

UNIVERSIDADE FEDERAL DE PERNAMBUCO
CENTRO DE TECNOLOGIA E GEOCIÊNCIAS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

YURI LIRA SANTOS

**TRATAMENTO CRIOGÊNICO EM AÇO RÁPIDO E SEU EFEITO NAS
PROPRIEDADES E DESEMPENHO AO DESGASTE**

RECIFE

2021

YURI LIRA SANTOS

**TRATAMENTO CRIOGÊNICO EM AÇO RÁPIDO E SEU EFEITO NAS
PROPRIEDADES E DESEMPENHO AO DESGASTE**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Pernambuco, Centro de Tecnologia e Geociências, como requisito parcial para a obtenção de título de Mestre em Engenharia Mecânica. Área de concentração: Engenharia de Materiais e Fabricação.

Orientador: Prof. Dr. Flávio José da Silva

Coorientador: Prof. Dr. Maxime Montoya

RECIFE

2021

Catálogo na fonte:
Bibliotecário Carlos Moura, CRB-4 / 1502

S237t Santos, Yuri Lira.
Tratamento criogênico em aço rápido e seu efeito nas propriedades e desempenho ao desgaste. / Yuri Lira Santos. – 2021.
103 f.: il.

Orientador: Prof. Dr. Flávio José da Silva.
Coorientador: Prof. Dr. Maxime Montoya.
Dissertação (mestrado) – Universidade Federal de Pernambuco. CTG. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, 2021.
Inclui referências.

1. Engenharia mecânica. 2. Aços rápidos. 3. Aços rápidos ao cobalto.
4. Tratamentos criogênicos. 5. Desgaste. 6. Vida de ferramenta. I. Silva, Flávio José da (orientador). II. Montoya, Maxime (coorientador). III. Título.

620.1 CDD (22. ed.)

UFPE
BCTG/2022-69

YURI LIRA SANTOS

**TRATAMENTO CRIOGÊNICO EM AÇO RÁPIDO E SEU EFEITO NAS
PROPRIEDADES E DESEMPENHO AO DESGASTE**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Pernambuco, Centro de Tecnologia e Geociências, como requisito parcial para a obtenção de título de Mestre em Engenharia Mecânica. Área de concentração: Engenharia de Materiais e Fabricação.

Aprovada em: 23/06/2021

BANCA EXAMINADORA

Prof. Dr. Flávio José da Silva (Orientador)
Universidade Federal de Pernambuco - UFPE

Prof. Dr. Maxime Montoya (Coorientador)
Universidade Federal de Pernambuco - UFPE

Prof. Dr. Severino Leopoldino Urtiga Filho (Examinador Interno)
Universidade Federal de Pernambuco - UFPE

Prof. Dr. Washington Martins da Silva Júnior (Examinador Externo)
Universidade Federal de Uberlândia - UFU

AGRADECIMENTOS

Agradeço ao meu orientador professor Flávio José da Silva pelo auxílio com a base teórica, planejamento dos experimentos e execução destes.

Ao meu coorientador professor Maxime Montoya pelo auxílio com os métodos de fabricação dos corpos de prova.

Aos técnicos do INTM: Janaína, Rubens e Wagner pela disponibilidade para a preparação de amostras e realização dos ensaios necessários para a elaboração desta dissertação.

Ao Instituto Nacional de Tecnologia em União e Revestimento de Materiais (INTM), ao Compolab-LBC e a Financiadora de estudos e projetos (Finep) pela estrutura e equipamentos necessários para a realização deste estudo.

Ao professor Washington Martins da Silva Júnior e ao aluno de graduação Guilherme Henrique Alves Andrade pelo auxílio com a realização do ensaio de microabrasão.

Aos membros do Soldamat e do Mangue Baja pela ajuda com a preparação dos materiais e execução dos experimentos.

Ao engenheiro de produção Josean pela ajuda com a obtenção dos materiais e com a logística da realização dos ensaios.

A Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior (CAPES) pela concessão da bolsa de mestrado.

A todos que direta e indiretamente contribuíram para a elaboração deste trabalho.

RESUMO

As propriedades dos materiais que formam as ferramentas utilizadas em processos de usinagem têm grande importância no desempenho destas, influenciando na sua capacidade de retirar material e no tempo de vida de cada ferramenta. Por este motivo, pesquisas vêm sendo feitas há muito tempo com o intuito de se obter melhorias nas propriedades destes materiais, como resistência mecânica, tenacidade, resistência ao desgaste, entre outras. Este trabalho tem como objetivo a análise da influência do tratamento criogênico sobre as propriedades de dureza (HRC), microdureza (HV) e resistência ao desgaste (por deslizamento alternado, microabrasão) de aço rápido M2 e de duas variedades de aço rápido com 10% de cobalto. Realizou-se teste de dureza, teste de usinagem, microdureza, microabrasão, teste de desgaste por deslizamento, microscopia óptica e eletrônica com o objetivo de identificar mudanças microestruturais e das propriedades mecânicas ocasionadas pelo tratamento criogênico em ambos os materiais. O tratamento criogênico foi realizado através de imersão do material em nitrogênio líquido a uma temperatura de -196°C por um período de 48 horas. Com base nos resultados obtidos, o tratamento criogênico se mostrou capaz de aumentar a vida útil das ferramentas de aço rápido, diminuir os coeficientes de atrito e desgaste ocasionadas por deslizamento a seco e influir na dureza e microdureza dos materiais, tendo, no entanto, resultados conflitantes sobre essas duas propriedades. O tratamento criogênico não mostrou efeito sobre a resistência a microabrasão. Foi possível observar um aumento de 130% na vida útil de ferramentas tratadas criogenicamente utilizadas no processo de torneamento.

Palavras-chave: aços rápidos; aços rápidos ao cobalto; tratamentos criogênicos; desgaste; vida de ferramenta.

ABSTRACT

The properties of the materials that make up the tools used in machining processes are of great importance in their performance, influencing their ability to remove material and the lifetime of each tool. For this reason, research has been carried out for a long time in order to obtain improvements in the properties of these materials, such as mechanical strength, toughness, wear resistance, among others. This work aims to analyze the effect of the cryogenic treatment on the properties of the material such as hardness (HRC), microhardness (HV) and wear resistance (reciprocating, microabrasion) of both regular M2 steel and two variants of high speed steel with 10% cobalt. With the goal of identifying possible changes in the microstructure and mechanical properties of both materials caused by the cryogenic treatment the following tests were performed: Hardness test, microhardness test, machining test, microabrasion test, sliding wear test, optical and electron microscopy. Cryogenic treatment was performed by immersing the material in liquid nitrogen at a temperature of -196°C for a period of 48 hours. Based on the results obtained, the cryogenic treatment was able to increase the work life of high speed steel tools, decrease the friction and wear rates caused by dry sliding and influence the hardness and microhardness of the materials, having, however, conflicting results about these two properties. Cryogenic treatment had no effect on microabrasion resistance. It was possible to see an increase of 130% on the work life of tools cryogenically treated.

Keywords: high speed steel; cobalt high speed steel; cryogenic treatment; wear; tool life.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 –	Diagrama de transformação isotérmica do aço rápido M2	24
Figura 2 –	Câmara de resfriamento utilizada por Gulyaev	29
Figura 3 –	Efeito do tempo em temperaturas criogênicas na transformação de austenita retida avaliado pela dureza no aço AISI D2 austenitizado a 1075°C	33
Figura 4 –	Composição química e diagrama do tratamento térmico	36
Figura 5 –	Imagens de microscópio eletrônico de varredura de peças (a) sem tratamento criogênico, (b) 4 horas de tratamento criogênico, (c) 8 horas de tratamento criogênico.	37
Figura 6 –	Micrografia de transmissão de aço AISI M2 tratadas (a) e não tratadas criogenicamente (b).	41
Figura 7 –	Imagem de MEV de elétrons secundários das amostras. (a-b) Aço M2 não reforçado sinterizado a 1280°C. (c-d) Aço M2+3 wt.% VC sinterizado a 1270°C. (e-f) Aço M2+6 wt.% VC sinterizado a 1240°C. (g-h-i) Aço M2+10 wt.% VC sinterizado a 1205°C.	44
Figura 8 –	Taxas de desgaste obtidas no ensaio de pino-disco	45
Figura 9 –	Taxas de desgaste obtidas no ensaio esfera em plano	45
Figura 10 –	Fluxograma da metodologia do estudo	49
Figura 11 –	Bedames de HSS0%Co e HSS10%Co1	51
Figura 12 –	Bits de HSS0%Co e HSS10%Co2	51
Figura 13 –	Fluxograma do tratamento térmico	52
Figura 14 –	Cesta de Resfriamento	54
Figura 15 –	Rota Temp/2R	54
Figura 16 –	Rota Têmpera/TC/2R	55
Figura 17 –	Amostras para o ensaio de microabrasão	56
Figura 18 –	Amostras para o teste de microdureza e microscopia ótica	57
Figura 19 –	Representação esquemática do ensaio de microabrasão	59
Figura 20 –	Tribômetro TRB ³	60
Figura 21 –	Elementos de uma cunha de corte de uma ferramenta genérica	62
Figura 22 –	Fio de corte com acabamento	63
Figura 23 –	Região analisada por EDS no aço HSS0%Co-TR	64

