 7 e 8), com dureza final de 58 HRC, proporcionaram o maior desgaste. Em contrapartida, as amostras que apresentaram o menor desgaste foram aquelas duplo revenidas a 280° e 300°C (amostras 5 e 6) com dureza de 57 HRC. Pôde-se concluir que o aumento da dureza do aço nem sempre resulta numa maior resistência ao desgaste. Assim, a escolha correta dos parâmetros do tratamento térmico é fundamental para o desempenho adequado dos componentes em trabalho.

Tabela 2 – Parâmetros de tratamento térmico têmpera e duplo revenimento de amostras do aço-ferramenta AISI D2 e suas respectivas durezas finais.

Tratamento térmico	Tempo	A1	A2	A3	A4	A5	A6	A7	A8
		Temper.	Temper.	Temper.	Temper.	Temper.	Temper.	Temper.	Temper.
1° Revenimento	02:00	530°C	530°C	280°C	280°C	280°C	280°C	280°C	280°C
2° Revenimento	02:00	550°C	550°C	400°C	400°C	300°C	300°C	500°C	500°C
Dureza HRc		54	54	57	57	57	57	58	58

Fonte: Bressan et al. (2011). Adaptado pelo autor.

O revenimento do aço resulta em um aumento de sua ductilidade e redução de sua dureza e resistência à tração, ao mesmo tempo em que as tensões internas são aliviadas ou eliminadas. Em alguns casos a transformação estrutural é tão benéfica, que determinados aços passam a adquirir melhores índices de usinabilidade (CHIAVERINI, 1986).

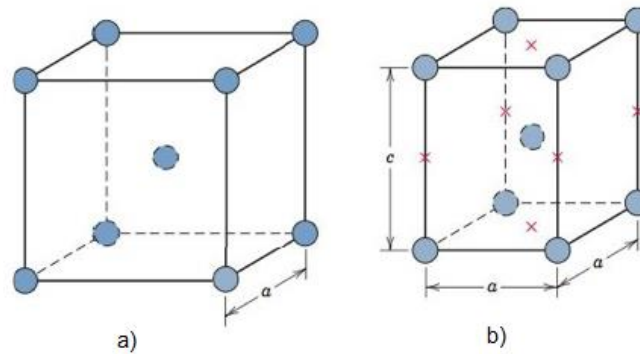
2.3 Microestrutura

2.3.1 Martensita

Define-se martensita, como uma fase metaestável originada pelo resfriamento brusco, em água, óleo ou outro meio, em um aço previamente austenitizado (têmpera). O resfriamento brusco é necessário para evitar a decomposição da austenita, pelo processo de difusão atômica, formando outros produtos como a ferrita e a perlita (JUNIOR, 2006). A estrutura resultante (martensita) é supersaturada de carbono, o que resulta em uma alta resistência mecânica, associada à alta dureza e resistência ao desgaste (ROBERTS et al., 1998).

De acordo com Scheid (2017), a martensita é um composto que se deriva da austenita e apresenta uma estrutura tetragonal de corpo centrado (TCC). Esse fato ocorre porque os átomos de carbono nos aços-ferramenta ocupam apenas uma das três possíveis posições intersticiais do octaedro. A tetragonalidade, medida pela relação entre os eixos a e c da figura 8, aumenta com o aumento do teor de carbono. Dentre os sistemas de estruturas cristalinas, os que mais interessam para o estudo dos tratamentos térmicos presentes neste trabalho são os sistemas cúbico e tetragonal. A representação das células unitárias com estruturas cúbica de corpo centrado (CCC), e tetragonal de corpo centrado (TCC) podem ser vistas na figura 8.

Figura 8 - Representação esquemática das estruturas (a) cúbica de corpo centrado, (b) cúbica de faces centradas e (c) tetragonal de corpo centrado.



Fonte: Adaptado de Callister (2008).

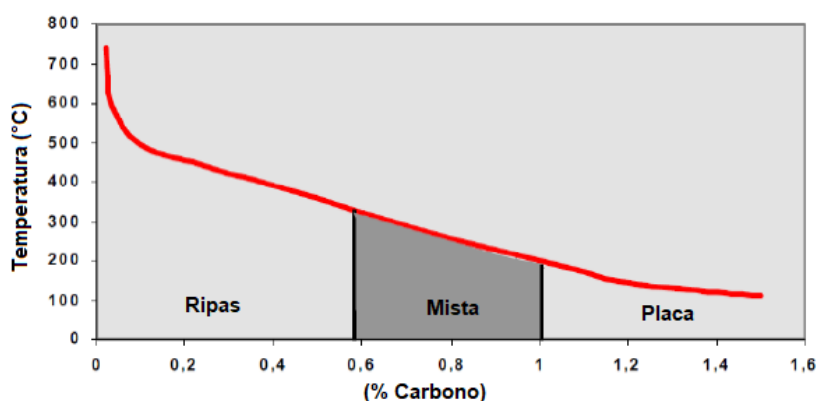
O entendimento da martensítica teve importante avanço quando as técnicas de microscopia eletrônica de transmissão (MET) foram empregadas para observação de sua estrutura. Assim, os mecanismos de deformação plástica, escorregamento e maclação, observados nas transformações martensíticas, puderam ser melhores compreendidos. A partir disso, sob o ponto de vista cristalográfico, a martensita pode ser classificada em martensita escorregada e martensita maclada (CHIAVERINI, 2012).

A martensita escorregada, mais comum em aços de baixo e médio teor de carbono, possui planos de hábito que normalmente podem sofrer variações dentro de cada grão. O plano de hábito muda de acordo com a porcentagem de carbono. Aços com baixos teores de carbono apresentam plano de hábito $\{111\}$, enquanto que aços com teores entre 0,5 e 1,4% de carbono apresentam plano de hábito $\{225\}$. Aços com teor em carbono superior a 1,4% apresentam plano de hábito $\{259\}$ (CHIAVERINI, 2012).

As unidades de martensita se formam no contorno das linhas de escorregamento, agrupadas em grandes pacotes. A subestrutura consiste de alta densidade de discordâncias arranjadas em células. A martensita maclada encontra-se mais predominante em aços com alto teor de carbono. As unidades de martensita se formam como placas lenticulares individuais. A subestrutura da martensita maclada consiste de finas maclas com espaçamento de aproximadamente 50Å (JUNIOR, 2006).

Segundo Costa (2015), essas maclas geralmente não se prolongam para fora dos limites da placa, mas se degeneram em deslocamentos complexos junto à periferia da placa. O gráfico da figura 9 mostra a temperatura de início de formação da martensita (M_i) em função do teor de carbono no aço. Pode-se notar que essa temperatura cai com o aumento do teor de carbono. A forma da martensita produzida (ripas, placas e mista) também é mostrada na figura 9. Nota-se que a martensita em ripas aparece nos aços de baixo carbono, enquanto que a martensita em placas aparece nos aços com alto percentual de carbono. No intervalo entre aproximadamente 0,6% C e 1% C, aparecem tanto estruturas em ripas, quanto em placas.

Figura 9 - Representação gráfica da morfologia e início da formação de martensita de acordo com a porcentagem de carbono no aço.



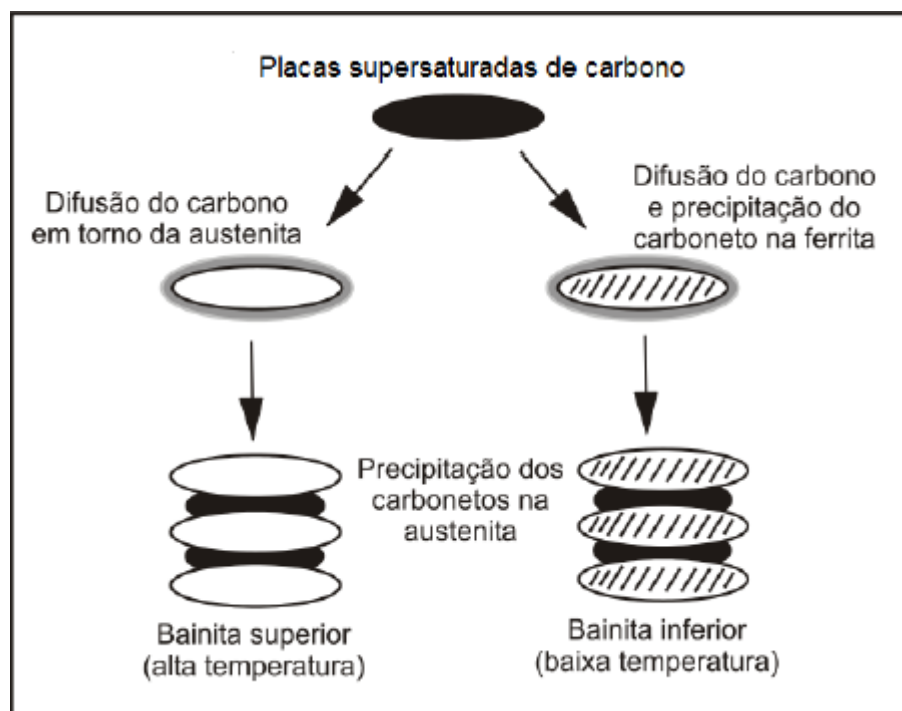
A temperatura do final da transformação martensítica, M_f , corresponde a 120°C abaixo do M_i , embora esse valor também varie de acordo com os teores de carbono e elementos de liga no aço. No caso específico dos aços ferramenta, elementos de liga formadores de carbonetos, também influenciam na temperatura M_i . Assim, elementos como Mn, Cr, Mo e W, por exemplo, reduzem os valores da temperatura M_i .

2.3.2 Bainita

A bainita é uma estrutura que pode ser obtida pelo processo de resfriamento contínuo ou pela transformação isotérmica. A bainita se forma quando a austenita se decompõe em temperatura acima da formação martensítica e abaixo da formação da perlita. A bainita é uma mistura de ferrita e carbonetos, que é caracterizada pela própria curva de transformação no diagrama TRC (Fig. 3) (BHADESHIA, 2001).

A bainita isotérmica, proveniente da transformação completa da reação bainítica, geralmente é descrita na literatura como uma microestrutura composta por uma mistura não lamelar de ferrita e carbonetos, que pode ser classificada em dois tipos principais: (i) bainita superior e (ii) bainita inferior. Quando as subunidades de ferrita contêm precipitados de cementita no seu interior, a bainita é denominada de bainita inferior. Por outro lado, se a cementita precipita somente entre as placas ou ripas de ferrita, a bainita é dita superior (BHADESHIA, 2001). A figura 10 mostra esquematicamente essas transformações e fases.

Figura 10 - Representação esquemática do mecanismo de transformação das bainitas superior e inferior.



Fonte: Bhadeshia (2001).

A bainita superior é formada por finas ripas de ferrita e a bainita inferior tende a formar mais placas do que ripas.

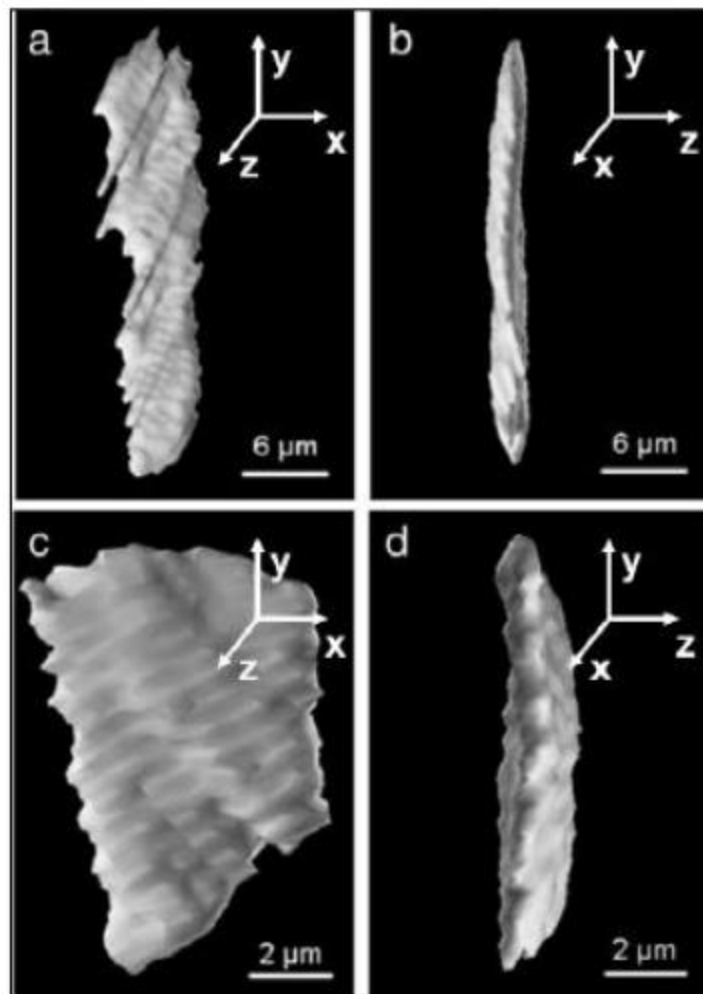
A precipitação de cementita também se dá de diferentes formas de acordo com o tipo de bainita. Na superior, os carbonetos se apresentam entre as ripas de ferrita e na inferior há também a precipitação no interior das placas de ferrita, conforme pode ser observada na figura 9. As ripas crescem em agrupamentos, sendo que no mesmo agrupamento, tem-se a mesma orientação cristalográfica e os planos

estão paralelamente distribuídos. Cada plano do agrupamento é uma subunidade da bainita (BHADESHIA, 2005).

Como dito anteriormente, a bainita superior se forma em maiores temperaturas que a bainita inferior, porém o mecanismo de transformação de fases é semelhante. Nos dois casos a reação se inicia com a nucleação de subunidades de ferrita nos contornos dos grãos austeníticos e o crescimento dessas subunidades de ferrita pode ser controlado por um mecanismo de transformação de fases, de modo que ao longo da transformação o movimento dos átomos de ferro é inferior ao espaçamento interatômico do reticulado cristalino. Essa transformação é acompanhada de cisalhamento, semelhante ao observado durante a transformação martensítica (BHADESHIA, 2001).

Uma das formas de diferenciar as morfologias das subunidades de ferrita na bainita é por meio da caracterização tridimensional da microestrutura. Liu et al. (2001) utilizaram microscopia com feixe de íons focalizados (FIB - *Focused Ion Beam*) para fazer isso. A figura 11 mostra o resultado obtido pelos pesquisadores citados.

Figura 11 - Imagens obtidas através de FIB- *Focused Ion Beam* mostrando a forma da ferrita bainítica: (a) e (b), em ripas e (c) e (d), em placas.



Fonte: Liu et al. (2001)

2.3.3 Carbonetos

Na literatura se classificam os carbonetos, que se precipitam em aços, em três grupos: (i) aqueles que precipitam na decomposição eutética durante a solidificação e que não se dissolvem nos tratamentos posteriores são definidos como primários; (ii) aqueles que precipitam durante o recozimento ou durante a decomposição da austenita ou durante o revenido são chamados de secundários e (iii) aqueles que precipitam durante as solicitações mecânicas da ferramenta, atingindo temperaturas próximas de 650 °C, denominados terciários (CESCON, 1990).

Os carbonetos da liga podem precipitar em regiões como discordâncias, contornos de grãos e sub-grãos. Em muitos casos, o primeiro carboneto de liga

formado não é o carboneto de equilíbrio, levando a sequências de precipitações em que o primeiro carboneto é gradualmente substituído por outros mais estáveis. Partículas pré-existentes de cementita podem ser pontos de nucleação de carbonetos de liga estáveis (THOMSON, 2000).

A tabela 3 apresenta a temperatura de formação dos principais carbonetos presentes em aços-ferramenta da classe AISI D e suas respectivas morfologias após o processo de tratamento térmico de revenimento.

Tabela 3 – Morfologia e temperatura de formação dos principais carbonetos formados em aços-ferramenta da classe AISI D durante o revenimento.

CARBONETO	MORFOLOGIA	TEMP. MÉDIA DE FORMAÇÃO (°C)
Cementita/ M_3C	Ripa	250
Cr_7C_3	Esfera	500
$Cr_{23}C_6$	Placa	-

Fonte: Adaptado de Junior (2006).

De acordo com Schlatter (2012), os carbonetos MC e M_6C são encontrados em todos os aços-rápidos. Já os carbonetos do tipo $M_{23}C_6$ ou M_7C_3 são encontrados nos aços de acordo com quantidade carbono das ligas, onde predomina o M_7C_3 em teores maiores. Os carbonetos do tipo M_2C são encontrados apenas em algumas etapas do processamento dos aços-ferramenta.

Tanto os carbonetos preferencialmente intragranulares (MC), quanto os intergranulares (M_2C , M_6C , M_7C_3 , $M_{23}C_6$), promovem o aumento da resistência ao desgaste. Entretanto, os carbonetos intergranulares, estando dispersos e coalescidos, geram pontos de nucleação de trincas, reduzindo a tenacidade do material (SILVA & MEI, 2014).

Na tabela 4 verifica-se as principais características dos carbonetos presentes nos aços-ferramenta da classe AISI D.

Tabela 4 – Principais características dos carbonetos presentes nos aços-ferramenta da classe AISI D.