Figura 24 – Composição química da amostra de HSS0%Co-TR na (a) região em torno do carboneto apontado e (b) na região em torno da matriz	65
Figura 25 – Região analisada por EDS no aço HSS10%Co1-TR	66
Figura 26 – Composição química da amostra de HSS10%Co1-TR na (a) região em torno do carboneto mais claro apontado e (b) na região ao redor do carboneto mais escurecido	66
Figura 27 – Imagens de microscópio eletrônico de varredura utilizando elétrons retroespalhados de amostras com aumento de 5 mil vezes provenientes dos bedames dos grupos (a) HSS0%CO-TR, (b) HSS0%CO-TCR, (c) HSS10%Co1-TR, (d)HSS10%Co1-TCR	68
Figura 28 – Imagens de microscópio eletrônico de varredura utilizando elétrons retroespalhados de amostras atacadas por nital 3% amostras com aumento de 5 mil vezes provenientes dos bedames dos grupos (a) HSS0%CO-TR, (b) HSS0%CO-TCR, (c) HSS10%Co1-TR, (d)HSS10%Co1-TCR	69
Figura 29 – Percentual de carbonetos na superfície dos bedames	70
Figura 30 – Imagens de microscópio eletrônico de varredura utilizando elétrons retroespalhados de amostras atacadas com nital 3% amostras com aumento de 5 mil vezes provenientes dos bits dos grupos (a) HSS0%CO-TR, (b) HSS0%CO-TCR, (c) HSS10%Co2-TR, (d)HSS10%Co2-TCR	71
Figura 31 – Dureza dos Bedames	73
Figura 32 – Dureza dos Bits	74
Figura 33 – Microdureza dos bedames	75
Figura 34 – Microdureza dos Bits	76
Figura 35 – Ilustração das crateras de desgaste produzidas pelo ensaio de microabrasão na amostra de HSS0%CO-TR	77
Figura 36 – Coeficiente de desgaste por microabrasão	78
Figura 37 – Relação entre o coeficiente de desgaste e a microdureza	79
Figura 38 – Atrito por deslizamento a seco da amostra de HSS0%Co-TR	80
Figura 39 – Atrito por deslizamento a seco da amostra de HSS0%Co-TCR	80
Figura 40 – Atrito por deslizamento a seco da amostra de aço rápido HSS10%Co2-TR	81

Figura 41 – Atrito por deslizamento a seco da amostra de aço rápido HSS10%Co2-TCR	81
Figura 42 – Valores de atrito máximo apresentado por cada amostra	82
Figura 43 – Comparação do atrito obtido durante o ensaio de deslizamento a seco	83
Figura 44 – Desgaste por deslizamento a seco	84
Figura 45 – Esfera de alumina utilizada em ensaio de deslizamento a seco	85
Figura 46 – Seção desgastada por deslizamento a seco de aço HSS0%Co	86
Figura 47 – Extremidade da seção desgastada por deslizamento a seco	87
Figura 48 – Comprimento para desgaste de 0,5 mm da ponta de ferramenta de aço HSS0%Co tratada convencionalmente	88
Figura 49 – Comprimento para desgaste de 0,5 mm da ponta da ferramenta de aço HSS0%Co tratada criogenicamente	89
Figura 50 – Comprimento para desgaste de 0,5 mm da ponta de ferramenta de aço HSS10%Co2 tratada convencionalmente	90
Figura 51 – Comprimento para desgaste de 0,5 mm da ponta de ferramenta de aço HSS10%Co2 tratada criogenicamente	90
Figura 52 – Média de comprimento para desgaste total de ponta de ferramenta de todos os grupos de materiais em milímetros	91
Figura 53 – Desgaste de ponta de ferramenta de aço HSS0%Co tratado convencionalmente, em milímetros	92
Figura 54 – Desgaste de ponta de ferramenta de aço HSS0%Co tratado criogenicamente, em milímetros	93
Figura 55 – Desgaste de ponta de ferramenta de aço HSS10%Co2 tratado convencionalmente, em milímetros	93
Figura 56 – Desgaste de ponta de ferramenta de aço HSS10%Co2 tratado criogenicamente, em milímetros	94
Figura 57 – Pontas de ferramenta após desgaste de 0,5 mm (a) aço HSS0%Co tratado convencionalmente, (b) aço HSS0%Co tratado criogenicamente, (c) aço HSS10%Co2 tratado convencionalmente, (d) aço HSS10%Co2 tratado criogenicamente	95

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Grupos de aços T e M	18
Tabela 2 – Composição do aço rápido SAE M2.	20
Tabela 3 – Características dos carbonetos eutéticos	21
Tabela 4 – Ciclos térmicos estudados utilizados por Alexandru	39
Tabela 5 – Microestrutura dos materiais estudados por Alexandru	40
Tabela 6 – Composição do aço M2 utilizado	50
Tabela 7 – Composição do aço rápido com 10% de cobalto dos bedames utilizados (Tipo 1)	50
Tabela 8 – Composição do aço rápido com 10% de cobalto dos bits utilizados (Tipo 2)	50
Tabela 9 – Parâmetros de afiação dos bits	62
Tabela 10 – Composição química da amostra com o desvio padrão de HSS0%Co-TR na (a) região em torno do carboneto apontado e (b) na região em torno da matriz	65
Tabela 11 – Composição química da amostra de HSS10%Co1-TR na (a) região em torno do carboneto mais claro apontado e (b) na região ao redor do carboneto mais escurecido	67

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AISI	American Iron and Steel Institute
ASTM	American Society for Testing and Materials
SAE	Society of Automotive Engineers

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	14
1.1	OBJETIVO GERAL	15
1.2	OBJETIVOS ESPECÍFICOS	15
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	16
2.1	AÇOS RÁPIDOS	16
2.1.1	Classificação dos aços rápidos	17
2.1.2	Elementos de liga presentes em aços rápidos	18
2.1.3	Aço rápido M2	19
2.1.4	Ligas com adição de cobalto	21
2.2	TRATAMENTOS TÉRMICOS	22
2.2.1	Têmpera	22
2.2.2	Revenimento	25
2.2.3	Carbonetos	26
2.3	TRATAMENTO CRIOGÊNICO	27
2.3.1	Variações na aplicação de tratamento criogênico	27
2.3.2	Alterações da microestrutura e das propriedades mecânicas de materiais tratados criogenicamente	32
2.3.3	Impacto do tratamento criogênico nas propriedades mecânicas	35
2.3.4	Efeito do tratamento criogênico no aço M2	38
2.4	DESGASTE	42
3	METODOLOGIA	49
3.1	MAPA DE ATIVIDADES	49
3.2	SELEÇÃO DAS AMOSTRAS	49
3.3	TRATAMENTO TÉRMICO DAS AMOSTRAS	52
3.4	PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS	55
3.5	ANÁLISE MICROESTRUTURAL	57
3.6	ANÁLISE DE DUREZA	58
3.7	ANÁLISE DE MICRODUREZA	58
3.8	TESTE DE DESGASTE POR MICROABRASÃO	58
3.9	TESTE DE DESGASTE POR DESLIZAMENTO A SECO	60
3.10	ENSAIO DE USINAGEM	61
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES	64

4.1	MICROSCOPIA ELETRÔNICA	64
4.2	ENSAIO DE DUREZA	73
4.3	ENSAIO DE MICRODUREZA	75
4.4	TESTE DE DESGASTE POR MICROABRASÃO	77
4.5	ENSAIO DE DESGASTE POR DESLIZAMENTO A SECO	79
4.6	ENSAIO DE USINAGEM	87
5	CONCLUSÕES	96
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	98
	REFERÊNCIAS	99

1 INTRODUÇÃO

Dentro da atividade industrial, a busca por melhorias e inovações almejando a diminuição de custos e aumento da produtividade sempre esteve presente. De modo a alcançar estes objetivos, métodos capazes de melhorar as propriedades das ferramentas utilizadas nos mais diversos processos de fabricação, ocasionando otimização de seus desempenhos e vidas úteis, têm seu espaço pois proporcionam um melhor retorno no investimento feito. Um desses métodos de melhoria que foi desenvolvido é o tratamento criogênico dos aços rápidos, um tratamento térmico buscando aprimorar as propriedades dos materiais tratados através da utilização de baixas temperaturas.

Pesquisas buscando analisar a eficácia deste método vêm sendo feitas desde a década de 30 por Gulyaev (1937), o qual buscou analisar a capacidade desse procedimento em transformar a austenita retida de aços tratados termicamente em martensita. Desde então pesquisas buscando melhora nas propriedades mecânicas de aços através do tratamento criogênico vêm sendo feitas, com a aplicabilidade de tratamento criogênico utilizando temperaturas em torno de -196°C no aumento da vida útil de ferramentas sendo analisada através de estudos durante a década de 70 (DONG, 1998). Apesar destes resultados, o amplo emprego desta técnica pela indústria não ocorreu, situação motivada por resultados inconclusivos sobre a confiabilidade do processo, do grande período de tempo necessário para sua aplicação e do risco de fragilização das peças. Apesar da literatura mostrar resultados promissores ainda se requerem pesquisas para se entender o tratamento criogênicos e seus efeitos.