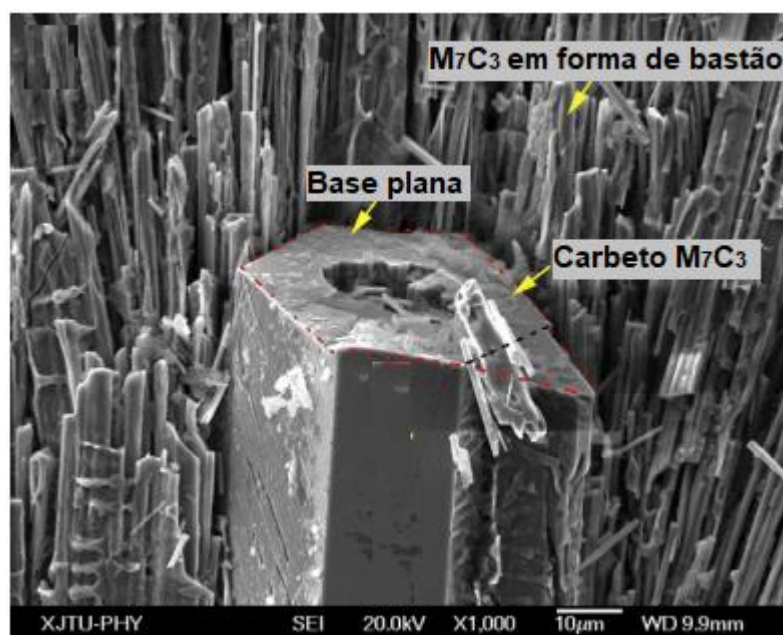
TIPO	RETICULADO	DUREZA (HV)	CARACTERÍSTICAS
$M_{23}C_6$	CFC	1300	Presente com alta incidência nos aços-ferramenta alto Cr. O Cr pode ser substituído por W ou Mo.
M_7C_3	Hexagonal	1600	Muito presente em aços ferramenta alto Cr. Resistente à dissolução em altas temperaturas.

Fonte: Adaptado de Junior (2006).

O carboneto $M_{23}C_6$ é um carboneto rico em cromo e estável no estado recozido e é encontrado em aços contendo cromo e molibdênio. O carboneto $M_{23}C_6$ é considerado um carboneto secundário (aparece após o revenimento) porque se dissolve totalmente no tratamento térmico, precipitando de modo incoerente no estado recozido em contornos de grão e em forma de ripas. A dissolução do carboneto $M_{23}C_6$ garante elevada temperabilidade (BOCCALINI & GOLDENSTEIN, 1996).

O M_7C_3 é um carboneto muito estável, formado essencialmente por cromo e, em ordem decrescente, por ferro, manganês, vanádio e molibdênio. É encontrado como partículas grosseiras de formato irregular localizado ao longo dos contornos de solidificação dos grãos (NOGUEIRA et al., 2005). A figura 12 ilustra a morfologia do carboneto M_7C_3 .

Figura 12 - Morfologia do carboneto M_7C_3



Fonte: Adaptado de Shengqiang et. al (2015).

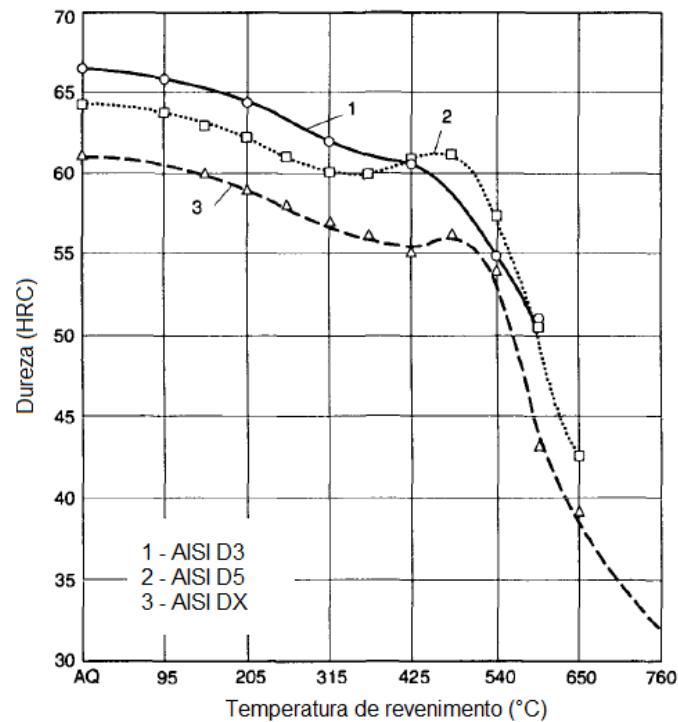
2.4 Precipitação de carbeto finos

Como falado no Item 2.2.2, a precipitação de carbeto finos tem sido uma das principais causas identificadas pelos pesquisadores, para provar os ganhos de dureza e resistência ao desgaste provenientes do tratamento de têmpera e partição dos aços.... A seguir, esse fenômeno é descrito de forma sucinta.

Trent (2000) em seus estudos sobre o aço rápido M2, diz que a precipitação de carbeto secundários (ou endurecimento secundário) após o revenimento é causado pela formação de partículas extremamente pequenas de carbonetos dentro da matriz martensítica. Isso acontece durante a austenitização do metal, em que parte dos carbonetos primários de tungstênio, molibdênio e vanádio se dissolvem permitindo a difusão dos elementos metálicos para a matriz do aço, ficando retido durante o resfriamento até a temperatura ambiente. Após o revenimento, as partículas precipitadas de M_2C endurecem o aço, bloqueando o movimento das discordâncias e dificultando o deslizamento entre as camadas de átomos do metal.

Como mostrado na figura 13, o endurecimento secundário em aços da série D é mais significativo em amostras que foram austenitizadas a temperaturas mais altas, onde mais carbonos e elementos de liga foram dissolvidos na matriz e, portanto, estão disponíveis para precipitação no revenimento. No entanto, como comentado anteriormente, a austenitização a alta temperatura também faz com que grandes quantidades de austenita sejam retidas em estruturas *as-quenched*. A austenita retida reduz significativamente a dureza das amostras *as-quenched* e, como a austenita retida nos aços do tipo D altamente ligados é bastante estável, a dureza permanece baixa até que a faixa de temperatura de endurecimento secundário seja atingida.

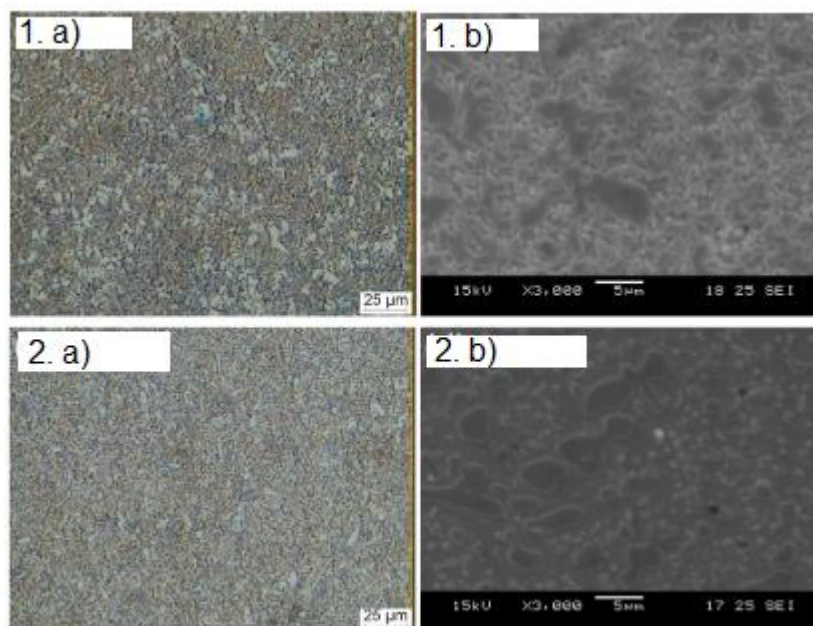
Figura 13 – Gráfico de dureza em função da temperatura de revenimento para aços-ferramenta do tipo D. OBS.: Aço DX não identificado pelo autor.



Fonte: Roberts (1980). Adaptado pelo autor.

Esse mesmo fenômeno foi observado por Kim et al. (2015) e Shaoying et al. (2018) que investigaram os efeitos causados pela precipitação de carbonetos de cromo dos tipos Cr_7C_3 e $M_{23}C_6$ na resistência ao desgaste por atrito em aço-ferramenta contendo 1,2%C e 8%Cr. No estudo foi realizado o tratamento de Têmpera em óleo e revenido nas temperaturas de 500 e 550°C. A caracterização microestrutural foi realizada usando MEV e microanálise por sonda eletrônica. Os resultados, como mostra a figura 14, percebe-se que ambos os tratamentos proporcionaram um refinamento dos grãos e precipitação dos carbonetos de M_7C_3 e $M_{23}C_6$. Além disso, a amostra revenida a 550°C proporcionou redução de 9,4% do desgaste por atrito quando comparado com a outra temperatura de revenimento.

Figura 14 – Microscopia (MEV) mostrando as microestruturas do aço 1,2%C e 8%Cr. (1.a) e (1.b) sem tratamento, (2.a) e (2.b) têmpera e duplo revenido.



Fonte: Shaoying et al. (2018)

2.5 Tribologia

Tribologia é definida por Hutchings e Shipway (2017) como “o ramo da ciência e da tecnologia interessado nas superfícies em movimento relativo e temas associados” envolvendo o estudo do atrito, desgaste e lubrificação.

2.5.1 Desgaste

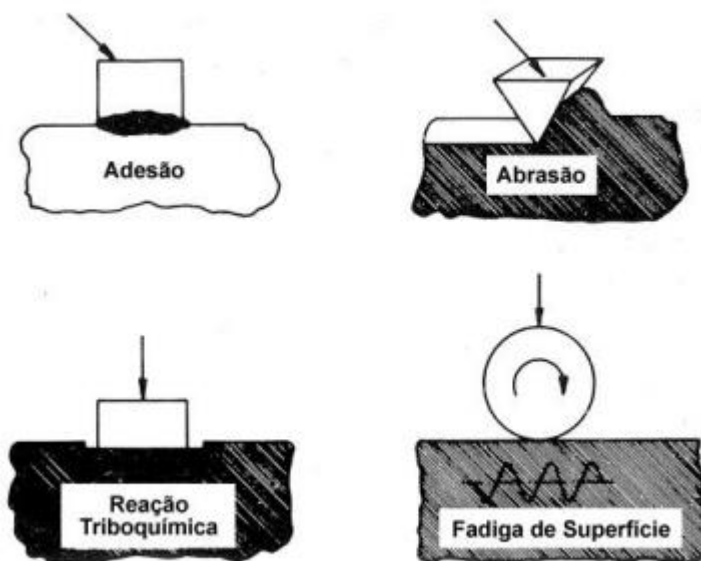
O processo de desgaste ocorre devido à interação entre as superfícies e envolve dano e/ou perda progressiva de material através do movimento relativo entre os corpos em contato (ZUM GAHR, 1987). As superfícies podem ser de metálicas ou não metálicas e lubrificadas ou não lubrificadas.

Pode-se quantificar o desgaste pela relação entre o volume de matéria removida e a distância percorrida durante o ensaio, medida em mm^3/m . Essa relação é normalmente denominada de taxa de desgaste. Entretanto, uma melhor forma de representar a taxa de desgaste para efeito de comparação entre diferentes tribossistemas é calcular a taxa de desgaste específica, que representa o quanto de volume de matéria foi removido para uma mesma unidade de carga aplicada e

distância percorrida (HUTCHINGS; SHIPWAY, 2017), normalmente medida em $\text{mm}^3/\text{N.m}$.

De acordo com a norma DIN 50320 (1979), os principais mecanismos de desgaste são: adesão, abrasão, fadiga de superfície e reação triboquímica (ver Fig. 15).

Figura 15 – Principais mecanismos de desgaste.



Fonte: Zum Gahr (1987). Adaptado pelo autor.

2.5.2 Desgaste adesivo

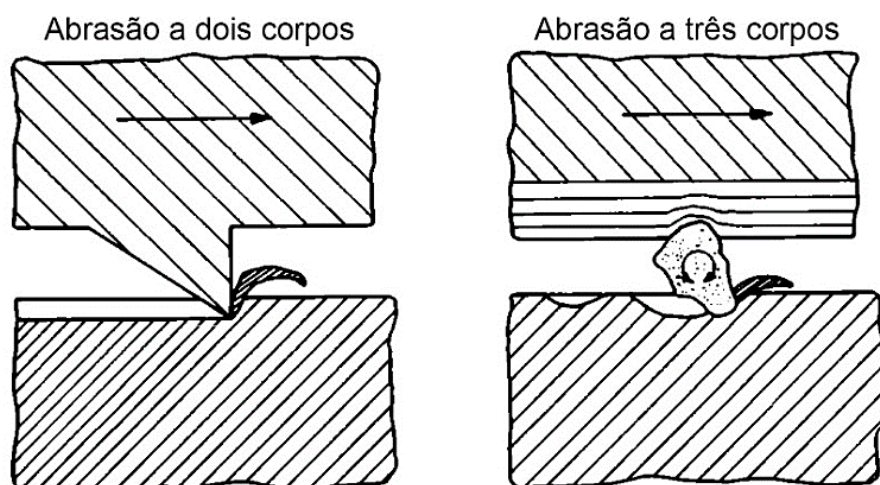
De acordo com Zum Gahr (1987), o desgaste adesivo se dá quando duas superfícies deslizam uma contra a outra e a alta pressão local entre as asperezas em contato resulta em deformação plástica, adesão e consequente formação de junções localizadas. O deslizamento relativo entre as superfícies em contato causa ruptura das junções e frequentemente transfere material de uma superfície para outra. Isso pode aumentar o risco de sobrecarga devido à tensão, velocidade ou temperatura, sendo relacionado a um grande aumento do coeficiente de atrito e do desgaste. Em casos extremos é impossível haver novo movimento relativo. A formação de junção no local do contato entre as duas superfícies pode ocorrer por adesão ou coesão. Na coesão há a união das superfícies através de uma solda, ocorrendo o

desaparecimento da interface entre as duas superfícies. Já na adesão há a preservação da interface na junção.

2.5.3 Desgaste abrasivo

Desgaste abrasivo é a retirada de material causada pela presença de partículas duras. O material do corpo é removido ou deslocado através de sua superfície por partículas duras presentes no contra-corpo (abrasão a dois corpos) ou através de partículas duras livres, que rolam entre as superfícies do corpo e do contra-corpo (abrasão a três corpos) (HUTCHINGS; SHIPWAY, 2017). A figura 16 ilustra as diferenças entre os dois tipos de abrasão.

Figura 16 – Diferentes tipos de abrasão.



Fonte: Zum Gahr (1987). Adaptado pelo autor.

Quando a abrasão se dá a três corpos, a taxa de desgaste é cerca de duas a três vezes menor do que na abrasão a dois corpos. Isso acontece por causa do ataque das partículas abrasivas (ZUM GAHR, 1987).

2.5.4 Desgaste triboquímico

O desgaste triboquímico é caracterizado por contato de deslizamento entre duas superfícies sólidas que reagem com o meio envolvido, podendo ser líquido ou gasoso. O processo de desgaste ocorre por remoção contínua e formação de nova reação nas camadas da superfície de contato (ZUM GAHR, 1987).

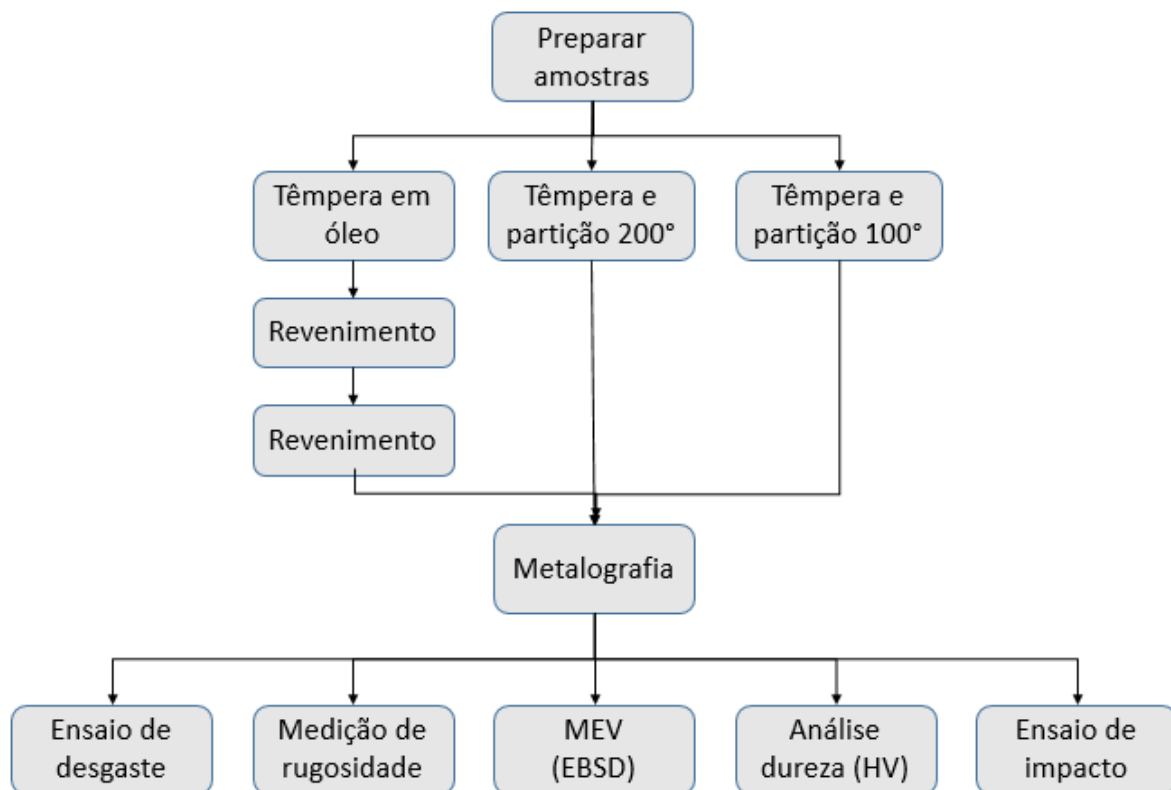
2.5.5 Fadiga de contato

Fadiga é o processo que causa falha prematura ou dano permanente a um componente sujeito a carregamentos cíclicos e repetitivos (CALLISTER, 2008). O desgaste devido à fadiga de superfície pode ser caracterizado pela formação de trincas e descamação do material causadas por ciclos de carga na superfície do material. A fadiga do componente começa com deformações elásticas e plásticas, seguida do aparecimento das primeiras fissuras e da propagação de trincas. As trincas podem surgir sobre ou abaixo da superfície, levando ao surgimento de cavidades na superfície (*pits*) (ZUM GAHR, 1987).

3 Materiais e Métodos

A seguir são descritos os materiais e métodos utilizados na realização deste trabalho. A figura 17 mostra o fluxograma das etapas que foram realizadas na pesquisa.

Figura 17 – Fluxograma mostrando as etapas realizadas no trabalho.

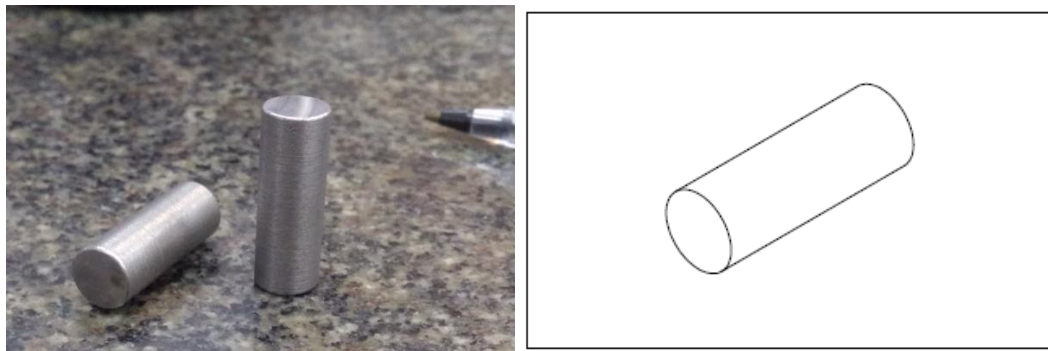


3.1 Materiais

3.1.1 Corpo de prova para tratamento térmico e ensaios de pino sobre disco

Partindo de uma barra cilíndrica de aço AISI D6 recozido (composição química na Tabela 1) com dimensões de 1000 mm de comprimento x 25,4 mm de diâmetro foram usinados 12 corpos de provas de geometria cilíndrica com dimensões de 28 mm de comprimento x 10 mm de diâmetro, conforme mostrado na figura 18.

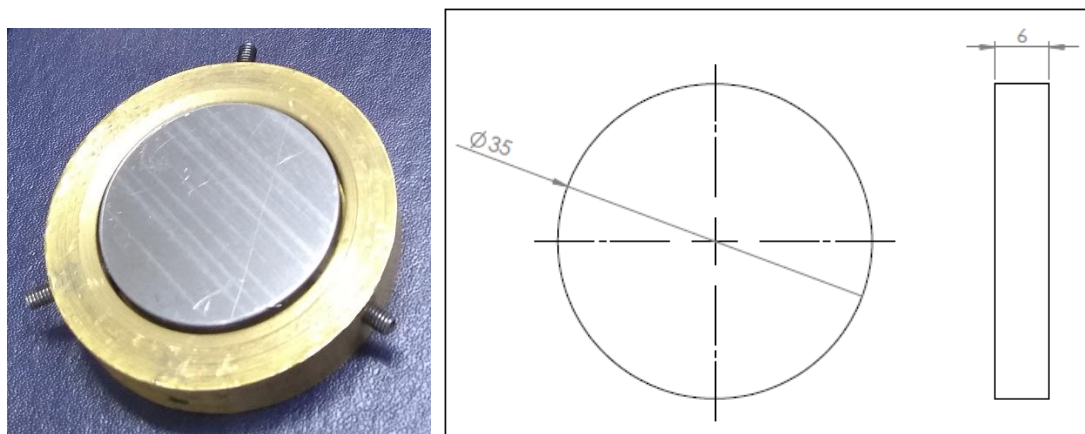
Figura 18 – Foto e desenho do corpo de prova usado para tratamento térmico e ensaios de pino sobre disco.



3.1.2 Contra-corpo para ensaios de pino sobre disco

Como contra-corpos nos ensaios de pino sobre disco foram usinados oito discos de aço ABNT 1020 recozido com dimensões de 7 mm de altura e 35 mm de diâmetro, conforme mostrado na figura 19.

Figura 19 – Foto e desenho do contra-corpo usado nos ensaios de pino sobre disco.



3.2 Equipamentos

A seguir, são descritos os equipamentos utilizados para a realização dos tratamentos térmicos, ensaios, medições e análises consideradas neste trabalho.

3.2.1 Rugosímetro

A medição da rugosidade das superfícies de contato do pino e do disco foram realizadas no Laboratório de Metrologia da UFRN com o uso de um rugosímetro da Taylor Hobson modelo Surtronic 25, com resolução de $0,001 \mu\text{m}$.

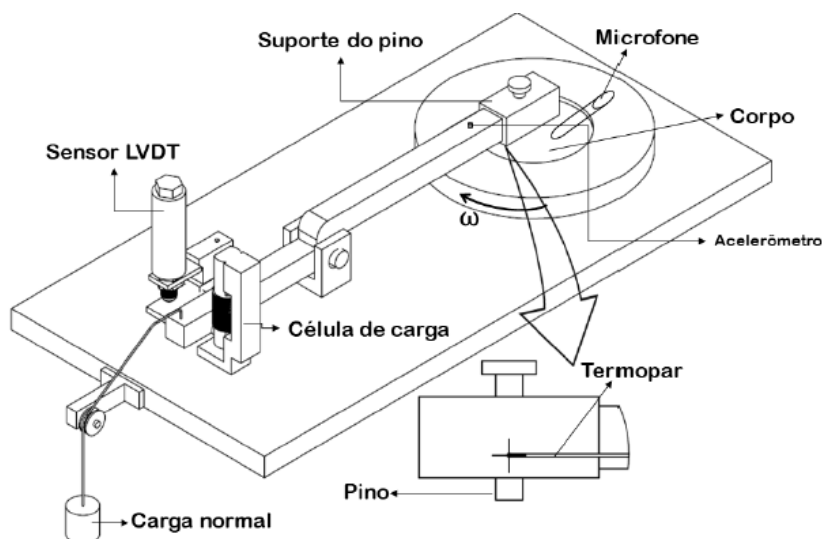
3.2.2 Durômetro

A obtenção da dureza superficial dos pinos e dos discos foi realizada usando um microdurômetro digital MV2000A – Futuretec, utilizando endentador Vickers. Os ensaios foram realizados no Laboratório de Metais e Ensaios Mecânicos (LABMEM) da UFRN.

3.2.3 Tribômetro

Os ensaios de desgaste foram realizados utilizando um tribômetro com configuração pino sobre disco (Fig. 20) pertencente ao Laboratório do Grupo de Estudos em Tribologia e Integridade Estrutural (GET) da UFRN.

Figura 20 – Desenho esquemático do tribômetro utilizado.



Fonte: Araújo Neto (2018).

O tribômetro possui uma célula de carga posicionada tangencialmente à rotação do disco, que mede a força de atrito durante o ensaio, com isso o coeficiente

de atrito é determinado em função da carga normal (constante) através de software específico do equipamento. O sensor LVDT (Transdutor de Deslocamento Linear Variado) mede indiretamente, através de um êmbolo em sua extremidade, os desgastes do pino e corpo e corpo. O equipamento também conta com um termopar colocado no suporte do pino para medir a temperatura.

3.2.4 Politriz metalográfica e cortadora de precisão

Após o torneamento as amostras passaram por procedimento de corte para dar o tamanho desejado das amostras, foi utilizado a Cortadora de Precisão Isomet 1000 – Buehler com disco diamantado do Laboratório de Caracterização de Materiais (LCM) da UFRN.

Em seguida, as amostras foram embutidas, lixadas e polidas para posteriormente serem analisadas microscopicamente, processo mais detalhado no item 3.3.2. Nesse processo, foi utilizada a politriz metalográfica Buehler Metaserv 250 Grinder, também pertencente ao LCM/UFRN. Finalmente foi realizado o polimento por imersão na politriz Buehler Minimet 1000. Este tipo de polimento é ideal para a preparação de amostras para EBSD.

3.2.5 Fornos

O aquecimento das amostras para os tratamentos térmicos foi realizado em um forno de resistência elétrica com atmosfera inerte (argônio). O equipamento está localizado no Laboratório de Tratamentos Térmicos (LTT) – DEMat/UFRN.

Na execução do tratamento térmico de partição foi utilizado o forno tipo poço banho, modelo Poba – 1000, também localizado no LTT – DEMat/UFRN.

3.2.6 Difração de Elétrons Retroespalhados (EBSD)

Após o procedimento metalográfico as amostras foram levadas para análise por EBSD para identificação, quantificação das fases presentes e tamanho dos grãos. Foi utilizado o Microscópio Eletrônico de Varredura por Emissão de Campo (MEV-FEG) Zeiss Auriga 40 equipado com detector de EBSD Bruker e-Flash, pertencente ao Laboratório de Caracterização Estrutural de Materiais – DEMat/UFRN.

3.2.7 Retificação dos contra-corpos

Antes do ensaio de desgaste os contra-corpos (discos de aço ABNT 1020) passaram por um processo de retificação de suas faces nas mesmas condições. O processo foi realizado numa retificadora tangencial plana TA31 da Ferdimat com rebolo abrasivo de SiC pertencente ao Laboratório de Manufatura da UFRN.

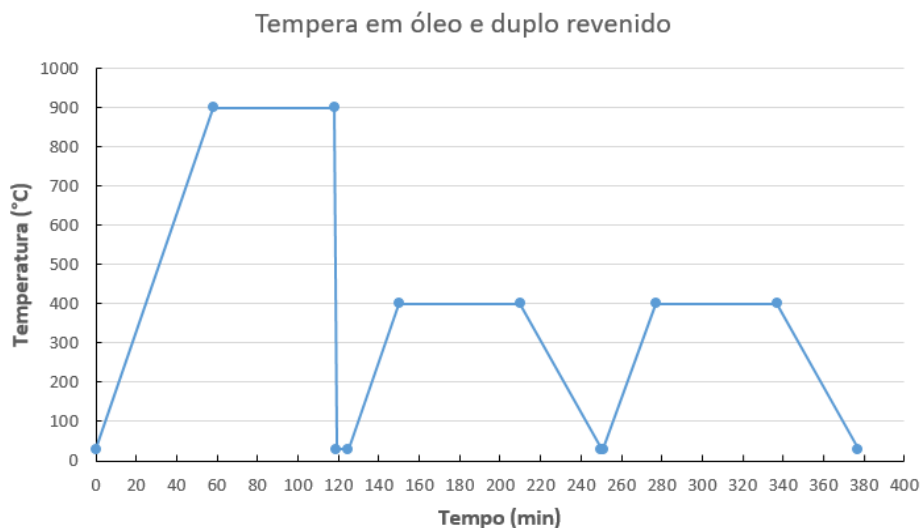
3.3 Procedimentos Experimentais

3.3.1 Tratamentos térmicos

Após confecção, os corpos de prova de aço AISI D6 foram divididos em três grupos, cada um contendo três amostras. Todas as amostras foram submetidas ao tratamento térmico de têmpera, porém seguindo rotas de resfriamento diferentes, conforme mostrado nas figuras 21 a 23. A têmpera foi realizada em forno elétrico tipo mufla com atmosfera de gás inerte (argônio). As amostras foram inseridas no forno com o mesmo desligado. Antes de iniciar o aquecimento foi realizado um procedimento de purga da câmara do forno com argônio, a fim de minimizar a presença de oxigênio e evitar a oxidação das amostras. Após a purga do forno, a temperatura do mesmo foi elevada a uma taxa de 15°C/min até 900°C, ficando as amostras de AISI D6 sujeitas a essa temperatura por uma hora. Após esse tempo, cada grupo de amostra recebeu as seguintes rotas de resfriamento:

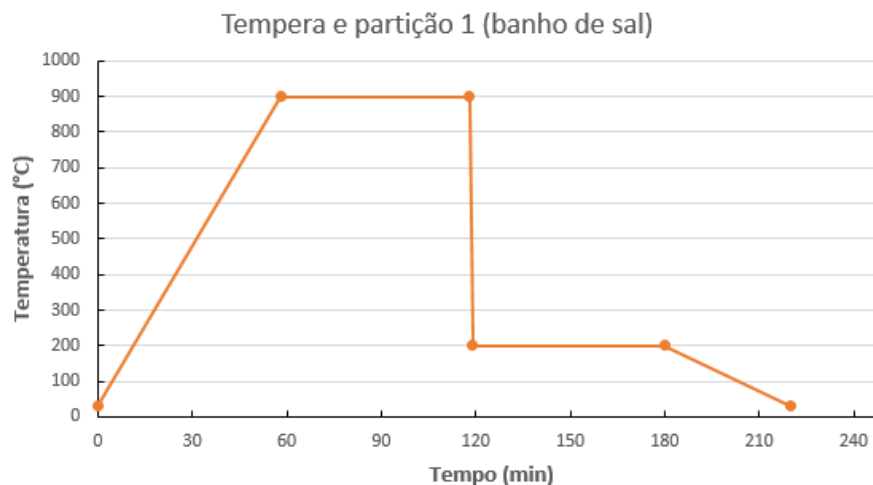
- 1) **Tratamento térmico de têmpera e duplo revenido (T&R)**: O primeiro grupo de três amostras foi resfriado em óleo à temperatura ambiente (30°C) com agitação moderada. Posteriormente foram tratadas com duplo revenimento a uma temperatura de 400° por uma hora e posterior resfriadas ao ar (figura 21).

Figura 21 - Gráfico do tratamento térmico de têmpera em óleo com duplo revenido



2) Tratamento térmico de têmpera e partição em uma etapa (T&P-1):

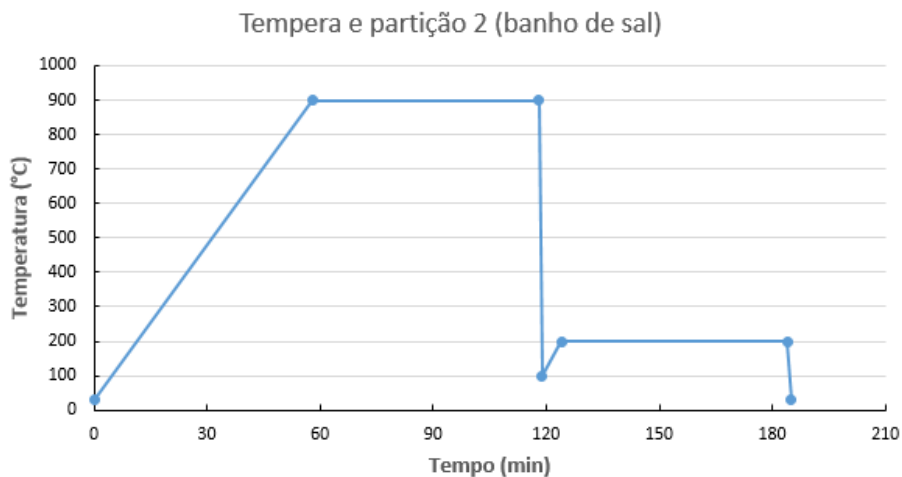
O segundo grupo foi resfriado em partição (banho de sal fundido, BaCl_2) a 200° com agitação moderada por uma hora e posteriormente resfriado ao ar.

Figura 22 – Gráfico do tratamento térmico de têmpera e partição a 200°C .

3) Tratamento térmico de têmpera e partição em duas etapas (T&P-2):

O último grupo de três amostras foi resfriado em água fervente (100°C) por dois minutos com agitação moderada. Em seguida, realizou-se a partição em banho de sal fundido (BaCl_2) a 200°C com permanência e posterior resfriamento em água a temperatura ambiente.

Figura 23 - Gráfico do tratamento térmico de têmpera e partição a 100°C.