As mudanças nas propriedades dos materiais tratados criogenicamente são atribuídas pela literatura a dois processos distintos: a transformação da austenita retida em martensita, (COLLINS, 1998) e a precipitação de microcarbonetos (COLLINS, 1996), os quais são processos influenciados pela menor temperatura alcançada e são capazes de influir nas propriedades mecânicas dos materiais tratados.

O objetivo deste trabalho foi avaliar o impacto que o tratamento criogênico tem sobre as propriedades de aços ferramenta M2, escolhido para ser estudado por conta de sua grande utilização na indústria e aços rápidos com 10% de cobalto, o

qual foi selecionado de modo a possibilitar uma análise do impacto do cobalto sobre os resultados do tratamento criogênico.

Para tanto, diversas propriedades dos materiais foram testadas: dureza, microdureza, resistência a microabrasão, resistência ao desgaste em processo de usinagem e resistência ao desgaste por deslizamento.

Aliado a esses testes, o material foi analisado através de microscopia óptica e eletrônica de modo a identificar as transformações de fase presentes no material e a dispersão de microcarbonetos no material tratado convencionalmente e no material submetido ao tratamento criogênico.

1.1 OBJETIVO GERAL

Analisar o efeito de tratamento térmico convencional e criogênico em relação a dureza, microestrutura, resistência ao desgaste abrasivo e por deslizamento, bem como o desempenho de ferramentas de usinagem em aços rápidos com e sem a adição de cobalto.

1.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- Desenvolver e executar ciclos de tratamentos térmicos de tempera e revenimento e criogênicos aplicados a aços rápidos;
- Caracterizar por microscopia ótica e eletrônica as alterações microestruturais acometidas ao material provenientes do tratamento térmico escolhido;
- Verificar o efeito da aplicação do tratamento criogênico sobre a dureza e a microdureza de aços rápidos de acordo com o tratamento térmico utilizado;
- Avaliar a resistência a microabrasão dos materiais tratados em ensaio com abrasivos de sílica e carboneto de silício nos materiais tratados;
- Verificar a resistência ao desgaste e atrito em teste de deslizamento alternado a seco dos materiais estudados contra esfera de alumina;
- Avaliar a vida de ferramentas de aço rápido tratadas e não tratadas criogenicamente na usinagem por torneamento do aço 1045;
- Concluir quanto à influência do tratamento criogênico e teor de cobalto das amostras com relação a dureza, microdureza e resistência ao desgaste;

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 AÇOS RÁPIDOS

Aços rápidos são versões especializadas do material dedicados às ferramentas de corte capazes de suportar elevados esforços térmicos, fazendo possível a utilização de altas velocidades de operação nas mais diversas aplicações. Estes aços possuem utilização abrangente na indústria por conta de sua elevada dureza quando temperados e revenidos e pela capacidade de manter sua dureza e fio de corte mesmo sob altas temperaturas. A eficiência de corte desse aço se mantém constante mesmo quando a temperatura do gume chega a 550°C. (TIER, 1998)

Esses aços possuem uma elevada dureza a quente, com esta sendo superior a 58 HRC a 550°C, boa resistência ao desgaste devido a seu alto teor de carbono e elementos de liga formadores de carbonetos, além de considerável estabilidade dimensional e tenacidade.

Devido a sua composição, os aços rápidos são facilmente endurecíveis por têmpera em sua seção inteira, mesmo em resfriamento por sais ou em óleo. Através desses métodos de resfriamento, a tendência em favor de empenamento é menor, considerando a utilização de suporte adequado das peças (Chiaverini, 1986).

Aços rápidos podem ser obtidos pelo método convencional, descrito pelo seguinte processo: fusão, lingotamento e trabalho mecânico dos lingotes até a forma de barras. Aços rápidos também são passíveis de fabricação através de metalurgia do pó, onde pós metálicos e/ou não metálicos sofrem um processo de compactação e sinterização nas formas desejadas (HOYLE, 1988).

Quando se produz aço rápido através do processo convencional, o lingote necessita ser trabalhado por diversos passes de conformação mecânica a quente (forjamento ou laminação) para quebrar estruturas celulares de carbonetos primários encontradas em seu interior chamadas espinha de peixe (BOCCALINI, 1996). Mesmo com deformações elevadas no material (da ordem de 90%), ainda existem problemas na distribuição dos carbonetos em aços rápidos produzidos pelo método convencional, que podem apresentar heterogeneidade na sua distribuição na forma de estrias alongadas (SILVA, 2001).

A produção de aços rápidos pelo método convencional é normalmente realizada em quantidades pequenas e em fornos de indução, tendo certo cuidado com tolerâncias e homogeneidade. Esta necessidade de controle dentro do processo convencional torna os aços rápidos mais custosos que aços comuns.

Tanto na produção de aços rápidos convencionais como na daqueles sinterizados, a seleção da matéria prima é um fator importante pela necessidade de obter materiais com composições corretas (HOYLE, 1988).

As principais aplicações dos aços rápidos são na forma de matrizes e, principalmente, de ferramentas de usinagem.

2.1.1 Classificação dos aços rápidos

Os aços rápidos têm uma classificação própria, que pode ser dividida em dois grupos (Bayer e Walton, 1990) segundo o American Iron and Steel Institute (AISI). Essas classes são a série T e a série M. A série T refere-se aos aços onde o elemento de liga principal é o tungstênio, enquanto a segunda refere-se aos aços onde o molibdênio ocupa esta posição.

Além do tungstênio e molibdênio, os principais elementos utilizados em liga em aços rápidos são: carbono, cromo, vanádio e cobalto.

Tanto o molibdênio como o tungstênio são capazes de produzir carbonetos na matriz da liga. A diferença encontrada entre os aços rápidos do tipo M e T, além de possível vantagem econômica, está nos efeitos de cada um dos elementos: o molibdênio favorece uma maior dureza, tenacidade e temperabilidade enquanto o tungstênio limita o tamanho do grão e protege o metal de oxidação e decarbonetação.

Os aços de classes M e T se dividem, segundo a norma AISI, nos grupos mostrados na Tabela 1.

Tabela 1 - Grupos de aços T e M

Grupo de aço rápido	Siglas
Aços rápidos ligados a tungstênio	(T1, T2, T3, T7 e T9)
Aços rápidos ligados a tungstênio e cobalto	(T4, T5, T6, T8 e T15)
Aços rápidos ligados a molibdênio	(M1, M10 e M7)
Aços rápidos ligados a molibdênio e cobalto	(M30, M33, M34, M42, M46 e M47)
Aços rápidos ligados a tungstênio e molibdênio	(M2, M3, M4 e M8)
Aços rápidos ao tungstênio, molibdênio e cobalto	(M35, M36, M41 e M44)

Fonte: Roberts e Cary (1980)

Esses aços têm aplicação em diversas ferramentas como bits, bedames brocas e fresas helicoidais.

O aço escolhido para estudo nesse trabalho foi o aço M2 por conta de sua grande utilização.

2.1.2 Elementos de liga presentes em aços rápidos

Existem diversos elementos capazes de modificar as propriedades de ligas ferro-carbono. Elementos usuais em aços rápidos são:

Carbono – Elemento necessário para a formação de carbonetos e para o endurecimento do aço através de solubilização e tratamentos térmicos, como na produção de martensita.

Cromo- Elemento essencial em aços-liga resistentes a altas temperaturas de trabalho. Comumente presente nas ligas de aço rápido, normalmente em torno de 4%. O cromo ocasiona uma melhoria na relação entre a dureza e a tenacidade dos aços, além de reduzir a oxidação. Reduz a tendência ao crescimento do grão. Formador de carbonetos do tipo Cr_7C_6 e $Cr_{23}C_6$.

Tungstênio e Molibdênio - Elementos que apresentam a propriedade de endurecimento por solução sólida. Nos aços rápidos a precipitação segue a

sequência: Fe_3C – M_2C – M_6C . O M_2C é responsável por boa parte da dureza secundária e resistência a quente dos aços rápidos.

Esses carbonetos do tipo M_6C possuem composição variando de Fe_3W_3C a Fe_4W_2C ou Fe_3Mo_3C a Fe_4Mo_2C e podem absorver da matriz metálica cromo, vanádio, tântalo, nióbio, titânio e cobalto.

Cobalto – Não forma carbonetos e, portanto, não produz endurecimento secundário, mas aumenta o ponto de fusão da liga. Isso torna possível a utilização de temperaturas de austenização maiores sem crescimento de grão, tornando possível uma maior quantidade de elementos de liga em solução. Também tem efeito de restrição no crescimento de carbonetos precipitados. Tem o demérito de aumentar a tendência de descarbonetação. O cobalto também atua baixando a energia de falha de empilhamento da austenita, a qual dificulta o deslizamento cruzado, inibindo a movimentação de discordâncias e auxiliando na precipitação de carbonetos secundários mais finos durante o revenido (ROBERTS E CARY, 1980). Um outro efeito do cobalto é o de diminuir a temperabilidade dos aços em que participa da composição química (COLPAERT, 2008). A adição de cobalto também é capaz de aumentar a dureza a quente do material por modificar as propriedades da solução sólida, aumentando a força de ligação, reduzindo a energia de contorno de grão e a difusibilidade de tungstênio e carbono, diminuindo, desta forma o amolecimento do material durante o aquecimento. (GULYAEV et al., 1970).

O cobalto é o único elemento de liga em aços rápido capaz de aumentar de maneira significativa a estabilidade térmica até 650°C e dureza secundária até 67~70 HRC (HØJERSLEV, 2001).

Vanádio – Elemento capaz de produzir o carboneto V_4C_3 , produzindo um efeito de aumento de dureza através de endurecimento secundário. Também é capaz de remover impurezas da escória e reduzir a quantidade de nitrogênio durante a fusão do aço.

2.1.3 Aço rápido M2

Os aços rápidos do tipo M, mesmo com a desvantagem de ter uma resistência a quente um pouco menor e uma maior tendência a descarbonetação que os aços da classe T, possuem uma utilização considerável, representando cerca de 95% do aço produzido nos EUA (SILVA, 2010).

O aço SAE M2 é, atualmente, o aço rápido mais utilizado. A composição desse aço é mostrada na Tabela 2.

Tabela 2 - Composição do aço rápido SAE M2.

Elemento	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	W	V
% Peso	0,78 - 0,88	0,15 - 0,40	0,20 - 0,45	3,75 - 4,50	0,30	4,50 - 5,50	5,50 - 6,75	1,75 - 2,20

Fonte: Magnabosco (1999)

A microestrutura do aço SAE M2, quando recozido, é formada por carbonetos dispersos em uma matriz de ferrita. Compostos intermetálicos como Fe_3W_2 e Fe_3Mo_2 também podem estar presentes em pequeno percentual.

Devido aos carbonetos que absorvem tanto o carbono quanto os elementos ligantes, o aço SAE M2 recozido possui baixo teor de carbono, existindo, por este motivo a necessidade de uma temperatura de cerca de $1180^{\circ}C$ durante a têmpera para que a dissolução de carbonetos ocorra (ROBERTS E CARY, 1980).

Seguido a um tratamento de têmpera adequado, esse aço rápido contém, aproximadamente, 80% de martensita. O percentual restante da microestrutura é formado por carbonetos primários e austenita retida, a qual poderá ser transformada em revenimentos subsequentes (HOYLE, 1998).

Neste aço, pode-se identificar o surgimento de eutéticos $\gamma+M_2C$; $\gamma+M_6C$ e $\gamma+MC$, simbologia onde o M indica os elementos metálicos existentes no aço e cujo percentual será relacionado à composição química e taxa de solidificação (BOCCALINI *et al.*, 1999)

A dureza do aço M2 varia de acordo com o tratamento térmico a que ele é submetido. Em um trabalho analisando aços rápidos (Bayer, 1989), a dureza do aço M2 variou de 59 HRC a 64 HRC. Neste mesmo trabalho a taxa de desgaste do material foi analisada e uma elevada resistência ao desgaste em aços rápidos foi identificada. O aço M2 apresentou uma resistência superior ao aço M1.

A tabela a seguir descreve a composição química e dureza de alguns destes carbonetos:

Tabela 3 - Características dos carbonetos eutéticos

Carboneto	Dureza (HV)	%Fe	%W	%Mo	%Cr	%V	%C
M₂C	2000	3 a 7,5	25 a 50	21 a 36	5 a 7	8 a 15	~5,6
M₆C	1500	30 a 35	29 a 38	20 a 25	3 a 4,8	2 a 4,5	~2,5
MC	3000	1,7 a 3,5	10 a 24	8,5 a 16	3 a 7	50 a 60	~14

Fonte: Boccalini (1996)

2.1.4 Ligas com adição de cobalto

As características e propriedades do Cobalto são próximas às do níquel, apresentando, no entanto, maior resistência mecânica atrelada a um custo mais elevado. O cobalto é um material que também apresenta boa resistência à corrosão.

Devido a suas propriedades, a adição de cobalto é benéfica para aplicações que exijam elevada resistência à corrosão, propriedades magnéticas, resistência ao desgaste e resistência mecânica seja em temperatura ambiente ou em altas temperaturas (INFOMET, 2007).

O cobalto puro apresenta uma estrutura HC a temperatura ambiente, mas sofre transformação alotrópica a 417°C, tornando a microestrutura cúbica de face centrada (CFC). Enquanto a transformação em CFC ocorre rapidamente, a transformação inversa é bastante lenta, produzindo uma estrutura metaestável CFC. A adição de níquel a partir de determinados teores é capaz de estabilizar a estrutura CFC em todas as faixas de temperatura (MARQUES, 2017). Esta estabilidade da estrutura CFC se mostra importante para algumas aplicações pois aumenta resistência das ligas a choque térmico.

Quando comparadas com ligas de níquel, as ligas com cobalto se destacam em aplicações com temperaturas mais elevadas pois a resistência das ligas de níquel é impactada pela dissolução da fase gama linha, responsável por sua dureza, enquanto o endurecimento das ligas de cobalto depende, principalmente, de solução sólida e dispersão fina de carbonetos (BROOKS, 1982).

2.2 TRATAMENTOS TÉRMICOS

As propriedades de peças de aço dependem de diversos fatores, como a composição do material, geometria da peça e condições de fabricação. Para a obtenção de propriedades adequadas do material para a utilização em situações de maior esforço como quando se fabrica ferramentas, se faz necessário o emprego de processos de tratamento térmico a fim de obter valores requeridos de dureza, resistência ao desgaste e tenacidade.

Define-se como tratamento térmico o conjunto de operações de aquecimento e/ou resfriamento a que aços são submetidos, sob condições controladas de temperatura, tempo, atmosfera e velocidades conhecidas de aquecimento e resfriamento, com o objetivo de alterar as suas propriedades ou conferir-lhes características determinadas (Chiaverini, 1986). Os tratamentos térmicos são capazes de obter seus objetivos sem variar a geometria das peças afetadas.

Para a obtenção das propriedades almejadas, estes aços são normalmente submetidos a dois tipos de tratamento térmico, a têmpera e o revenimento.

2.2.1 Têmpera

As propriedades mecânicas dos aços, seu desempenho e vida útil são funções da sua microestrutura, dependem de variáveis como: os elementos de liga presentes, suas concentrações e o tratamento térmico da liga (VALES, 2011).

O tratamento de têmpera foca na melhoria da microestrutura do material a partir de dois processos, um aquecimento do material a temperaturas elevadas onde ocorre austenitização do metal e uma solubilização dos elementos na matriz e subsequente resfriamento onde a estrutura do metal é forçada a se modificar rapidamente e, conseqüentemente, adquire uma microestrutura em situação de não equilíbrio com propriedades mecânicas superiores.

Para a austenitização dos aços M2, fica necessária a utilização de temperaturas finais de têmpera de cerca de 1200°C. Em temperaturas inferiores, não ocorre a dissolução da quantidade necessária de carbonetos para o fornecimento de carbono a austenita. Por outro lado, em temperaturas muito elevadas ocorre um crescimento exagerado de grãos austeníticos, diminuindo a tenacidade e resistência a abrasão em função do menor número de carbonetos no metal.

O processo deve transcorrer com escalonamento, mantendo a temperatura estável durante certos momentos da têmpera de modo a evitar variações bruscas de temperatura que provoquem distorções dimensionais. As temperaturas do primeiro patamar variam de 400°C a 500°C e 850 a 900°C no segundo. As temperaturas devem permanecer constantes na peça nestes pontos para permitir uma equalização das temperaturas da superfície e núcleo. Peças de maiores dimensão e de formas complexas podem necessitar de um terceiro patamar, com cerca de 1050°C.

Os carbonetos formados por elementos de liga são normalmente mais estáveis que o carboneto de ferro (cementita – Fe_3C) e, por este motivo, aços ligas possuem, em geral, temperaturas de austenitização superiores aos aços carbono. Entre 900°C e 1100°C os carbonetos M_{23}C_6 são dissolvidos e a partir de 1160°C, os carbonetos M_6C começam a dissolver. O carboneto MC praticamente não se dissolve durante a austenitização.

Em seguida ao aquecimento ocorre o resfriamento da peça. Este processo pode ocorrer sob um conjunto variado de velocidades dependendo do meio no qual o resfriamento seja realizado. Esse resfriamento pode ser realizado através de ar, óleo, água, entre outros.