3.3.2 Preparação metalográfica das amostras temperadas

Após os respectivos tratamentos térmicos, as amostras foram embutidas a frio com resina poliéster e seguiram para o processo de lixamento, polimento com suspensão de diamante e polimento por imersão em sílica coloidal. Nos dois primeiros casos foi utilizado o equipamento Buehler Metaserv 250 Grinder. No último caso foi usada uma politriz Buehler Minimet 1000. A sequência de preparação metalográfica é descrita a seguir:

- **Lixamento:** as amostras foram lixadas consecutivamente com lixas de granulometrias 400, 600 e 1200, rotação de 250 rpm e força axial constante de 20 N. O processo total teve duração média de oito minutos para cada lixa.
- **Polimento com suspensão de diamante:** foram utilizadas suspensões de partículas de diamante de 6 μ m, 3 μ m e 1 μ m, sequencialmente. Os parâmetros de polimento foram: rotação de 300 rpm, força axial constante de 15 N por 5 minutos para cada granulometria.
- **Polimento por imersão em sílica coloidal:** após o polimento em suspensão de diamante, as amostras foram polidas por imersão em sílica coloidal de 0,04 μ m. Os parâmetros de polimento utilizados foram: força de 15 N, velocidade de 15 rpm e tempo de polimento de 24 horas.

Após o polimento final as amostras foram lavadas com detergente e água em abundância para a remoção de resíduos do polimento. Posteriormente foram colocadas em um becker e submersas em álcool absoluto. O conjunto foi submetido à limpeza por ultrassom durante 5 minutos para uma limpeza mais profunda das amostras. Por fim, as amostras receberam outro banho ultrassônico e foram acondicionadas em dessecador até serem feitas as análises microestruturais.

3.3.3 Medição da rugosidade antes do ensaio

Após a preparação metalográfica das amostras de aço AISI D6 tratados termicamente, realizou-se a medição da rugosidade nas faces que entrariam em contato com os contra-corpos nos testes de pino sobre disco, conforme mostra a figura 25. No processo de medição utilizou-se um *cut-off* de 0,80 mm e *comprimento de medição* de 4 mm baseado no tamanho da superfície de contato da amostra. Com as amostras embutidas em resina poliéster (para dar maior apoio na hora da medição) foram feitas três medições da rugosidade no centro de cada amostra espaçadas de 120°.

Para o caso dos contra-corpos de aço ABNT 1020, foram feitas cinco medições de rugosidade utilizando um *cut-off* de 0,25 mm e *comprimento de medição* de 9,99 mm. As medições foram feitas no sentido perpendicular ao sentido em que as amostras foram retificadas.

Os parâmetros de rugosidade medidos foram a rugosidade média (R_a), que representa a média aritmética dos valores absolutos das ordenadas de afastamento dos pontos do perfil de rugosidade em relação à linha média, dentro do percurso de medição e a rugosidade R_z , que é a média aritmética dos cinco valores da rugosidade parciais, ou seja, este valor representa a altura entre os pontos máximo e mínimo do perfil, dentro do comprimento de amostragem).

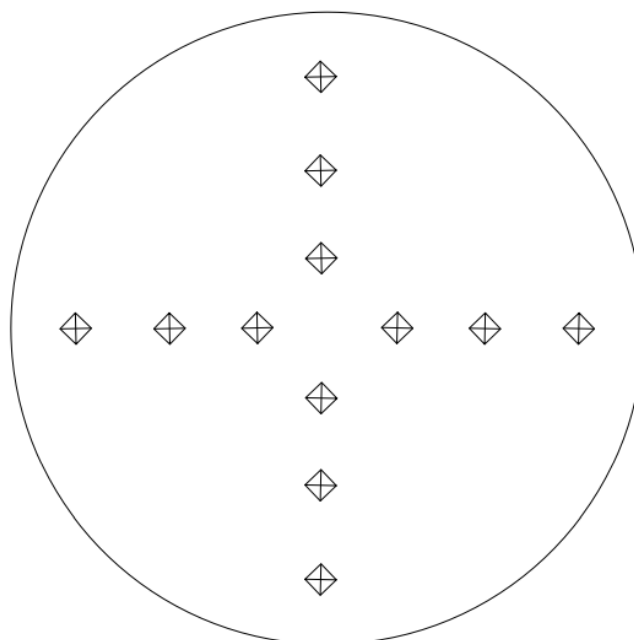
Figura 24 – Medição da rugosidade em uma amostra do aço AISI D6.



3.3.4 Ensaio de microdureza

Foram realizadas 12 medições de microdureza Vickers na superfície de contato das amostras do aço AISI D6 após os tratamentos térmicos e das amostras de aço AISI 1020 (contra-corpos usados nos testes de pino sobre disco). As medições foram feitas com carga de 1000 gf durante 15 s para cada indentação nas amostras de aço AISI D6 e de 100 gf por 15 s nos contra-corpos de aço ABNT1020. Para realização da microdureza em ambos os casos, inicialmente foi feito um esquema (Fig. 25) de distribuição das indentações, onde as impressões foram realizadas com distancias iguais de 1,5 mm.

Figura 25 – Desenho esquemático das posições em que foram feitas as indentações nas medições de microdureza.



3.3.5 Ensaio Tribológico de pino sobre disco

Para realizar o ensaio tribológico tomou-se como base a norma ASTM G99 - 17. Antes de iniciar o ensaio as amostras (pino e disco) foram submetidas a um banho ultrassônico por 5 min a fim de remover resíduos que pudessem interferir nos resultados. Em seguida, as peças foram pesadas usando uma balança com resolução de 0,0001 g.

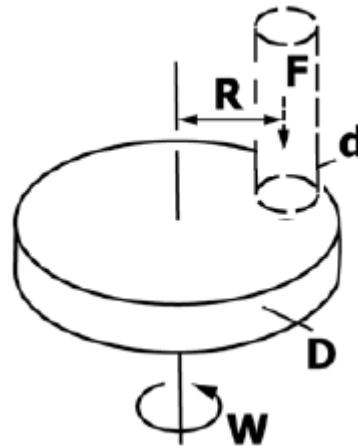
Os parâmetros do ensaio são mostrados na Tabela 5. Nota-se que os parâmetros de velocidade de deslizamento, tempo de ensaio e pressão de contato foram mantidos constantes, conforme sugerido por Bressan et al. (2006). De acordo com a norma ASTM G99 – 17, após a realização de cada teste, as massas do pino e do disco foram medidas novamente. Por fim, as amostras foram revestidas com vaselina e guardadas para posterior análise em microscópio eletrônico de varredura.

Tabela 5 – Parâmetros utilizados nos ensaios de pino sobre disco.

Força Normal (N)	30
Velocidade de deslizamento (m/s)	0,6
Distância de deslizamento (m)	2000
Diâmetro Pino (mm)	10
Diâmetro disco (mm)	35
Raio de trilha (mm)	10
Meio ambiente	Ar
Humidade (%)	60,6

A figura 26 mostra a representação esquemática da configuração utilizada no ensaio. Onde “R” é o raio de trilha, “F” a força normal aplicada, “d” o diâmetro do pino, “D” o diâmetro do disco e “W” a velocidade de rotação do disco.

Figura 26 – Representação esquemática do sistema pino - disco



Fonte: ASTM G99 – 17. Adaptado pelo autor.

Para avaliar o desgaste, foi calculado o volume de material perdido e a taxa de desgaste específica usando as Equações 1 e 2, respectivamente. Essas equações também foram usadas por Bressan et al. (2006), Akhbarizadeh et al. (2009) e Araújo Neto (2018).

$$V_{perdido} = \frac{\Delta m}{\rho} \times 10^3 \quad (1)$$

$$T_{desgaste} = \frac{V_{perdido}}{L \cdot F} \times 10^3 \quad (2)$$

Onde:

$V_{perdido}$ = Volume de material perdido em mm^3

$T_{desgaste}$ = Taxa de desgaste específica em $\frac{mm^3}{Nm}$

Δm = Variação de massa, do pino, antes e após o ensaio em g

ρ = densidade em $\frac{g}{cm^3}$

L = distância de deslizamento em m

F = Força normal em N

3.3.6 Análise via EBSD

A análise consistiu em identificar e quantificar as fases presentes nas amostras por meio da técnica de EBSD. Os parâmetros de análise foram: Distância de trabalho de 14 mm, distância do detector de EBSD de 16 mm, inclinação da amostra de 70° em relação ao eixo horizontal e tensão de 20 kKV. Para cada amostra foram realizadas análises de três regiões distintas com aumento de 1000 vezes, com passo de 0,23 μm . Com o auxílio do software Espirit 2.1 foi possível obter mapas de índices de qualidade (IQ), de fases, mapas de orientações cristalográficas, bem como obter parâmetros microestruturais de diâmetros de grãos e razão de aspecto, além da porcentagem das fases presentes em cada região das amostras.

4 Resultados e discussões

4.1 Análise microestrutural

4.1.1 Análises via MEV - FEG

As figuras 27 e 28 a seguir estão apresentadas imagens obtidas via MEV-FEG das amostras do aço AISI D6 submetidas aos tratamentos térmicos descritos anteriormente a partir de detectores de elétrons secundários e retroespalhados, respectivamente. Nelas estão evidenciadas as microestruturas das amostras.

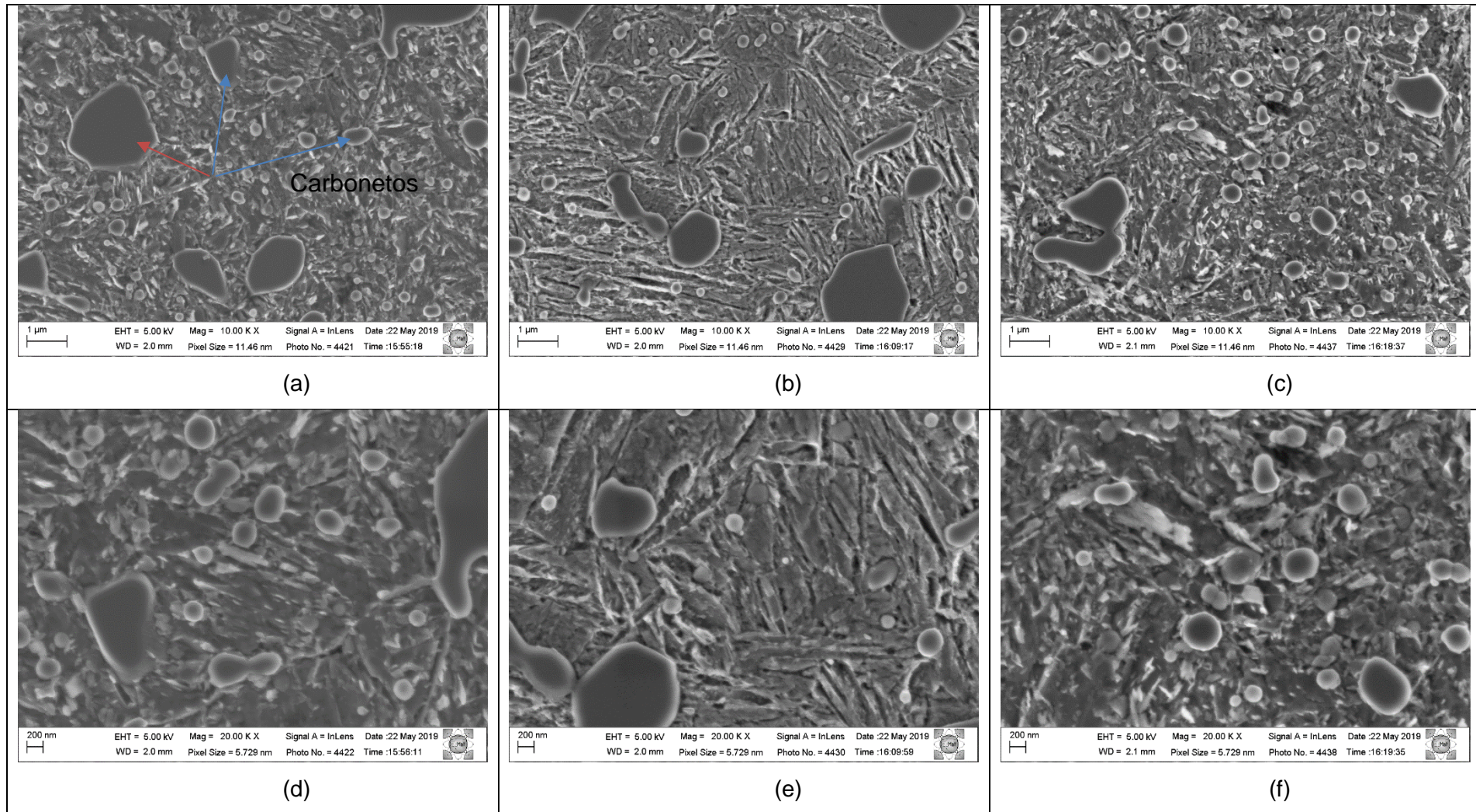


Figura 27: Imagens obtidas via detector de elétrons secundários apresentando a microestrutura das amostras de aço D6 após ataque metalográfico com Nital 5% submetido aos tratamentos térmicos de: (a e d) – Têmpera e revenido; (b e e) – têmpera e partição em uma etapa; (c e f) – têmpera e partição em duas etapas.

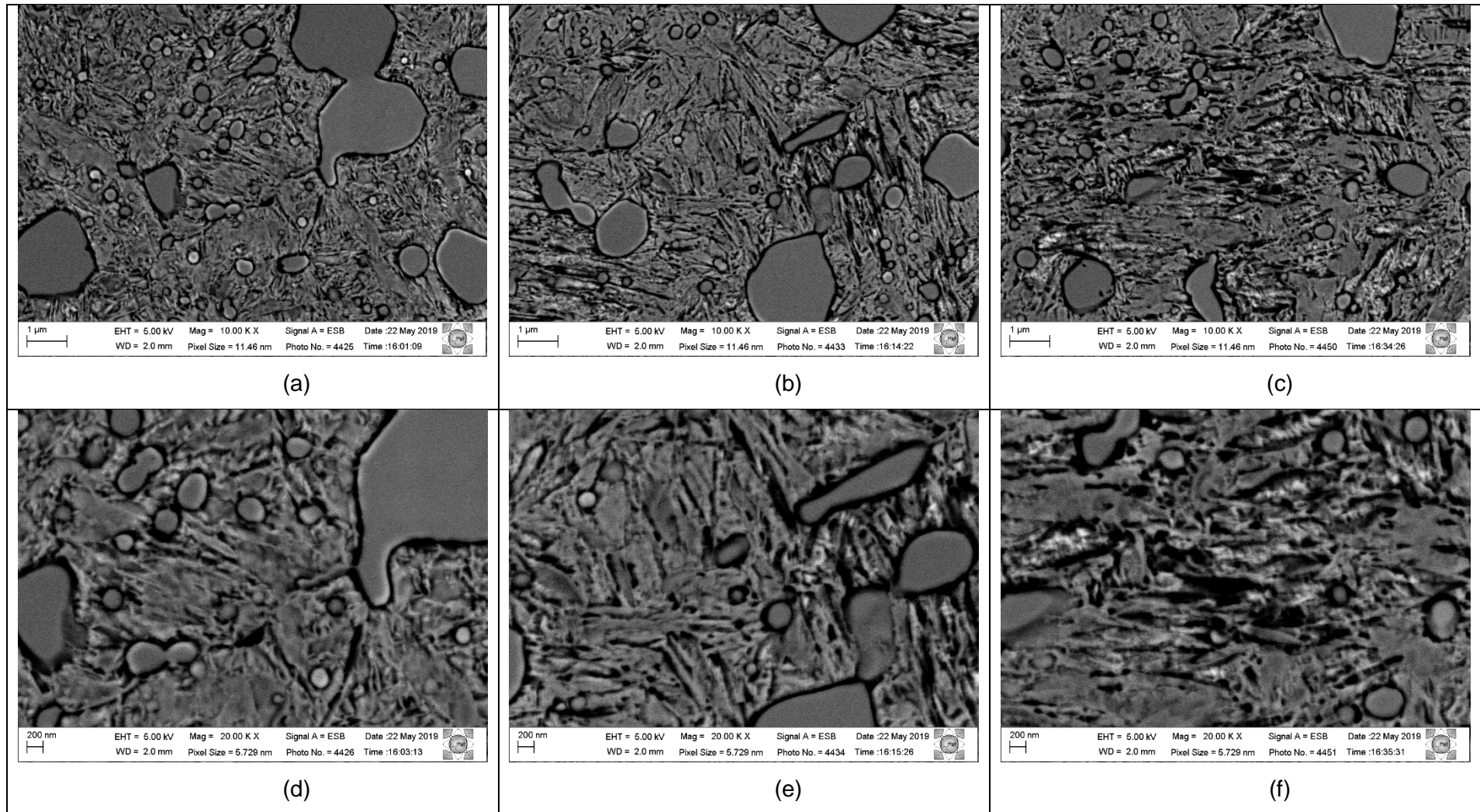


Figura 28: Imagens obtidas via detector EsB apresentando contraste de composição química das amostras de aço D6 após ataque metalográfico com Nital 5% submetido aos tratamentos térmicos de: (a e d) – Têmpera e revenido; (b e e) – têmpera e partição em uma etapa; (c e f) – têmpera e partição em duas etapas.