Quando a austenita é resfriada abaixo de sua temperatura crítica ela se torna instável e se transforma. O resultado dessa transformação depende principalmente da velocidade desse processo

Na faixa correspondente aos aços, (0,008% a 2,11% de C), no resfriamento lento, a austenita pode se transformar nos seguintes constituintes:

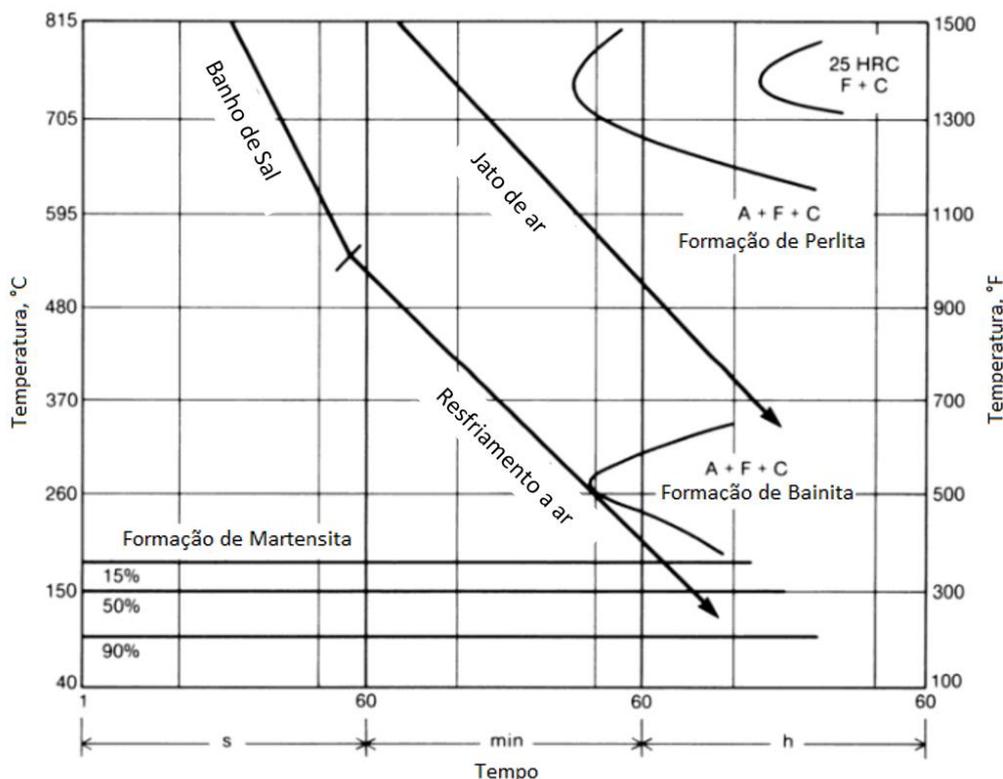
- a) Ferrita e Perlita - Aços hipoeutetóides
- b) Perlita – aços eutetóides
- c) Cementita e Perlita – aços hipereutetóides

Por resfriamento lento, a austenita se torna ferrita ou cementita. Nestas condições, a decomposição da austenita ocorre por difusão (Chiaverini, 1986).

Ao se aumentar a velocidade de resfriamento, os microconstituintes resultantes apresentam formatos diferentes e afetam as propriedades do material. Por fim, existe uma velocidade de resfriamento, chamada de velocidade crítica, onde os microconstituintes normais não se formam e a única fase encontrada será a martensita. A microestrutura dessa fase é única em comparação às outras fases e, portanto, apresenta propriedades diferentes.

De acordo com a composição química do material tratado, a velocidade de resfriamento necessária para a obtenção da microestrutura desejada pode variar. A Figura 1 ilustra um diagrama de transformação isotérmica para o aço M2.

Figura 1 – Diagrama de transformação isotérmica do aço rápido M2



Fonte: Adaptado de Davis (1995, p. 16)

A linha formação de martensita marca o princípio da transformação da austenita em martensita, enquanto as linhas 15%, 50% e 90% ilustram, respectivamente, os pontos onde este percentual da austenita do material se transforma em martensita. Como a martensita é uma microestrutura que não depende de difusão para ser originada, sua formação é limitada apenas pela temperatura alcançada, progredindo a transformação da austenita apenas com prosseguimento do resfriamento, independente de tempo de permanência. Uma transformação desse tipo é denominada transformação atérmica.

A martensita é o constituinte foco do processo de têmpera. Essa fase não se forma em condições de equilíbrio e necessita de resfriamento acelerado para que surja no material. Esta é formada por um mecanismo de cisalhamento contínuo sem que haja difusão dos átomos.

Os grãos de martensita assumem forma de placas ou de agulhas, com o teor de carbono sendo a variável que controla o tamanho ou largura destes grãos.

Ao observar o diagrama do aço rápido M2 é possível perceber que o resfriamento por ar pode não ser suficiente para a obtenção da martensita neste aço rápido, principalmente em peças de maior dimensão. Por este motivo, aços rápidos são ocasionalmente resfriados em duas etapas, inicialmente por óleo ou banho de sais mantidos entre 540°C e 595°C com subsequente resfriamento a ar.

2.2.2 Revenimento

O revenimento pode ser descrito como um processo em que um material é exposto a elevadas temperaturas, porém mais moderadas que aquelas utilizadas na têmpera. O objetivo deste processo é aliviar tensões, reduzir resistência e aumentar a ductilidade, tenacidade e inibir fissuras e trincas (CALLISTER, 2009). No geral, o revenimento dos aços é realizado em torno de 250/600°C. Durante o processo de revenimento, existe uma translação do carbono para os defeitos encontrados na rede, de modo que se possibilita uma precipitação de carbonetos, recuperação da austenita retida, recuperação e recristalização da martensita (SPEICH E LESLIE, 1972).

É comum separar o processo de revenimento em quatro estágios (Oliveira, 1994). No estágio inicial, foca-se em aliviar as tensões causadas pela martensita por conta da perda da tetragonalidade desta estrutura, em rearranjar as discordâncias e em propiciar uma precipitação de carbonetos metaestáveis de transição, influenciando numa queda na dureza do metal. O segundo e terceiro estágios ocorrem durante a decomposição da austenita e cementita, respectivamente. O quarto estágio, também chamado de endurecimento secundário, ocorre por conta da dispersão de carbonetos no material. Simultaneamente a seu surgimento, estes carbonetos provocam instabilidade na austenita retida, facilitando o processo de transformação desta em martensita durante o resfriamento subsequente.

A dureza secundária observada após o revenimento nos aços rápidos pode ser identificada pela presença de carbonetos finíssimos do tipo M_c e M_2C nos contornos de maclas e nas discordâncias encontradas dentro de placas de martensita (SILVA, 2001).

Após um ponto máximo de dureza, existe uma subsequente queda causada pelo coalescimento dos carbonetos, que inibe a interação entre estes e as discordâncias pelo aumento de sua distância média.

Subsequente ao primeiro revenimento, a austenita retida fica condicionada à transformação em martensita durante o resfriamento por conta da precipitação de carbonetos dos elementos de liga. Por este motivo, revenimentos seguintes podem ser necessários para diminuir as tensões causadas por esta martensita secundária (HOYLE, 1988).

2.2.3 Carbonetos

Carbonetos são precipitados durante os variados estágios de fabricação e tratamento térmico nos aços, sendo capazes de modificar as propriedades dos mesmos (SILVA, 2001).

Nos aços, a formação de carbonetos por apenas uma única espécie de metal geralmente não ocorre por conta de existirem diversos elementos dentro da liga. Por este motivo, costuma-se denominar os carbonetos por uma fórmula geral, na qual o M representa o metal que se encontra no carboneto (SILVA, 2001).

Algumas informações sobre os carbonetos precisam ser destacadas:

- A precipitação de carbonetos na matriz de martensita (ou austenita retida) durante o revenimento acontece por conta de nucleação e crescimento e, desta forma, a dispersão e dimensões dos carbonetos estão ligados à temperatura atingida e do tempo do revenimento.
- A dissolução de carbonetos durante a austenitização não é total e esses carbonetos restantes se apresentam na estrutura final como sendo mais grosseiros e são classificados como primários.

Dentro dos aços rápidos, os elementos de liga têm influência sobre os tipos de carbonetos a serem formados. O tungstênio promovendo a formação de carbonetos do tipo M_6C e o molibdênio influenciando na formação do carboneto M_2C , o qual é instável em temperaturas elevadas e são transformados em M_6C por uma reação com Fe. Já a presença de Vanádio influi na formação carbonetos do tipo MC que apresentam elevada dureza e estabilidade térmica (HØJERSLEV, 2001).

2.3 TRATAMENTO CRIOGÊNICO

O tratamento criogênico pode ser identificado como sendo um tratamento térmico que utiliza temperaturas próximas às daquelas encontradas no nitrogênio líquido (-196°C) com o objetivo de melhorar certas propriedades dos materiais, como a resistência ao desgaste, tenacidade, dureza, dureza a quente, entre outras.

A utilização de temperaturas abaixo de zero para a melhoria das propriedades do aço não é uma prática nova e vem sendo identificada como útil em diversas indústrias. De acordo com Rick Frey (1983), antigos fabricantes suíços expunham os componentes de seus relógios às baixas temperaturas dos alpes, com o objetivo de melhorar suas propriedades. Em outra situação, engenheiros da NASA, identificaram que peças metálicas das aeronaves ao retornarem do espaço, ambiente com temperaturas muito baixas, apresentaram melhorias em suas propriedades mecânicas (SILVA, 1999).

A partir da década de 60 houve aumento no interesse pelo efeito do tratamento térmico a baixas temperaturas sobre as propriedades dos aços, principalmente os aços ferramentas. Existem dados na literatura capazes de indicar que tratamentos sub-zero são capazes de estender significativamente a vida útil dos mais diversos materiais. Esses resultados chegam a ter efeitos extraordinários na vida de ferramentas, com um aumento de vida variando entre 92% e 817% nas ferramentas tratadas a -196°C (PAULIN, 1992). Este tratamento, diferente de revestimentos, alcança todo o volume do material, o que causa uma manutenção dessas propriedades após a reafiação de peças. Infelizmente existe uma falta de consenso sobre os mecanismos metalúrgicos envolvidos no aumento da resistência ao desgaste e a existência de resultados contraditórios na literatura impacta na confiança sobre esse tipo de tratamento térmico (Smol'nikov e Kossovick, 1980; Teseitline *et al.*, 1980 e Zhumd', 1980).