Verifica-se uma microestrutura típica dos aços AISI D6 temperados e revenidos, apresentando carbonetos primários grosseiros dispersos numa matriz com características de martensita. As imagens obtidas via detector de elétrons retroespalhados mostram contrastes resultantes de diferentes composições químicas (elementos químicos com diferentes números atômicos - Z). Nesse caso, elementos com baixo Z, apresentam-se com tonalidade escura, enquanto elementos com alto Z são relacionadas às tonalidades mais claras. Imagens obtidas a partir de elétrons retroespalhados são úteis, pois revelam regiões de segregação de carbono ou precipitação de carbonetos (regiões mais escuras). Portanto, nota-se que o material submetido a têmpera e partição em uma etapa apresentou regiões escuras bem definidas entre os contornos de agulhas, podendo estar associado à precipitação de carbonetos finos ao longo desses contornos. Tal característica é compatível com a formação de bainita e também explica a melhor revelação dos contornos com o ataque metalográfico, já que as interfaces entre a matriz e os carbonetos são regiões mais susceptíveis ao ataque químico. Dessa forma, entende-se que os tratamentos térmicos de têmpera e duplo revenido e têmpera e partição em duas etapas levaram a formação de matriz tipicamente martensítica. Já o tratamento de têmpera e partição em uma etapa promoveu a formação de matriz predominantemente bainítica.

Para compreender melhor a evolução microestrutural do aço AISI D6 durante os tratamentos térmicos aplicados seria importante avaliar um diagrama ITT (*Isothermal Temperature Transformation*). No entanto apenas foram encontrados diagramas CCT (*Continuous Cooling Transformation*), de modo que esses diagramas somente podem ser usados como base para discussão, já que as condições de resfriamento contínuo podem alterar consideravelmente as transformações de fases. Assim, com base no diagrama CCT da figura 3, verifica-se que a temperatura de início de formação da martensita (M_s) para o aço AISI D6 está em torno de 220°C .

Portanto, o tratamento de têmpera e partição em uma etapa, realizado a 200°C , está muito próximo da M_s , de modo que a fração de martensita transformada no resfriamento da temperatura de austenitização até a temperatura isotérmica (200°C) foi muito pequena. Assim, a austenita remanescente sofreu transformação bainítica durante o tratamento isotérmico de 2 horas, justificando a formação de microestrutura predominantemente bainítica. Já o tratamento de têmpera e duplo revenido promoveu a transformação da austenita para a martensita durante o resfriamento em óleo. Finalmente, o tratamento de têmpera e partição em duas etapas promoveu a transformação de uma fração pronunciada de austenita em martensita durante o resfriamento em água em ebulição (100°C), restando pouca austenita para ser transformada em bainita durante a segunda etapa de partição a 200°C . Portanto esse últimos tratamentos promoveram a formação de uma microestrutura com matriz predominantemente martensítica.

4.1.2 Análises via EBSD

A seguir são apresentados mapas de Índice de Qualidade (IQ), fases, orientações e Kernel Average Misorientation (KAM). Os mapas obtidos trazem informações microestruturais complementares para a compreensão das transformações de fases ocorridas durante os tratamentos térmicos aplicados e auxiliam na correlação da microestrutura com o comportamento mecânico das amostras. A figura 29 apresenta as escalas de cores e de tons de cinza utilizados

para a construção dos mapas mostrados nas figuras 31 (mapas de IQ e de fases) e 32 (mapas de orientações e de KAM).

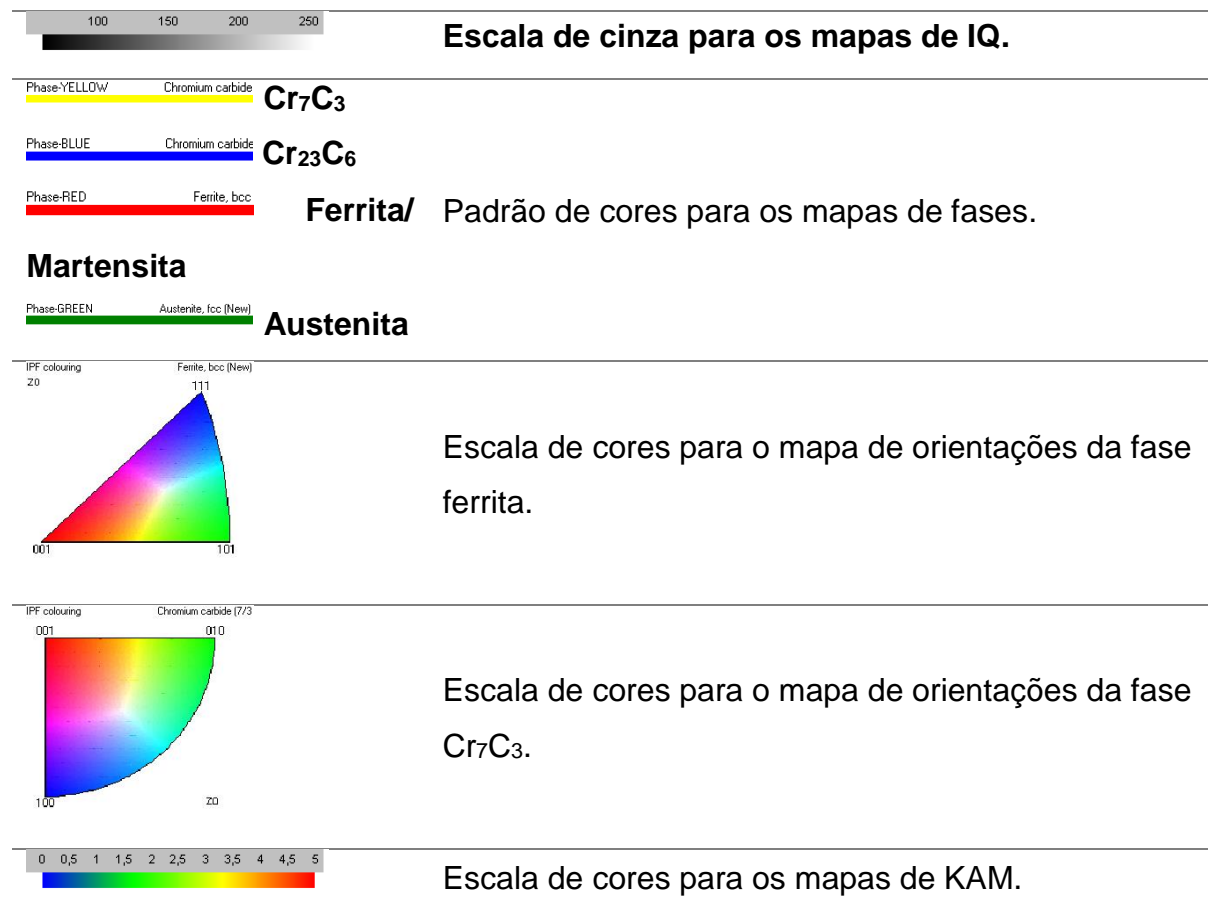
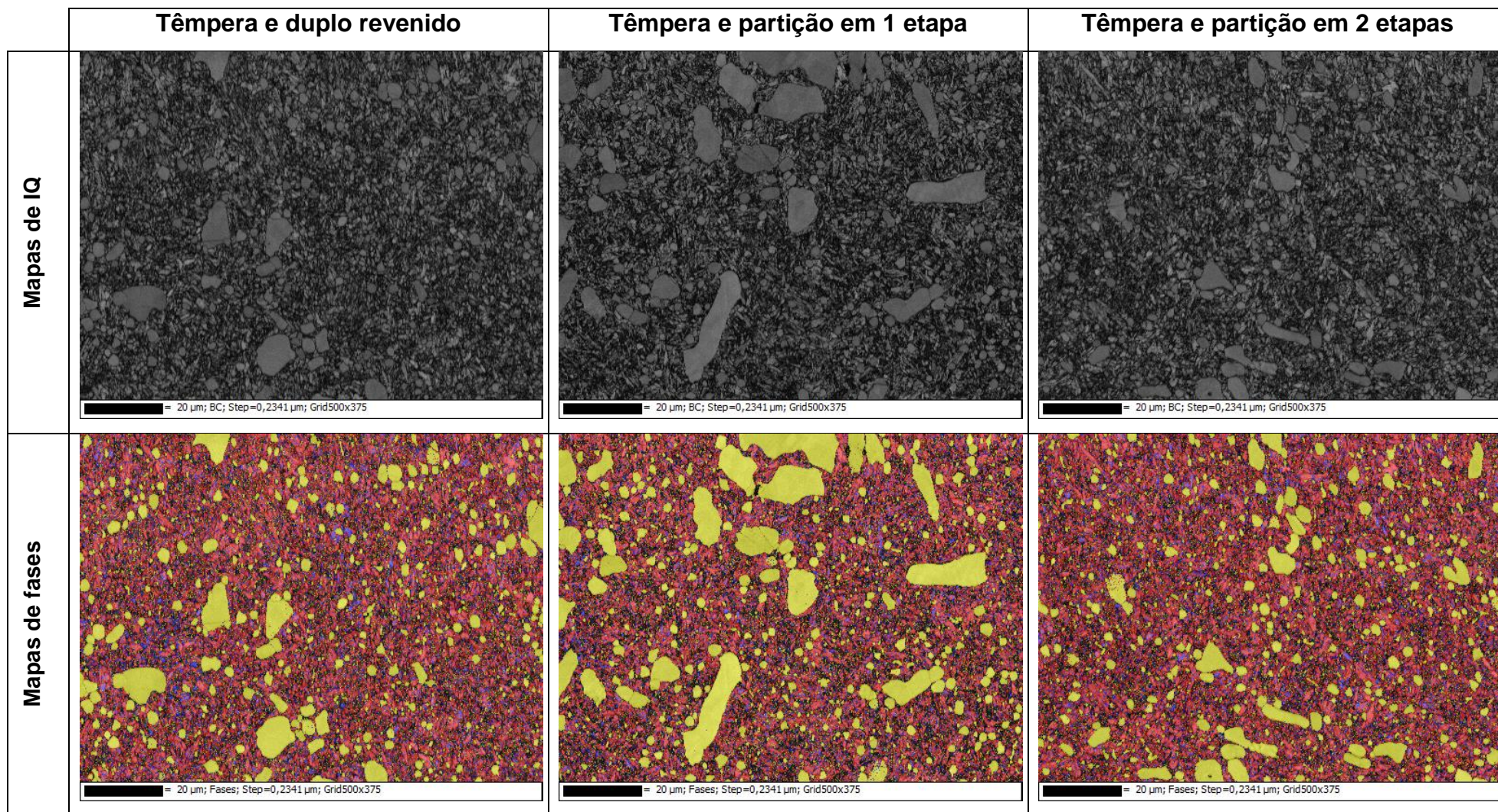


Figura 29: Escalas utilizadas para a construção dos mapas de EBSD.



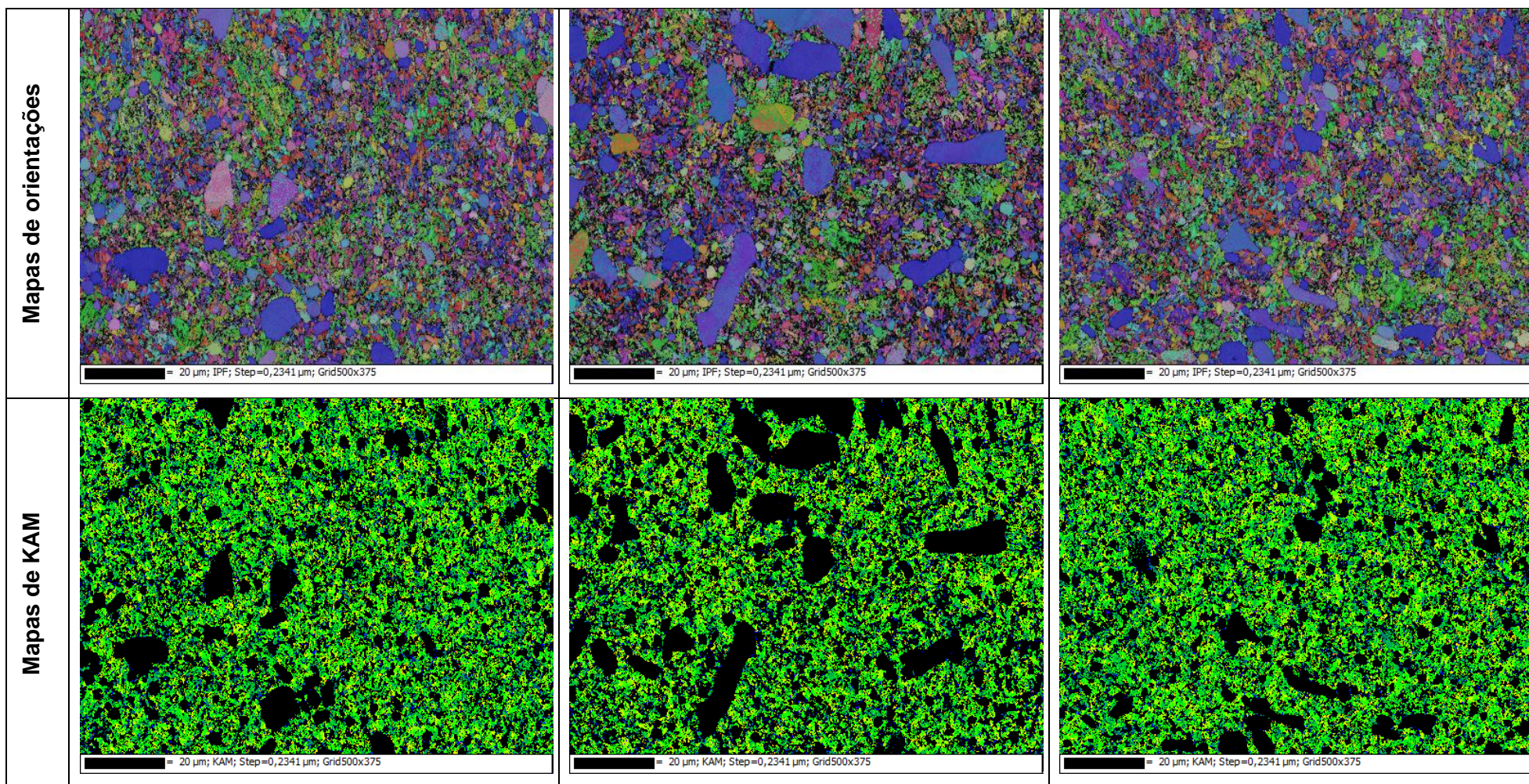


Figura 30: Mapas de EBSD de amostras de aço AISI D6.

Com base resultados de EBSD pode-se observar, a partir dos mapas de IQ, a presença de uma matriz muito refinada e com alta razão de aspecto, conforme também foi notado nas figuras 29 e 30. Os mapas de fases confirmaram a presença de carbonetos primários grosseiros do tipo M_7C_3 . Carbonetos secundários $M_{23}C_6$ apresentam-se em baixa concentração, distribuídos de forma bastante refinada ao longo da matriz metálica. Já os mapas de orientações reforçam a visualização dos mapas de IQ, nos quais são observados grãos alongados e muito refinados. Observa-se que as orientações variam de acordo com a agulha/ripa da matriz, fato esse que facilita a visualização da microestrutura constituída de grãos com alta razão de aspecto, característica da martensita e da bainita. Além disso, os carbonetos apresentam orientações bastante regulares, visualizados pela coloração predominantemente azul [plano (100) paralelo ao plano da amostra], fato esse que provavelmente está relacionado ao processo de solidificação do material. Tal característica não será avaliada, já que a solidificação ocorreu no processo industrial de produção do aço AISI D6 avaliado, de modo que não há controle ou rastreabilidade desses parâmetros no presente estudo.

Finalmente, com base nos mapas de KAM, verifica-se que as matrizes das amostras apresentam KAM na faixa de 1,0 a 3,0. Tal índice está associado à diferença local de orientações e pode ser associado à densidade de discordâncias geometricamente necessárias. Tal resultado indica que a densidade de discordâncias do material é relativamente alta, compatível com as transformações martensítica e bainítica que, devido à necessidade de acomodação da variação de volume durante a transformação da austenita, o que gera discordâncias.

Para a compreensão dos resultados de microestruturas encontradas nas amostras submetidas aos três tratamentos térmicos realizados, é importante discutí-los com base em diagramas TTT (Transformação-Tempo-Temperatura). Entretanto, para o aço investigado, apenas foram encontrados diagramas CCT (Transformação sob resfriamento contínuo), o qual é adequado para o tratamento térmico de têmpera. Já para os tratamentos térmicos de têmpera e partição, o ideal seria utilizar um diagrama ITT (transformação em tratamentos isotérmicos), mas o mesmo não foi encontrado na literatura. Portanto, a utilização do diagrama CCT para esses tratamentos pode ser realizada somente como base de referência, já que é possível

que ocorram deslocamentos dos campos de transformação. O diagrama CCT para o aço AISI D6 está apresentado na figura 3.

Conforme apresentado na figura 3, a temperatura de início de transformação martensítica (M_s) é de 220°C. Para o tratamento de têmpera em óleo seguido de duplo revenido, provavelmente toda a austenita foi transformada em martensita durante o resfriamento, portanto a microestrutura obtida foi predominantemente martensítica.

Para a têmpera e partição em uma etapa, o tratamento isotérmico aplicado a 200°C foi muito próximo da M_s , de modo que a fração de austenita transformada em martensita durante o resfriamento foi muito pequena, restando muita austenita para ser transformada em bainita nessa etapa isotérmica. Embora o campo de transformação bainítica não esteja presente no diagrama CCT para essa temperatura, é possível que a condição de resfriamento contínuo, utilizada para a construção do diagrama, desloque esse campo de transformação, podendo-se considerar a hipótese de transformação bainítica em temperaturas ligeiramente mais baixas para condições isotérmicas. Portanto, para o tratamento de têmpera e partição em uma etapa, com base na análise do diagrama CCT, espera-se que a microestrutura seja predominantemente bainítica com pequena quantidade de martensita.

Finalmente, para o tratamento de têmpera e partição em duas etapas, o resfriamento em água em ebulição (100°C) promoveu a transformação da austenita numa maior quantidade de martensita, restando pouca austenita para ser transformada em bainita durante o tratamento isotérmico a 200°C. Portanto, espera-se que a microestrutura da matriz seja formada por uma mistura de bainita e martensita. Devido ao desconhecimento da temperatura M_f (temperatura final de transformação martensítica), não foi possível estimar a quantidade relativa desses microconstituintes através do diagrama CCT.

Assim, a análise do diagrama CCT está coerente com o que foi observado via MEV-FEG e EBSD, ou seja, o tratamento de têmpera e duplo revenido levou à formação de uma matriz constituída por martensita revenida. Já o tratamento de têmpera e partição em uma etapa levou à formação de uma matriz predominantemente bainítica, enquanto que o tratamento de têmpera e partição em duas etapas promoveu a formação de uma matriz predominantemente martensítica.

As figuras 31 e 32 mostram os resultados das análises quantitativas dos índices de qualidade, KAM, diâmetros de grãos, razões de aspecto e quantificação de fases, com base nas análises via EBSD realizadas.

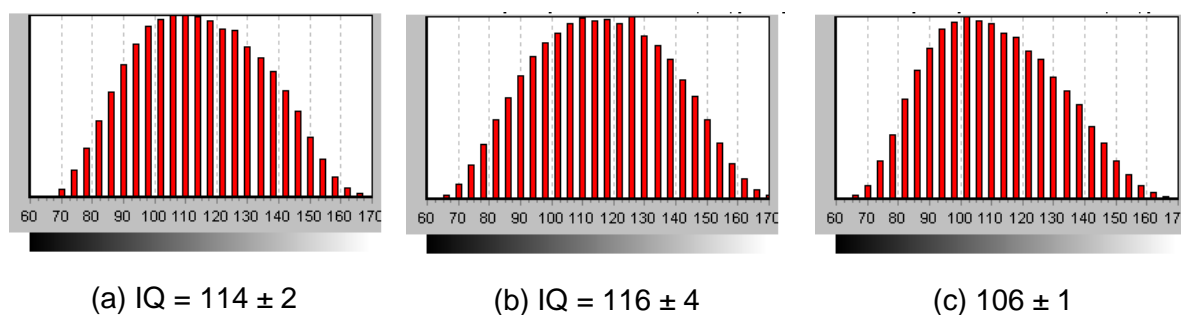


Figura 31: Distribuições e médias de IQ para as amostras submetidas aos tratamentos térmicos de: (a) Têmpera e duplo revenido; (b) Têmpera e partição em uma etapa; (c) Têmpera e partição em duas etapas.

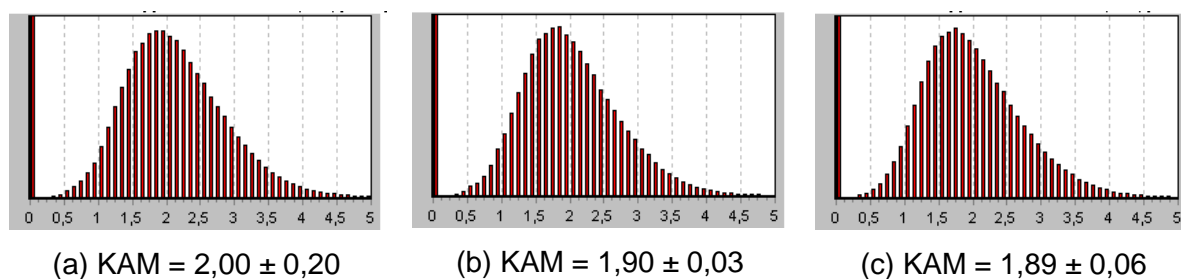


Figura 32: Distribuições e médias de KAM para as amostras submetidas aos tratamentos térmicos de: (a) Têmpera e duplo revenido; (b) Têmpera e partição em uma etapa; (c) Têmpera e partição em duas etapas.

Nota-se que os valores de IQ e KAM para as amostras temperadas de acordo com as três diferentes rotas foram bastante semelhantes, indicando que as densidades de discordâncias das amostras foram similares. Com relação a esse comportamento, os tratamentos térmicos de revenimento, bem como os tratamentos isotérmicos de têmpera e partição aplicados, promoveram condições favoráveis ao

alívio de tensões, levando à formação de estruturas com uma quantidade de discordâncias similar.

Em relação aos diâmetros de grãos e razões de aspecto (tabelas 6 e 7), as amostras tratadas termicamente também apresentaram valores semelhantes, com microestrutura refinada (diâmetros de grãos em torno de 1,3 μm) e razões de aspecto indicando a formação de grãos alongados (valores próximos de 2).

Tabela 6: Diâmetros de grãos das amostras submetidas aos diferentes tratamentos térmicos aplicados.

Tratamento térmico	Diâmetro de grão (μm)	Desvio-padrão (μm)
T&R	1,33	0,07
T&P-1	1,36	0,08
T&P-2	1,25	0,01

Tabela 7: Razões de aspecto dos grãos das amostras submetidas aos diferentes tratamentos térmicos aplicados.

Tratamento térmico	Razão de aspecto	Desvio-padrão
T&R	1,98	0,01
T&P-1	1,98	0,01
T&P-2	1,94	0,02

Finalmente, quanto à quantificação de fases (tabela 8), as amostras tratadas também apresentaram valores bastante similares, com uma variação da concentração dos carbonetos primários M_7C_3 . Tal comportamento está associado à forma de distribuição grosseira desse carboneto, de modo que as quantidades relativas podem variar consideravelmente em função da posição analisada. Em consequência dessa variação, a quantidade de matriz martensítica e/ou bainítica teve variação inversa em relação à quantidade de carbonetos primários.

Tabela 8: Quantificação de fases/microconstituintes presentes nas amostras submetidas aos diferentes tratamentos térmicos aplicados.

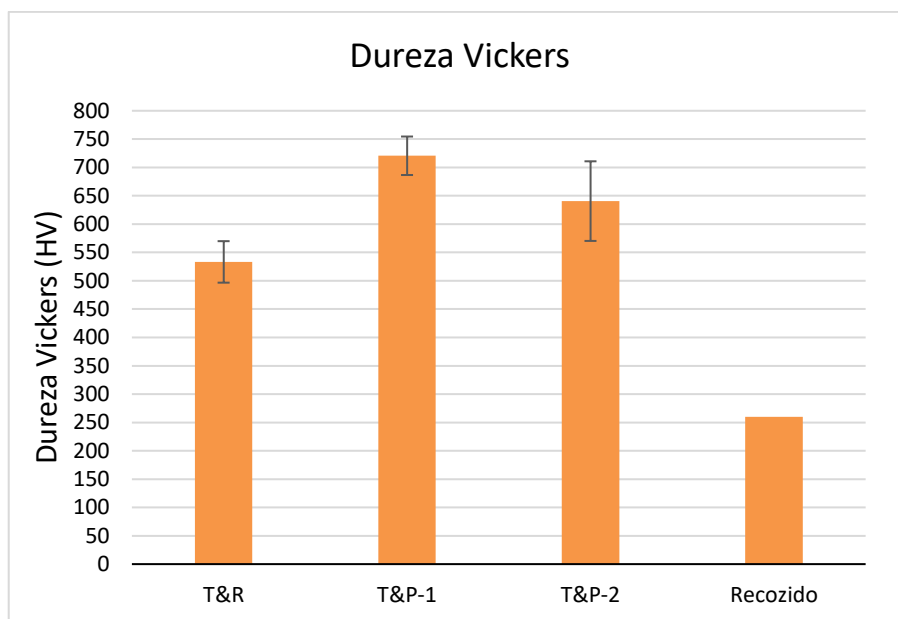
Tratamento térmico	Martensita/Bainita (%)	Austenita (%)	M ₂₃ C ₆ (%)	M ₇ C ₃ (%)	Fe ₃ C (%)
T&R	60,7 ± 1,6	2,9 ± 0,5	12,3 ± 0,5	20,8 ± 0,6	3,4 ± 1,0
T&P-1	55,3 ± 1,3	2,8 ± 0,3	11,6 ± 1,5	26,7 ± 1,5	3,6 ± 1,0
T&P-2	60,7 ± 2,1	2,8 ± 0,7	10,4 ± 1,1	22,4 ± 3,4	3,8 ± 0,9

4.2 Dureza das amostras tratadas termicamente

A figura 33 apresenta o resultado da média e o desvio-padrão amostral da microdureza Vickers das amostras sem tratamento e tratadas termicamente nas condições T&P, T&P-1 e T&P-2. De uma forma geral, nota-se que os tratamentos proporcionaram um aumento significativo na dureza do aço AISI D6 em comparação ao seu estado recozido (260 HV), esse aumento de dureza pode ter sido causado pela formação da matriz martensítica oriunda do tratamento térmico.

De maneira mais detalhada, é visto que a condição de T&R apresentou menor dureza. Tal resultado foi atribuído ao tratamento de duplo revenimento aplicado nessa condição, uma vez que o procedimento tem como consequência o alívio de tensões na estrutura e a diminuição da dureza, além da redução do teor de carbono da martensita. Já a condição de T&P-1 apresentou a maior dureza média, resultado esse que pode ser atribuído à presença de uma matriz bainítica com dispersão de carbonetos refinados entre agulhas. Com isso, a condição T&P-2 apresentou, praticamente, a mesma dureza. Observando-se novamente o diagrama CCT da figura 3, as condições de resfriamento que promovem à transformação bainítica, resultam em dureza da ordem de 700 HV, ou seja, de acordo com a a dureza média das amostras submetidas ao tratamento de têmpera e partição em uma etapa.

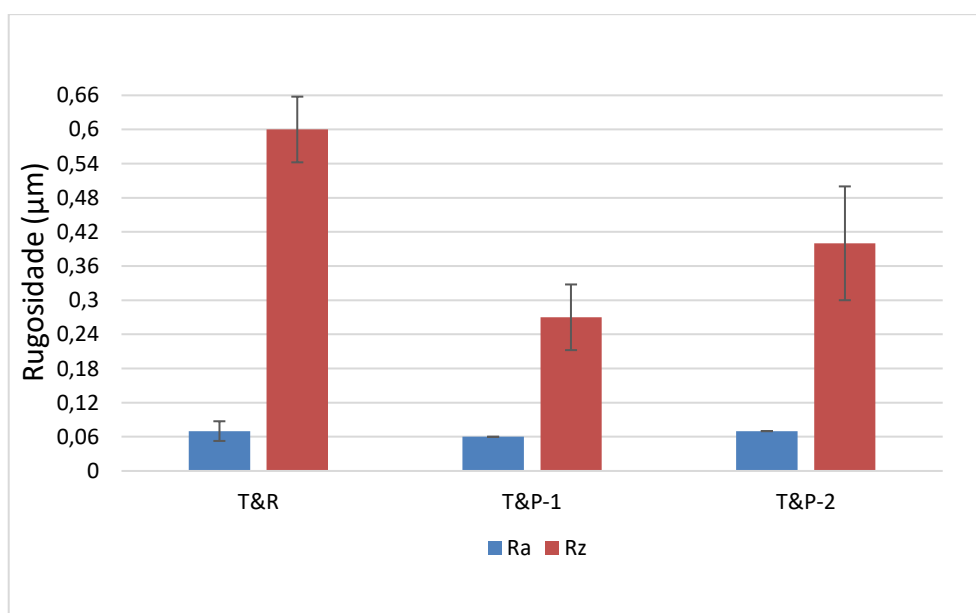
Figura 33 – Dureza Vickers das amostras após o tratamento térmico.



4.3 Rugosidade dos corpos de prova usados nos testes de pino sobre disco

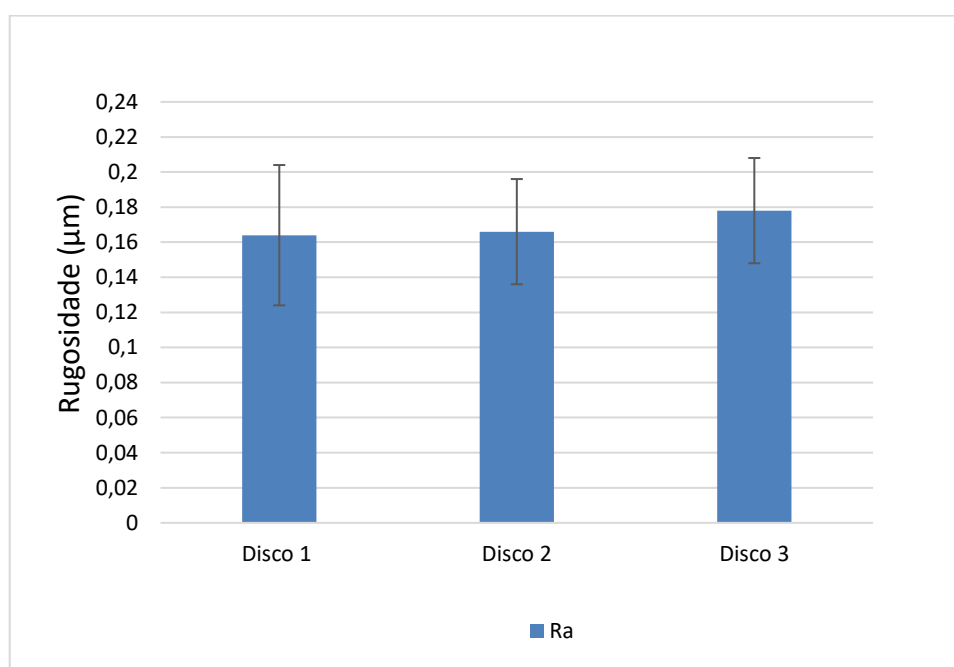
A figura 34 apresenta os valores de rugosidade (R_a e R_z) das faces dos corpos de prova de aço AISI D6 tratados termicamente antes do ensaio. Nota-se que não houve diferença referente ao parâmetro R_a , tendo ocorrido maior variação para o parâmetro R_z . Entretanto, essa variação está dentro da faixa permissível de acordo com norma ASTM G99-17 que se refere ao teste de desgaste de pino sobre disco.

Figura 34 – Rugosidade nas faces dos corpos de prova de aço AISI D6.



A figura 35 apresenta os resultados da rugosidade média (Ra) para os discos de aço AISI 1020 utilizados como contra-corpo nos testes de pino sobre disco. Verifica-se que o valor médio de Ra ficou em torno de 0,16 μm , ou seja, dentro do que exige a norma ASTM G99-17.

Figura 35 – Rugosidade nas faces dos contra-corpos de aço AISI 1020.



4.4 Ensaio de desgaste pino sobre disco

4.4.1 Análise de desgaste

Os resultados experimentais do ensaio de pino sobre disco estão apresentados nas figuras 36a), 36b) e 36c). Embora a dureza dos pinos tenha apresentado pouca variação, com exceção da condição T&R, a evolução do desgaste para as diferentes amostras variou consideravelmente entre uma repetição e outra. Possivelmente, pelos diferentes mecanismos de desgaste, variação nas propriedades mecânicas de resistência ao desgaste ocasionada pelos tratamentos térmicos. Ou seja, variações causadas pelo revenimento aplicado, pela influência do meio de resfriamento, não dependendo somente da dureza final.