2.3.1 Variações na aplicação de tratamento criogênico

Os tratamentos a baixas temperaturas são bastante variados, com diferenças na temperatura, tempo de tratamento e forma de resfriamento. Segundo diversos autores, como Collins (1996), esses tratamentos podem ser divididos em dois tipos em função da temperatura final a que chegam:

- a) Tratamento sub-zero ou tratamento criogênico raso: Quando o material é submetido a um resfriamento de cerca de -80°C , utilizando, por exemplo, gelo-seco. Esse tratamento era muito utilizado antes da década de 60 por conta de dificuldades em obter temperaturas inferiores e equipamentos capazes de realizar controle preciso da temperatura.
- b) Tratamento criogênico: A temperatura do resfriamento alcança temperatura de -196°C , a qual é a temperatura do nitrogênio líquido.

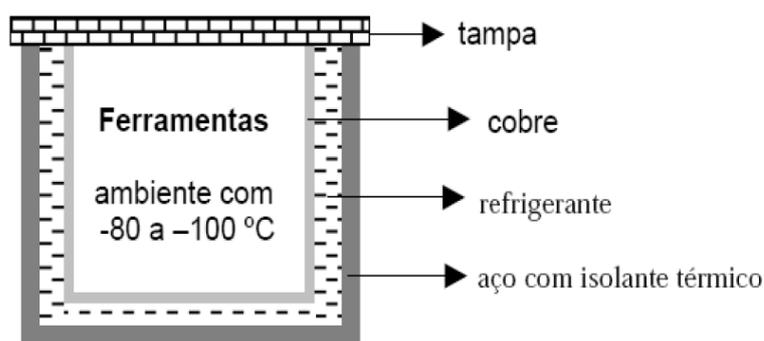
Além dessa classificação por temperaturas, os processos podem variar na taxa de resfriamento. Um resfriamento rápido é normalmente alcançado através de uma submersão da peça no meio refrigerante, como o nitrogênio líquido, enquanto que um resfriamento mais lento pode ser alcançado ao longo de um ciclo de resfriamento criogênico lento, sem imersão, em geral de 24 horas ou mais (Kamody, 1999).

Uma limitação da técnica de resfriamento rápido são os choques térmicos que esta acarreta, que podem levar a fragilização do material. Por este motivo é mais comum hoje em dia utilizar métodos capazes de alcançar a temperatura de tratamento de uma forma mais suave.

A aplicação do tratamento criogênico em aços ferramentas é feita antes ou depois do revenimento, pelo fato de não haver consenso sobre o ponto mais adequado para este processo ser realizado (Alexandru *et al.*, e DONG, 1998).

No ano de 1937, na URSS, foi proposto um tratamento térmico a baixas temperaturas com o propósito de extinguir a austenita retida em aços temperados. A célula que foi utilizada no estudo está demonstrada abaixo e consistiu-se em uma caixa de cobre isolada do exterior por aço, com o espaço entre os dois materiais preenchido com dióxido de carbono sólido (gelo seco), etano, etileno freon-13, entre outras substâncias para obter temperaturas entre -80°C e -100°C (GULYAEV, 1937).

Figura 2- Câmara de resfriamento utilizada por Gulyaev



Fonte: Gulyaev (1937, p. 65)

Em 1972, testes foram feitos utilizando imersão direta de ferramentas em nitrogênio líquido (a uma temperatura de -196°C) por 10 minutos. Este experimento observou o aumento da vida de útil em 70% nas fábricas analisadas (ZHMUD', 1980).

Estudos realizados a partir de 1970 também demonstraram uma melhoria geral sobre as propriedades mecânicas de aços rápidos e aços para matrizes causada por tratamentos criogênicos (DONG, 1998).

Rusiñol analisou o efeito de gases como oxigênio e nitrogênio comprimidos em seus recipientes e dentro do estudo percebeu-se que estes melhoravam suas propriedades físicas com relação àqueles que eram mantidos sob temperatura ambiente (RUSIÑOL, 2004).

No ambiente da indústria, Barron (1974), indica que na década de 60 certas empresas passaram a desenvolver processos de tratamento criogênico para a melhoria das propriedades de resistência ao desgaste de ferramentas de corte, engrenagens e facas de guilhotina. Um processo utilizado, chamado Per-O-Bonding, apresentava os melhores resultados no aumento da vida das ferramentas, com um impacto de até 600% de aumento de vida. Este processo era baseado em um resfriamento bem lento até a temperatura de -196°C , com um decréscimo de $2,5^{\circ}\text{C}$ por minuto, com uma manutenção da temperatura mínima por 20 horas, seguido por aquecimento com a mesma velocidade de $2,5^{\circ}\text{C}$ por minuto até a temperatura ambiente e subsequente elevação da temperatura para 196°C para alívio de tensões presentes no material. Durante todo esse processo citado não existe contato direto do material tratado e o nitrogênio. Este processo a seco foi preferido a fim de evitar choques térmicos e garantir um melhor controle da temperatura da peça.

Na atualidade, os tratamentos criogênicos são realizados em máquinas chamadas “processadores criogênicos”. Esses equipamentos são capazes de realizar o ciclo de resfriamento e aquecimento com maior controle da temperatura e maior repetibilidade, através da utilização de métodos de controle computacional que direcionam um fluxo de nitrogênio para a câmara de resfriamento. Este tratamento é realizado em atmosfera gasosa de nitrogênio (processo a seco), onde ocorre um resfriamento até a temperatura de -194°C e existe uma manutenção desta temperatura por um período entre 10 e 40 horas, retornando em seguida a temperatura ambiente de uma forma lenta e posterior aquecimento a uma temperatura de 184°C (PAULIN, 1992).

Segundo Kamody (1999), a grande limitação deste processo de resfriamento a seco com baixa taxa de resfriamento é o tempo necessário para um tratamento eficaz, que pode ser superior a 24 horas. Com base nisso, a imersão em nitrogênio líquido foi analisada mesmo com o risco de choque térmico e esta se mostrou satisfatória, com um aumento na vida das ferramenta chegando a 211% (COHEN E KAMODY, 1998).

Por conta desta limitação do processo a seco descrita acima, ainda existe a prática de imersão direta em nitrogênio líquido. A Nu-Bit Inc., uma empresa norte-americana utiliza resfriamento direto em nitrogênio líquido a temperaturas de -196°C onde a peça é lentamente submergida a fim de evitar choque térmico demais e então mantida pelo tempo necessário para equilíbrio ser alcançado. Em seguida a peça é aquecida para a temperatura ambiente antes para poder então passar por revenimento. O tempo de tratamento total geralmente varia entre 1 e 2 horas.

Tendo em vista as diversas maneiras como o tratamento criogênico foi e ainda é aplicado, os sistemas de tratamento criogênico podem ser divididos em 3 grupos (BALDISSERA, 2008):

- Imersão gradual direta: Peças são mergulhadas diretamente no nitrogênio líquido, permanecendo por certo período e então sendo retiradas. É um processo simples que geralmente causa um choque elevado nas peças, porém é capaz de atingir na peça a temperatura do nitrogênio líquido.
- Com trocador de calor: O nitrogênio não entra em contato direto com a peça, mas atravessa um ou mais trocadores de calor. Um ventilador

produz um fluxo de ar que se movimenta através do trocador de calor e segue em direção à câmara de tratamento criogênico. Esse sistema não é capaz de levar a peça a -196°C por não haver contato direto entre a peça e o nitrogênio líquido. Em contrapartida, controle preciso da temperatura se torna possível.

- **Nebulização direta:** Neste processo, o nitrogênio é nebulizado diretamente sobre as peças da câmara. Normalmente existe um ventilador auxiliando ao fluxo para se obter uma distribuição homogênea da temperatura. Este processo não é capaz de alcançar -196°C na peça, mas se aproxima desta temperatura.

Além destes processos citados acima, também existem os seguintes processos:

- **Imersão Indireta:** Ao se utilizar este processo, as peças são postas em uma câmara e tanto as peças quanto a câmara são inseridas lentamente em nitrogênio líquido através de um sistema automatizado. Este processo é capaz de obter temperaturas muito próximas a -196°C , além de taxas de resfriamento e aquecimento relativamente pequenas, evitando o choque térmico.
- **Sistema híbrido:** Aqui existe uma combinação entre o processo de nebulização e imersão gradual. De início as peças são nebulizadas até uma temperatura de -157°C . Ao ser atingida esta temperatura, as peças são inseridas em nitrogênio líquido. Este sistema é chamado Vari-Cold e foi desenvolvido pela empresa canadense Cryotron (BALDISERA, 2008).

Mesmo com as limitações observadas, o tratamento criogênico apresenta resultados que, geralmente, o tornam interessante como alternativa para melhoria adicional nas propriedades mecânicas de aços, em especial pela capacidade desse tratamento aumentar o período de vida das ferramentas.

2.3.2 Alterações da microestrutura e das propriedades mecânicas de materiais tratados criogenicamente

Atualmente existem duas teorias que buscam explicar a modificação das propriedades de aços através do tratamento criogênico. A primeira teoria refere-se à transformação da austenita retida do material em martensita por conta do alcance a temperaturas onde a porcentagem da transformação martensítica é superior àquela da temperatura ambiente. A segunda teoria refere-se a uma mudança morfológica na martensita ocasionada pelo elevado grau de refrigeração no tratamento criogênico que propicia uma precipitação de microcarbonetos durante o revenimento.