Nos gráficos da figura 36a), 36b) e 36c) está representado as curvas de desgaste em microns (μm). Cada curva representa o desgaste do par tribológico pino-

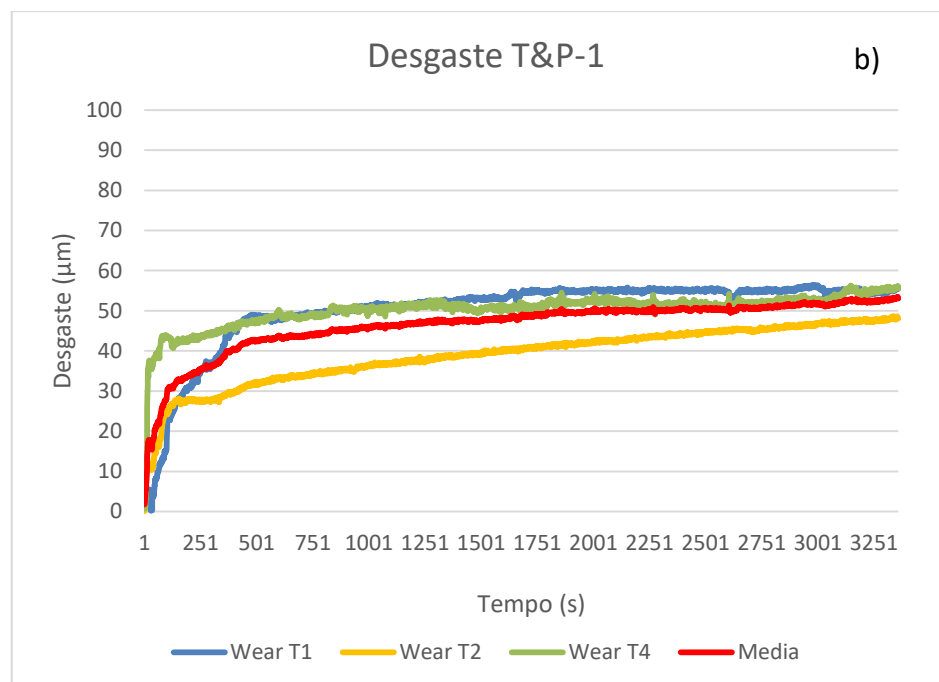
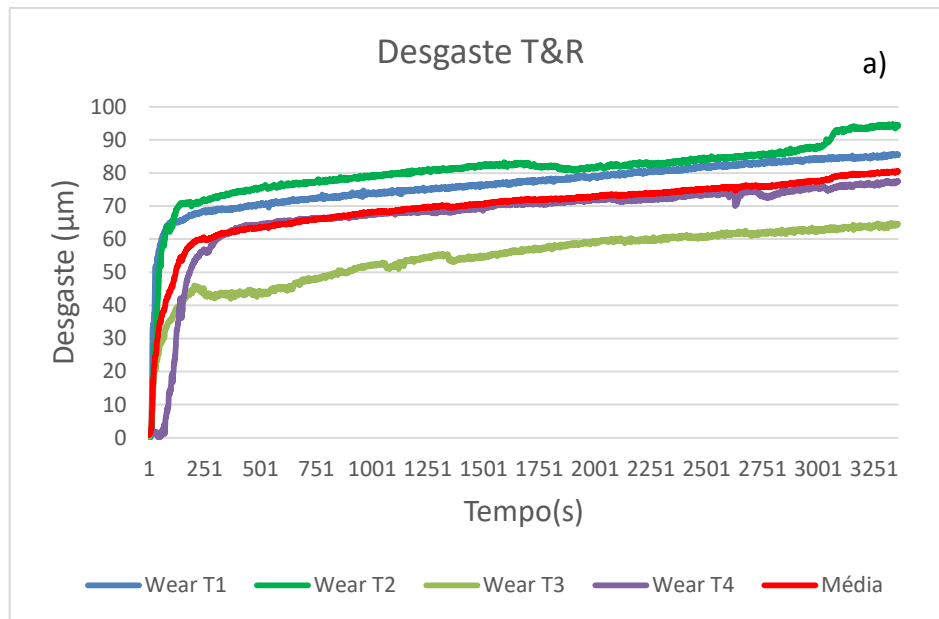
disco em função do tempo (s). A curva de cor vermelha representa a média das curvas obtidas nas diferentes réplicas.

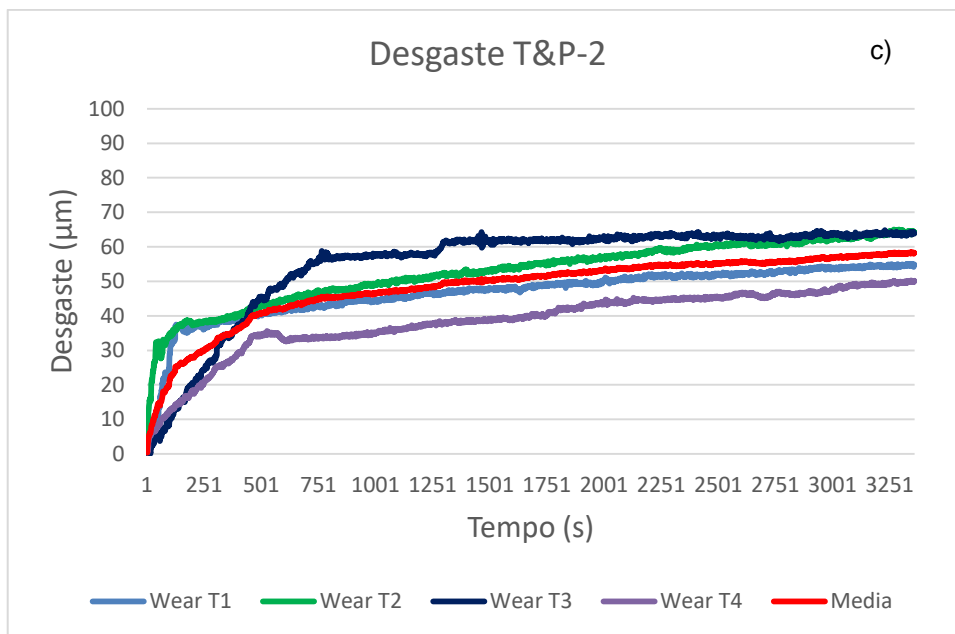
A figura 36a) mostra o resultado do ensaio de desgaste para a condição T&R, observa-se que a curva de desgaste do par tribológico é aproximadamente linear e a taxa de desgaste permanece constante até o final, exceto na fase de rodagem inicial do ensaio. Nos primeiros 250 s, aproximadamente, onde há um desgaste elevado, caracteriza-se o processo *running-in*/amaciamento, ou seja, é rompimento dos picos de rugosidades das superfícies em contato. Nessa fase inicial, a média das curvas mostra o desgaste do par tribológico em torno de 60 μm . Após os 250 s iniciais, o sistema entra em uma condição em que a taxa de desgaste permanece praticamente constante. No fim do ensaio, a curva media mostra um desgaste máximo de 80 μm . O maior volume de material perdido pode estar relacionado com a menor dureza causada pelo duplo revenimento em que a amostra foi submetida.

A figura 36b) apresenta o resultado da evolução do desgaste da amostra tratada na condição T&P-1. Analisando a média das curvas é perceptível que a fase de *running-in* tem um tempo maior de duração, aproximadamente 500 s, e menor desgaste do par tribológico, aproximadamente 40 μm . Em seguida, a taxa de desgaste fica praticamente constante, até o final do teste onde o valor médio do desgaste foi de 50 μm .

A figura 36c) mostra o resultado do ensaio de desgaste para a condição T&P-2. A curva que representa os valores médios do desgaste é semelhante àquela encontrada para a condição T&P-1. Ou seja, na fase de amaciamento, apresenta tempo de duração próximo de 500 s e desgaste do par tribológico de 40 μm . Porém, na fase em que a taxa de desgaste é constante há um acréscimo do desgaste, sendo de 59 μm o desgaste total médio.

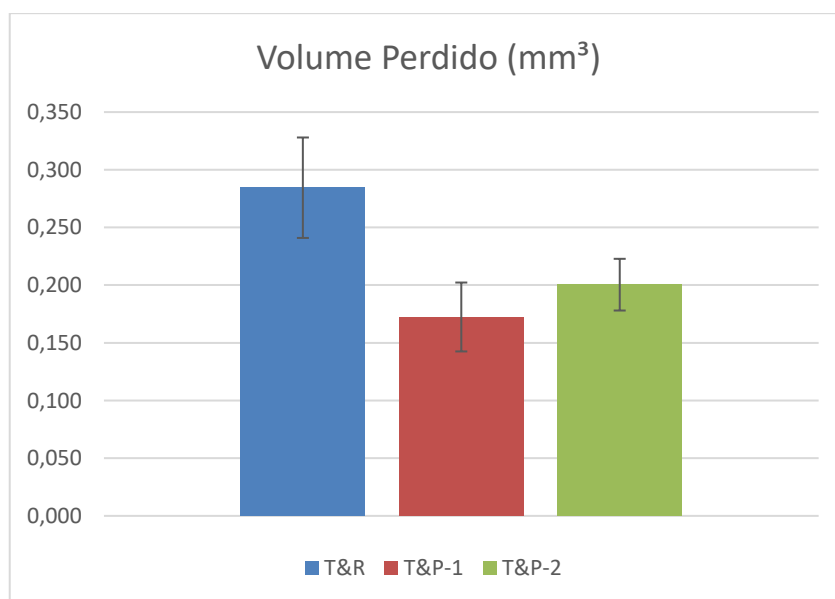
Figura 36 – Resultado do ensaio de desgaste.





Na figura 37 é mostrado o volume total de material perdido nos corpos de prova após os testes de pino sobre disco.

Figura 37 – Volume total de material perdido nos pinos de aço AISI D6 tratados nas 3 condições.

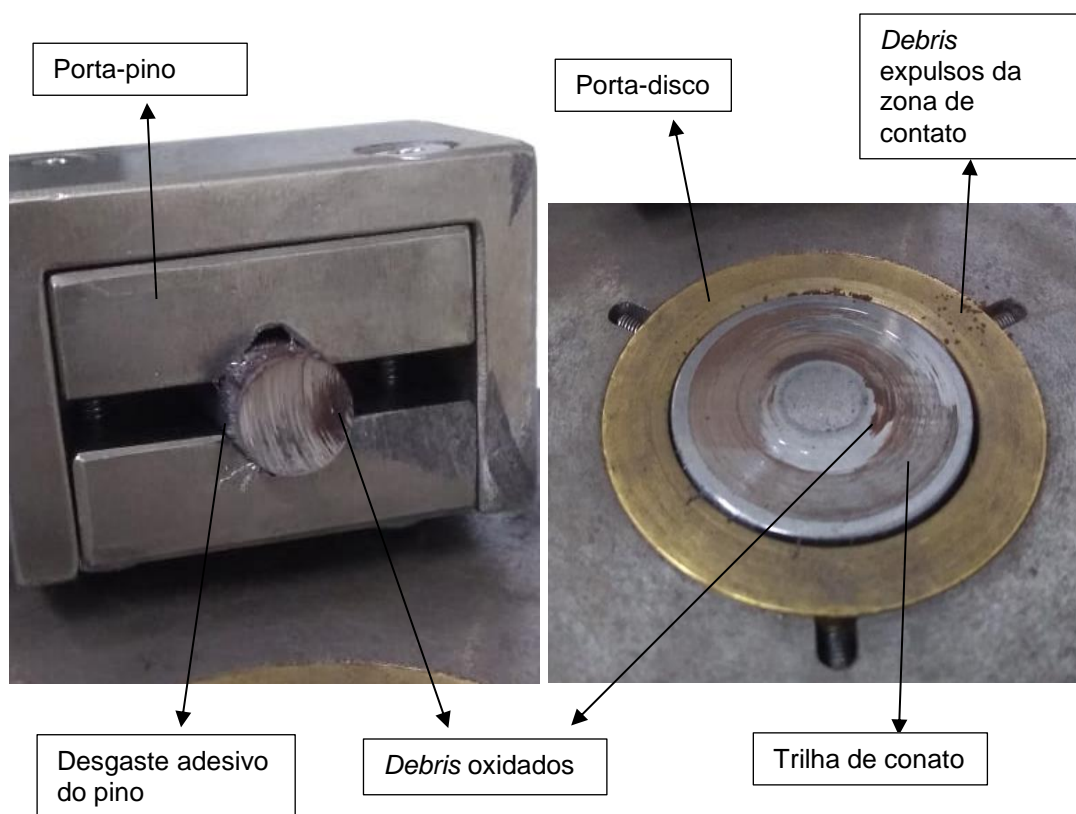


Portanto, após a análise das evidências de dureza, desgaste e volume de material perdido em cada condição de tratamento térmico é possível notar que a condição de T&R apresentou maior desgaste, seguido da condição de T&P-2 e, apresentando menor desgaste médio, a condição T&P-1. Porém, estatisticamente falando ambos os tratamentos de partição tiveram o mesmo volume de material perdido.

4.4.2 Análise morfológica das superfícies desgastadas

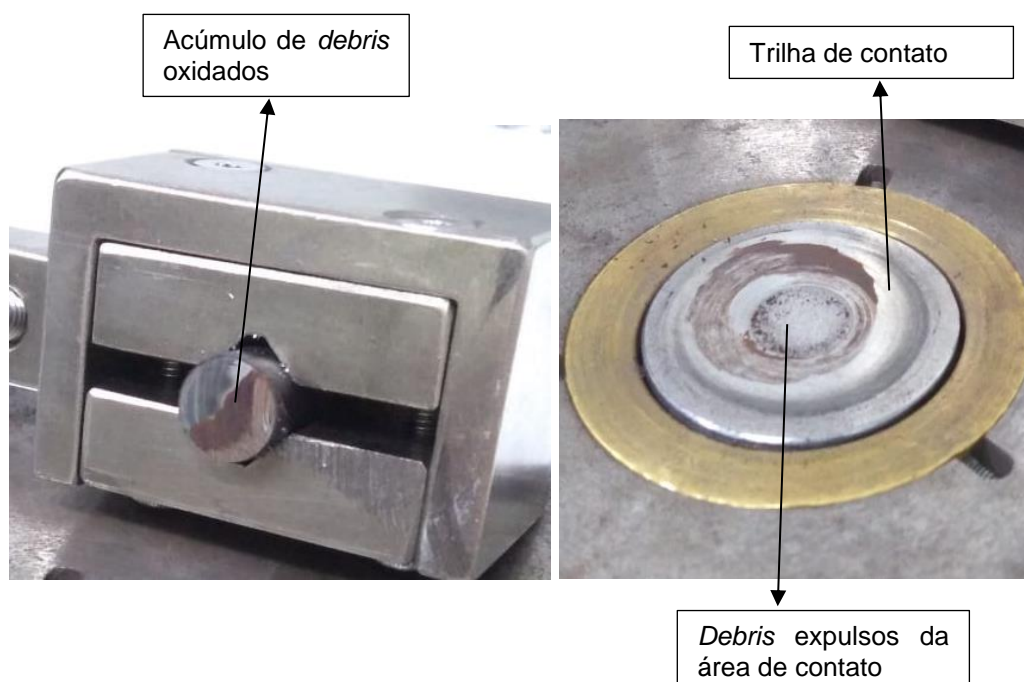
Na figura 38 é possível observar a morfologia do desgaste no corpo e contra-corpo para a condição T&R. Nota-se uma certa quantidade de material aderido no nas bordas do corpo, que pode se tratar tanto de material do corpo como também do contra-corpo. Outro ponto a ser destacado é a presença de ranhuras em toda a face do corpo (pino) e uma maior largura da trilha de desgaste (quando comparado com os pares), dando indícios de maior desgaste. As marcas mais escuras presentes nas faces tanto do corpo quanto do contra-corpo foram ocasionadas pela oxidação dos *debris*, devido à reação dessas pequenas partículas de aço com o oxigênio do ar atmosférico.

Figura 38 – Par tribológico da condição T&R.



Diferentemente da condição anterior, a condição T&P-1, representado pela figura 39, não apresentou ranhuras acentuadas em toda a face de contato do corpo (pino), possivelmente pelo acúmulo de debris entre a superfície de contato dos corpos sendo confirmado pela menor espessura da trilha de desgaste.

Figura 39 – Par tribológico da condição T&P-1.



Na figura 40 é mostrado o par tribológico para a condição de T&P-2. De forma semelhante à condição T&P-1, observa-se o aparecimento de ranhuras por toda a superfície de contato do pino. No entanto, a trilha de contato não apresentou uniformidade na largura, que poderia ser explicado pelo acúmulo de debris na superfície de contato do pino evitando o atrito e conseqüentemente, o desgaste.

Figura 40 – Par tribológico da condição T&P-2.



5 Conclusões

Com base nos resultados obtidos, as seguintes conclusões podem ser tiradas:

- Os tratamentos térmicos realizados no aço AISI D6 normalizado levaram à formação de diferentes microestruturas. Revelou-se uma estrutura de matriz de martensita revenida para T&R, matriz predominantemente bainítica na T&P-1 e formação matriz martensítica na T&P-2.
- A análise dos de KAM e IQ evidenciou que as três rotas de tratamento térmicos apresentaram densidades de discordâncias similares e microestrutura refinada (grãos em torno de $1,3 \mu\text{m}$).
- Não foi observada variação significativa na quantidade de austenita retida para as diferentes condições de tratamento térmico.
- O aço AISI D6 normalizado não é propenso a formar grandes concentrações de austenita retida.
- Os tratamentos térmicos de T&P-1 e T&P-2 apresentaram maior dureza Vickers (720 e 640 HV, respectivamente) quando comparado com o T&R (dureza média de 530 HV);
- Os tratamentos térmicos de T&P-1 e T&P-2 apresentaram maior resistência ao desgaste (volume de material perdido de 0,17 e 0,20 mm^3 , respectivamente) quando comparado com T&R (volume de material perdido de 0,284 mm^3).

6 Sugestões para trabalhos futuros

- Fazer a comparação com mais tratamentos térmicos como, por exemplo, a têmpera sub-zero.
- Realizar pelo menos 7 repetições para cada teste de desgaste no pino sobre disco
- Realizar pelo menos 3 testes de impacto para cada condição de tratamento térmico.
- Realizar ensaios de tenacidade a fratura.
- Identificar o real mecanismo de desgaste atuante no pino sobre disco.

7 Referências

As referências utilizadas no trabalho são apresentadas a seguir:

AKHBARIZADEH, A.; SHAFYEI, A.; GOLOZAR, M. A. **Effects of cryogenic treatment on wear behavior of D6 tool steel**. *Materials and Design*, v. 30, n. 8, p. 3259–3264, 2009.

ALISSON, R. M.; COELHO, R. T.; Abrão, A. M; **Teoria da Usinagem dos Materiais**. 3ªed. Blucher, 2015.

ARAÚJO NETO, A. P.; **Estudo do deslizamento de aço inoxidável austenítico contra compósito de ptfе e carga de rejeito de scheelita**; Dissertação de mestrado da UFRN; 83 p.; 2018.

BHADESHIA, H.K. **Bainite in Steels**. 2. ed. IOM Communications Ltd, London, n 233; 2001.

BHADESHIA, H.K.D.H. **High Performance Bainitic Steels**. *Materials Science And Metallurgy*, Cambridge, n 500-501, p.63-74, 2005.

BOCCALINI J. M.; CORRÊA, A. V. O.; GOLDENSTEIN, H. **Classificação e caracterização morfológica dos eutéticos γ -M2C e γ -MC do aço rápido AISI M2**. *Anais eletrônico*. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, v. 3, p. 551-570, 1996.

BRESSAN, J. D. et al. **Wear on tool steel AISI M2, D6 and 52100 coated with Al2O3 by the MOCVD process**. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 179, n. 1–3, p. 81–86, 2007.

BRESSAN, J. D.; SCHOPF, R. A. **Resistência ao desgaste abrasivo de aços ferramenta avaliada por meio de ensaio pino-disco**. 6º CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO, n. 1996, 2011.

CALLISTER, W. D. J; RETHWISCH, D. G; **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução**. 8.ed. Rio de Janeiro: LTC – Livros Técnicos e Científicos Editora S.A., 2015.

CAVALER, L.C.C; **Fresamento periférico do aço AISI-SAE D6 Temperado e Revenido utilizando fresas de metal-duro**. Dissertação UFSC, 2003.

CESCON, T. **Desenvolvimento e caracterização de aço rápido contendo nióbio a partir da matriz do aço M2**. 237 p. Tese (Doutorado em Engenharia) - Departamento de Engenharia Metalúrgica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 1990.

CHEN, P.; YI-BO LI; RUI-QING LI; RI-PENG JIANG; SONG-SHENG ZENG; XIAO-QIAN LI. **Microstructure, mechanical properties, and wear resistance of VCp-reinforced Fe-matrix composites treated by Q&P process**. International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials, v.25, n. 9, 2018.

CHIAVERINI, V,; **Tecnologia Mecânica**. Vol. 1, 2°.ed. São Paulo, Person, 1986.

DIN 50320: **Análise sistemática dos processos de desgaste. Classificação dos fenômenos de desgaste**. Metalurgia & Materiais, p 619-622, 1997.

DOERRENBERG. **Data sheet VC131**. Disponível em: http://www.doerrenberg.com.sg/fileadmin/template/doerrenberg/stahl/DatenblaetterE ng/1.2436_en.pdf. Acesso em: 11 de janeiro de 2019.

FERRARESI, D. **Fundamentos da Usinagem dos Metais**. 1. ed. Blucher, 1970.

FERREIRA, N. A. **"Influência da temperatura sobre a Imantação"**; Brasil Escola. Disponível em: <https://brasilecola.uol.com.br/fisica/influencia-temperatura-sobre-imantacao.htm>. Acesso em 14 de junho de 2019.

GILL, S., et al., **Metallurgical principles of cryogenically treated tool steels: a review on the current state of science**. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 54(1): p. 59-82, 2011.

GUNES, I.; KANAT, S. **Diffusion kinetics and characterization of borided AISI D6 steel**. Protection of Metals and Physical Chemistry of Surfaces, v. 51, n. 5, p. 842–846, 2015.

HUTCHINGS, I.; SHIPWAY, Philip. **Tribology: Friction and Wear of Engineering Materials. 2. ed.** [S.l.]: Elsevier Ltda, p. 412, 2017.

International, A., **ASM Metals Handbook Volume 18: Friction, Lubrication and Wear Technology**, A. International, Editor, p. 320, 1108, 2017.

JUNIOR, A. B. **Estudo do Efeito da Nitretação Líquida e Gasosa no Comportamento Mecânico de um Aço Ferramenta para Trabalho a Frio Sinterizado 2,3%C - 12,5%Cr - 1,1%Mo - 4%V, Temperado e Revenido.** 223f. Tese (Doutorado em Ciências na Área de Reatores Nucleares de Potência e Tecnologia do Combustível Nuclear). Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares - Autarquia associada à Universidade de São Paulo – São Paulo, 2006.

KHEIRANDISH, S.; SAGHAFIAN, H.; HEDJAZI, J.; MOMENI, M. **Effect of heat treatment on microstructure of modified cast AISI D13 cold work steel.** Journal of Iron and Steel Research, v. 17, n. 9, p. 40-45, 2010.

KIM, H.; KANG, J.Y.; SON, D.; LEE, T.H.; CHO, K.M. **Evolution of carbides in cold-work tool steels.** Mater. Charact. 2015, 107, 376–385

LANCASTER, J. K. **Estimation of the limiting PV relationships for thermoplastic bearing materials.** Tribology, v. 4, n. 2, p. 82-86, 1971.

LESKOVSEK, V., Podgornik, B. **Vacuum heat treatment, deep cryogenic treatment and simultaneous pulse plasma nitriding and tempering of P/M S390MC steel.** Mater. Sci. Eng. A 531, 119–129, 2012.

LIU, C.; ZHAO, Z.; NORTHWOOD, D.O.; LIU, Y. **A new empirical formula for the calculation of Ms temperatures in pure iron and super-low carbon alloy steels.** Journal of Materials Processing Technology, v. 113, p. 556-562, 2001.

LUO, Y. H. et al. **Quenching and Partitioning of Ultrahigh Carbon (1.69 Mass% C) Steel.** Metallography, Microstructure, and Analysis, v. 5, n. 2, p. 124–134, 2016.

MADSEN, B. W. Corrosive Wear In: ASM International handbook committee (Eds) **ASM Handbook – Friction, Lubrification, and Wear Technology.** Utah, ASM International, v. 18, 1992.

MARIA G.G.B., Martins S.C.S.; Magalhães A.S.; Elias R.W.O., Lopes W.; Correa E.C.S. **Análise da influência de alterações nas condições de tratamentos térmicos no comportamento mecânico de aços ferramenta para trabalho a frio**, Departamento de Engenharia de Materiais – CEFETMG, 2017.

METALS HANDBOOK. - **Metallography, Structures and Phase Diagrams**, pp: 402 - 404, V.8, 8^{ed.}, 1978.

NARAVADE R. H., Belkar S. B., Kharde. R. R. **Effects of cryogenic treatment, hardening and multiple tempering on wear behaviour of D6 tool steel**. Int. J. Eng. Sci. 2(5): 1–15, 2013.

NOGUEIRA, R. A.; RIBEIRO, O. C. S.; NEVES, M. D. M. das; SALGADO, L.; AMBROZIO F. F. **Effect of heat treatment on microstructure of commercial and vacuum sintered high speed steels AISI M2 and T15**. Material Science Forum, Stafa- Zurich, Nov. 2005. v. 498-499, p. 186-191.

OLIVEIRA, W.C.; **Estudo da viabilidade de uso do aço ferramenta AISI D6 para corte de placas de baterias chumbo-ácido**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal de Campina Grande, 2018.

OOI, G. T. C.; ROY, S.; SUNDARARAJAN, S. **Investigating the effect of retained austenite and residual stress on rolling contact fatigue of carburized steel with XFEM and experimental approaches**. Materials Science and Engineering A, v. 732, n. March, p. 311–319, 2018.

PARK, K. K. et al. **In-situ deformation behavior of retained austenite on TRIP steel**. Trans Tech Publications, Switzerland - Material Science Forum Vols. 408-412, p 571-576, 2002.

PILLAI, N.; KARTHIKEYAN, R. **Prediction of TTT curves of cold working tool steels using support vector machine model**. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, v. 346, n. 1, 2018.

PODGORNIK, B. et al. **Deep cryogenic treatment of tool steels**. Journal of Materials Processing Technology, v. 229, p. 398 - 406, 2016.

ROBERTS, G.; KRAUSS, G.; KENNEDY, R. **Tool Steels**. 5. ed., American Society for Metals, Metals Park, OH. ASM International.1998.

ROY, S.; SUNDARARAJAN, S. **The effect of heat treatment routes on the retained austenite and Tribomechanical properties of carburized AISI 8620 steel**. Surface and Coatings Technology, v. 308, p. 236–243, 2016.

SAHA S. K., Prasad L., Kuma V. **Experimental investigations on heat treatment of cold work tool steels: Part 1, air-hardening grade (D2)**. Int. J. Eng. Res. Appl. 2(2): 510–519, 2012.

SCHEID, A. **Curso Básico de Aços**. Disponível em: <<http://docplayer.com.br/26925520-Curso-basico-de-acos-scheid-adriano.html>>. Acesso em: 23 out. 2019.

SCHLATTER, D.; **Efeito da Têmpera e Revenido nas Propriedades Mecânicas e Microestruturais de Aços Rápidos Obtidos por Processos Convencionais e Metalurgia do Pó**. 157 p. Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal de Santa Catarina; Engenharia de Materiais, Florianópolis, 2012.

SENTHILKUMAR, D. et al. **Effects of deep cryogenic treatment on mechanical and tribological properties of AISI D3 tool steel**. Friction, v. 3, n. 3, p. 234–242, 2015.

SHAOYING LI , Xiaojun Xi, Yiwa Luo. **Precipitation during Tempering and Its Effect on the Wear Loss of a High-Carbon 8 Mass% Cr Tool Steel**. Materials. 2018.

SHENGQIANG Ma, JIANDONG Xing, YALING He, YEFEI Li, ZHIFU Huang, GUANGZHU Liu, QINGJIE Geng; **Microstructure and crystallography of M7C3 carbide in chromium cast iron Shengqiang Ma**; Materials Chemistry and Physics; 65-73; 2015.

SILVA, A. L., MEI, P. R., **Aços e Ligas Especiais**, 2. ed. São Paulo, Edgard Blucher, p.83- 88, 2010.

SILVA, A. L., MEI, P. R., **Aços e Ligas Especiais**, 3. ed. São Paulo, Edgard Blucher, p.83- 88, 2014.

SPEER, J., De Moor, G., Findley, E., Matlock, K., De Cooman, O., & Edmonds, D. **Analysis of Microstructure Evolution in Quenching and Partitioning Automotive Sheet Steel**. Metallurgical and Materials Transactions A, 42(12), 3591-3601, 2011.

SPEER, J., Matlock, D.K., DeCooman, B.C., Schroth, J.G. **Carbon Partitioning into Austenite after Martensite Transformation**. Acta Materialia, 51, 2611-2622, 2003.

TENAX; **Catálogo aços especiais**, disponível em: <https://www.tenax.com.br/tenax/produtos/acos-para-ferramentas-e-moldes/aisi-d6-vc131/>. Acesso em: 12 de abril de 2019.

THOMSON, R. C. **Characterization of carbides in steels using atom probe field-ion microscopy**. Materials Characterization, Amsterdam, v. 44, n. 1, p. 219-233.; 2000.

UDDELHOM, **Catálogo Aço Ferramenta**, Disponível em: <https://www.uddeholm.com/brazil/pt-br/products/uddeholm-sverker-3/>, Acesso em: 22 de março de 2019.

VILLA, M.; PANTLEON, K.; SOMERS, M. A. J. **Evolution of compressive strains in retained austenite during sub-zero Celsius martensite formation and tempering**. Acta Materialia, v. 65, p. 383–392, 2014.

VOURLIAS, G. et al. **A combined study of the oxidation mechanism and resistance of AISI D6 steel exposed at high temperature environments**. Applied Surface Science, v. 257, n. 15, p. 6687–6698, 2011.

WANG L., Speer J. G. **Quenching and Partitioning Steel Heat Treatment**. Feature. Metallogr. Microstruct. Anal. 2:268–281, 2013a.

WANG, L., Xiong, Xw.C., Chen, B., Huang, M.X., Wang, J.F. **The effect of morphology on the stability of retained austenite in a quenched and partitioned steel**. Scripta Materialia, v. 68(5), p. 321-324, 2013b.

YAN S., Liu X., Liu W., Lan H., Wu H., **Comparison on mechanical properties and microstructure of aC–Mn–Si steel treated by quenching and**

partitioning (Q&P) and quenching and tempering (Q&T) processes. Materials Science & Engineering A, p. 58 – 66, 2014.


YAO, Y.; ZHOU, Y. **Effects of Deep Cryogenic Treatment on Wear Resistance and Structure of GB 35CrMoV Steel.** Metals, v. 8, n. 7, p. 502, 2018.

ZHANG, K. et al. **A new effect of retained austenite on ductility enhancement in high-strength quenching-partitioning-tempering martensitic steel.** Materials Science and Engineering A, v. 528, n. 29–30, p. 8486–8491, 2011.

ZUM GAHR, K. H.; **Microstructure and Wear of Materials;** v. 10; 559 p.; Elsevier, 1987.

8 Anexos

ANEXO A – Nota Fiscal da distribuidora Metanaço – Metais e Aços LTDA.

RECEBEMOS DE METANACO - METAIS E ACOS LTDA OS PRODUTOS / SERVIÇOS CONSTANTES DA NOTA FISCAL INDICADO AO LADO EMISSÃO: 12/07/2018 - DEST. / REM.: ARTHUR WIVYS DE ARAUJO SOARES - VALOR TOTAL: R\$ 120,00		NF-e Nº 000069476 SÉRIE 001	
DATA DE RECEBIMENTO	IDENTIFICAÇÃO E ASSINATURA DO RECEBEDOR		
IDENTIFICAÇÃO DO EMITENTE METANACO - METAIS E ACOS LTDA  RUA DOUTOR TAVARES CORREIA, 120 - IMBIRIBEIRA - CEP:51200-130 - RECIFE - PE TEL: (81)3339-5910 www.metanaco.com.br contato@metanaco.com.br		DANFE DOCUMENTO AUXILIAR DA NOTA FISCAL ELETRÔNICA 0 - ENTRADA 1 - SAÍDA Nº 000069476 FL. 1 / 1 SÉRIE 001	
NATUREZA DE OPERAÇÃO 6108 - VENDA MERC ADQ OU REC. TERCEIROS DEST. A NAO CON		CHAVE DE ACESSO 2618 0700 8687 6200 0104 5500 1000 0694 7613 1033 7407 Consulta de autenticidade no portal nacional da NF-e www.nfe.fazenda.gov.br/portal ou no site da Sefaz Autorizadora	
INSCRIÇÃO ESTADUAL 021782229	INSCRIÇÃO ESTADUAL DO SUBST. TRIB	PROTOCOLO DE AUTORIZAÇÃO DE USO 126180035886976 12/07/2018 15:35:34	CNPJ 00.868.762/0001-04
DESTINATÁRIO / REMETENTE NOME / RAZÃO SOCIAL ARTHUR WIVYS DE ARAUJO SOARES		CNPJ / CPF 087.291.104-75	DATA DA EMISSÃO 12/07/2018
ENDEREÇO RUA PROFESSOR JOSE FABRICIO DE OLIVEIRA, 1908		BAIRRO / DISTRITO CANDELARIA	CEP 59065-690
MUNICÍPIO NATAL	UF RN	INSCRIÇÃO ESTADUAL	HORA DA SAÍDA 15:35:32
FATURA PAGAMENTO PAGAMENTO À VISTA			
DUPLICATAS			
Nº DUPLICATA	VENC.	VALOR	VALOR
069476	12/07/2018	120,00	
CÁLCULO DO IMPOSTO			
BASE DE CÁLCULO DO ICMS	VALOR DO ICMS	BASE CÁLC. ICMS SUBST.	VALOR DO ICMS SUBST.
120,00	14,40	0,00	0,00
VALOR DO FRETE	VALOR DO SEGURO	DESKONTO	OUTRAS DESP. ACESS.
0,00	0,00	0,00	0,00
TRANSPORTADOR / VOLUMES TRANSPORTADOS		FRETE POR CONTA	
RAZÃO SOCIAL		9 - SEM FRETE	
ENDEREÇO		MUNICÍPIO	UF
QUANTIDADE	ESPÉCIE	MARCA	NUMERAÇÃO
1	PC		
PESO BRUTO		PESO LÍQUIDO	
3,994		3,994	
DADOS DO PRODUTO / SERVIÇOS			
CÓDIGO DO PROD. / SERV.	DESCRIÇÃO DO PRODUTO / SERVIÇO	NCM / SH	CST
030.2540	ACO VC-131 RED.LAM. 25.40MM.	72285000	000
		CFOP	UNID.
		6108	PC
		QUANT.	VALOR UNITARIO
		1,0000	120,0000
		VALOR DESCONTO	VALOR LÍQUIDO
		0,00	120,00
		BASE CÁLC. ICMS	VALOR I.C.M.S.
		120,00	14,40
		VALOR I.P.I.	ALÍQUOTAS ICMS IPI
		0,00	12,00 0,00
x 1000 mm			
DADOS ADICIONAIS		RESERVADO AO FISCO	
INFORMAÇÕES COMPLEMENTARES XML DISPONÍVEL EM WWW.METANACO.COM.BR BOLETO EM ANEXO NAO ACEITAMOS DEVOLUCOES DE MAT. CORTADOS VALOR ICMS INTERESTADUAL PARA UF REMETENTE: R\$ 1,44 VALOR ICMS INTERESTADUAL PARA UF DESTINO: R\$ 5,76 VALOR APROX. TRIBUTOS R\$ 63.74(53.12%) FONTE: IBPT			