O resfriamento a -80°C já é capaz de transformar praticamente toda a austenita retida em martensita (YUN, *et al.*, 1998). Dessa forma, caso a melhora das propriedades dos aços fosse apenas relacionada à transformação de austenita retida em martensita, não haveria observância de melhora com uma queda de temperatura adicional, situação que não ocorre na prática.

Com base no que foi dito, os mecanismos de melhoria das propriedades de materiais por tratamento criogênico são:

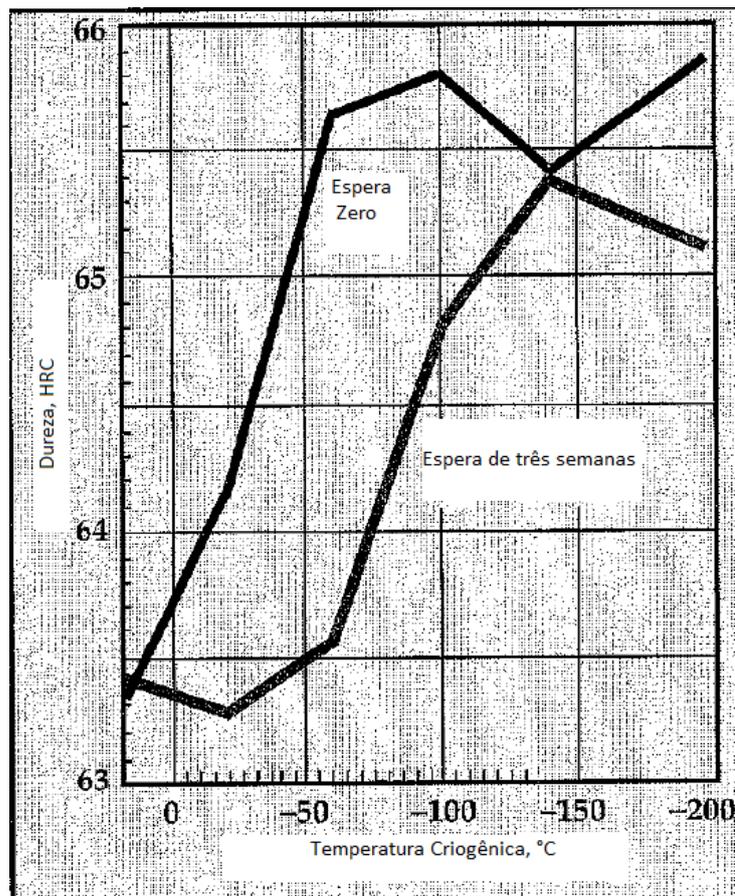
a) Transformação da austenita retida em martensita:

Este primeiro mecanismo relaciona-se à passagem da austenita retida do material em martensita, considerando a não estabilização desta antes do tratamento criogênico através de longa manutenção em temperatura ambiente após a têmpera.

A grande maioria da austenita retida é transformada em martensita durante a passagem por temperaturas entre 0 e -80°C , sendo pequena a transformação ocorrida entre -80°C e -196°C .

Pode-se perceber pela Figura 3 que a ocorrência de um período de espera após a têmpera e antes da realização do tratamento sub-zero é uma variável importante sobre a fração de austenita retida transformada. A diferença na dureza observada entre as peças que sofreram tratamento sub-zero imediatamente e aquelas que esperaram 3 semanas demonstram a estabilização da austenita retida que ocorreu devido ao tempo passado sob a temperatura ambiente, exigindo temperaturas criogênicas para a obtenção de maiores durezas e, ainda assim, apresentando uma performance inferior à alternativa (COLLINS, 1998).

Figura 3- Efeito do tempo em temperaturas criogênicas na transformação de austenita retida avaliado pela dureza no aço AISI D2 austenitizado a 1075°C



Fonte: Adaptado de Collins (1998, p. H23)

Segundo Dong (1998), caso o tratamento criogênico seja feito entre a têmpera e o revenimento, restará apenas 1,5% da austenita retida na microestrutura, enquanto se o tratamento criogênico ocorrer pós-revenimento, cerca de 5% da austenita permanecerá, indicando uma capacidade do revenimento de estabilizar a austenita.

b) Condicionamento da martensita:

Esse mecanismo acontece devido ao resfriamento continuado da martensita abaixo de sua temperatura de formação. A manutenção destas temperaturas é capaz de produzir uma precipitação na matriz de carbonetos finos durante o revenimento.

Por conta de sua condição como fenômeno adifusional complexo de transformação de fase e observando os pequenos valores de temperatura e

movilidade atômica, a precipitação de carbonetos a temperaturas criogênicas tem pouca informação na literatura. De acordo com Collins e Dormer (1997), os microcarbonetos finos que se precipitam na estrutura o fazem por conta de mudanças microestruturais que ocorrem na martensita, fenômeno que é denominado “condicionamento a baixas temperaturas” da martensita. Collins (1996) sugere que, com o resfriamento contínuo ocorre uma elevação na energia de deformação, aumentando a instabilidade da martensita e possivelmente afetando a estrutura de discordâncias presente, de forma que a rede cristalina de ferro produz uma contração nos espaçamentos interatômicos.

Com uma permanência suficiente em baixas temperaturas, átomos de carbono são forçados para fora de suas posições intersticiais devido à contração da rede, movendo-se para novas posições onde formam a estrutura de um carboneto de transição de dimensões microscópicas. Devido às baixas temperaturas, essa difusão ocorre lentamente e exige longos períodos de tempo, (de 24 a 72 horas). Durante o subsequente aquecimento a temperaturas ambientes ou superiores, a difusividade dos átomos aumenta e os átomos passam a se movimentar pequenas distâncias, segregando nas interfaces das maclas ou em outros defeitos formados por tensões internas microscópicas durante o resfriamento. Carbonetos ultrafinos coerentes com a martensita são gerados nessas posições utilizando os microcarbonetos produzidos no tratamento criogênico como núcleo (COLLINS, 1998).

Um estudo realizado por Huang *et al.* (2003) mostra que os parâmetros a e c da martensita comportam-se diferentemente durante as etapas de tratamento criogênico e retorno a temperatura ambiente. O parâmetro a varia linearmente com a mudança de temperatura, seguindo uma curva durante o resfriamento criogênico e o descongelamento, o que indica um efeito termo-elástico puro. Já o parâmetro c diminui com a queda da temperatura, mas não retorna pela mesma curva durante o aquecimento, aumentando muito pouco seu valor.

Tal resultado pode explicar como ocorre a dispersão de carbono durante o tratamento criogênico. Os átomos de carbono ocupam predominantemente os interstícios octaédricos da estrutura e quando ocorre segregação desses átomos, o parâmetro c é afetado.

O processo referido acima ocorreu dentro da martensita “primária”, ou seja, a fração de martensita produzida na têmpera. A partir destes dados é possível afirmar

que este mecanismo tem efeitos de maior impacto em materiais em que menores porcentagens de austenita retida existem, por conta do maior percentual relativo de martensita (COLLINS, 1998).

A energia de ativação necessária para a formação de núcleo de carbonetos ultrafinos na martensita é baixa quando esta é condicionada por conta da segregação de átomos de carbono sob baixas temperaturas. Caso exista uma grande quantidade de austenita retida no material antes do tratamento criogênico, a dureza do aço será melhorada mas não necessariamente a resistência ao desgaste e a tenacidade devido à pequena quantidade relativa de martensita primária que possibilita uma precipitação homogênea de carbonetos ultrafinos na matriz do metal. Caso o oposto ocorra, a resistência ao desgaste e tenacidade irão aumentar sem que haja melhoria na dureza do material por conta da ocorrência de uma transformação diferente (Collins, 1998).

2.3.3 Impacto do tratamento criogênico nas propriedades mecânicas

Tratamentos criogênicos têm desde sua concepção sido realizados das mais diversas formas, com variação na taxa de transferência de calor, temperatura final e número de etapas de tratamento. A variação de apenas um destes fatores é capaz de modificar a dinâmica da transformação microestrutural e propiciar o surgimento de resultados bastante distintos.

A propriedade do material mais estudada quando se trata de tratamento criogênico é a resistência ao desgaste. Boa parte dos estudos realizados nesta área apresentou aumento nessa resistência ao desgaste. Também foi observada a dependência desse aumento a algumas variáveis, como composição do material, quantidade de austenita e carbonetos precipitados, além das condições de tratamento criogênico.

O mecanismo de precipitação de carbonetos ultrafinos é considerado o de maior influência para o ganho de resistência ao desgaste.

O aumento de dureza dos materiais tratados também foi percebido. Esse fenômeno é atribuído à transformação de austenita retida em martensita sob temperaturas que ocorrem na primeira etapa do tratamento criogênico (até -80°C). Entre -80°C e -110°C , a grande maioria da austenita retida restante é eliminada dos

aços, desde que esta não tenha sido estabilizada por uma espera por tempo excessivo na temperatura ambiente.

Em um estudo feito por Collins e Dormer (1997), as propriedades de aços D2 tratados criogenicamente foram analisadas. Neste estudo os materiais foram austenitizados, tratados então criogenicamente e então revenidos.

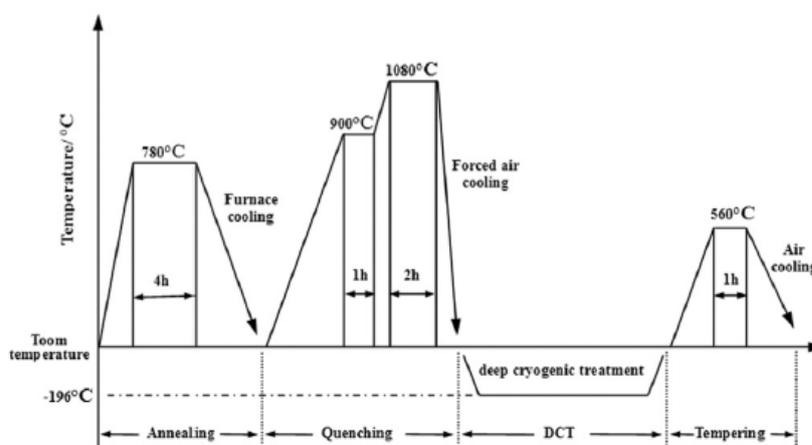
Durante o estudo ficou possível identificar que a temperatura de austenitização e temperatura criogênica tiveram impacto na dureza do material. O aço temperado a 970°C não apresentou aumento considerável de dureza, enquanto aqueles tratados sob temperaturas superiores tiveram aumento na dureza apresentada.

Uma análise da microestrutura indicou que os materiais tratados sob temperaturas menores apresentaram maiores dispersões de carbonetos após o revenimento. Acredita-se que essa maior presença de carbonetos ocorra por conta de uma maior presença de austenita primária. Também foi observado pela microestrutura a quantidade de carbonetos precipitados cresceu com o aumento do período de tratamento criogênico.

Em um estudo produzido por Li (2016), a viabilidade do tratamento criogênico para aços com alto teor de vanádio é estudada. Neste estudo, amostras com tratamento térmico variados foram testadas. A composição e método de tratamento térmico são demonstradas na Figura 4:

Figura 4 – Composição química e diagrama do tratamento térmico

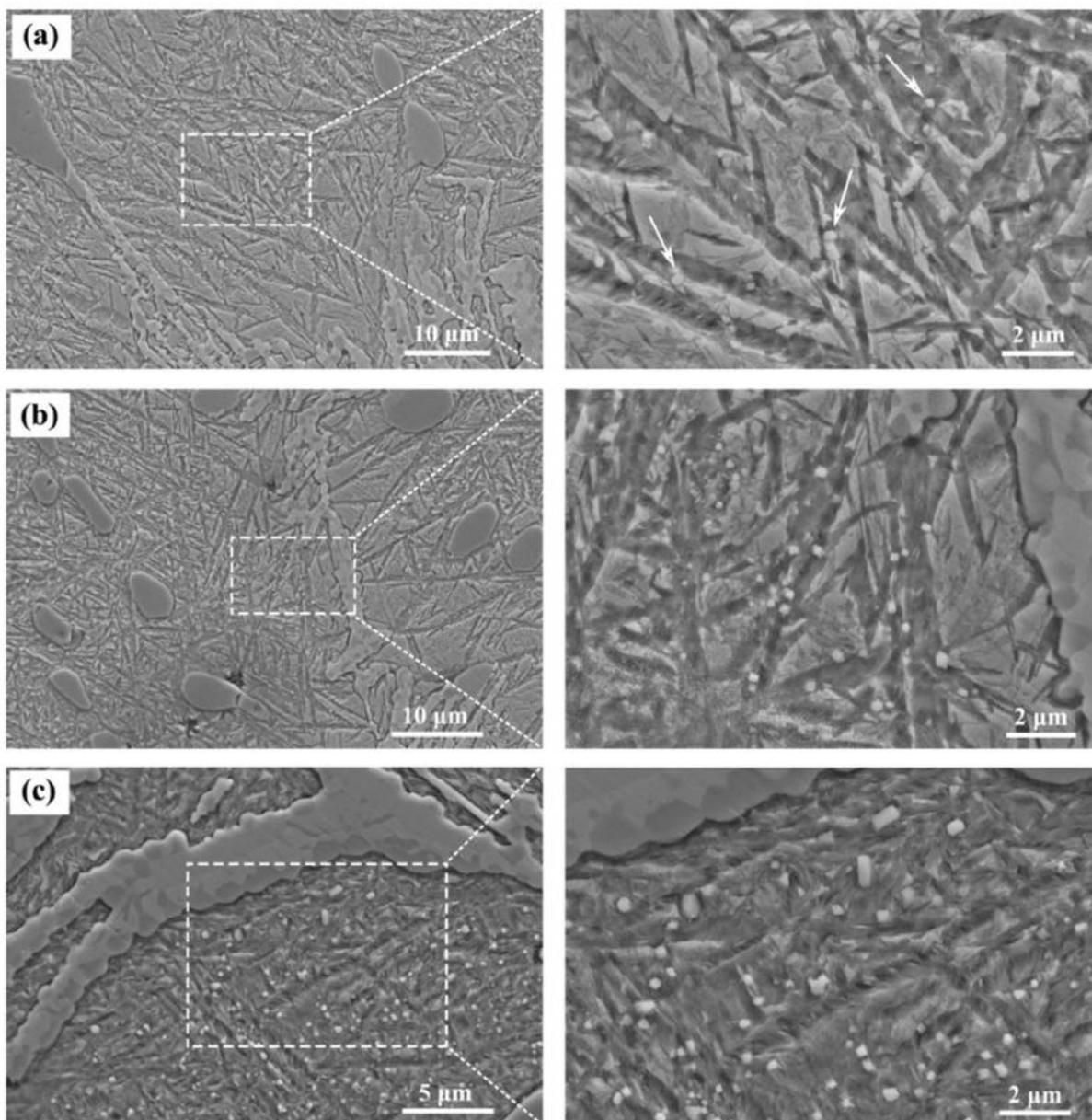
C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V	Fe
1.8~2.1	0.7~1.0	0.7~3.8	2.5~5.6	4.5~7.6	4.1~8.0	5.1~9.4	Balance



Fonte: Li (2016, p. 6).

Neste estudo, as amostras do metal foram submetidas a um tratamento térmico onde o período de tratamento criogênico foi variado, com peças não passando por este até peças submetidas a 48 ciclos de 1 hora de resfriamento. A Figura 5 exemplifica a variação de microestrutura de materiais destas peças.

Figura 5 - Imagens de microscópio eletrônico de varredura de peças (a) sem tratamento criogênico, (b) 4 horas de tratamento criogênico, (c) 8 horas de tratamento criogênico.



Fonte: Li (2016, p. 9).

É possível identificar carbonetos secundários em todas as amostras, entretanto, a quantidade e fração volumétrica de carbonetos secundários das amostras tratadas criogenicamente cresceram de 3 a 5 vezes quando comparadas

com a amostras tratadas convencionalmente. A distribuição também passou a ser mais homogênea.

Foram realizados testes para medir a influência nas propriedades dos materiais, realizando medição da variação na tenacidade, dureza e resistência ao desgaste abrasivo das amostras relativas aos diferentes tratamentos térmicos.

A dureza das peças submetidas ao tratamento criogênico diminuiu quando comparada com a encontrada nas peças submetidas ao tratamento convencional ao passo que a tenacidade aumentou, situação atribuída à diminuição de carbono na martensita após o tratamento criogênico. A resistência ao desgaste abrasivo tendeu a aumentar levemente conforme aumento do período de tratamento criogênico. Microtrincas na interface carbonetos/matriz não foram encontradas nas amostras tratadas criogenicamente, situação que não ocorreu nas amostras tratadas convencionalmente.

Com base nos resultados da literatura é possível relacionar as transformações microestruturais com as mudanças nas propriedades dos aços. A transformação da ausenita retida em martensita é capaz de aumentar a dureza do material enquanto que condicionamento da martensita é capaz de aumentar a resistência ao desgaste e tenacidade do material tratado.

2.3.4 Efeito do tratamento criogênico no aço M2

Foi realizado um estudo por Alexandru *et al.* (1990) onde se observou o ciclo criogênico do aço AISI M2. Neste estudo, 7 amostras foram submetidas a diferentes ciclos de aquecimento e resfriamento, conforme a Tabela 4:

Tabela 4 - Ciclos térmicos estudados utilizados por Alexandru

A	Têmpera 1230°C					
B	Têmpera 1230°C	Revenimento Duplo a 560°C				
C	Têmpera 1230°C	Sub-Zero (-70°C)				
G	Têmpera 1230°C	Sub-Zero (-70°C)	Revenimento Simples a 560°C			
H	Têmpera 1230°C	Revenimento Simples a 560°C	Sub-Zero (-70°C)			
M	Têmpera 1230°C	Revenimento Simples a 560°C	Sub-Zero (-70°C)	Revenimento Simples a 560°C		
N	Têmpera 1230°C	Revenimento Simples a 560°C	Sub-Zero (-70°C)	Revenimento Simples a 560°C	Sub-Zero (-70°C)	Revenimento Simples a 560°C

Fonte: Adaptado de Alexandru et al. (1990).

Utilizando microscópio eletrônico de transmissão, difratômetro de raio-x, analisador de imagens e um dilatômetro diferencial, foi realizada uma análise da microestrutura e quantificaram-se as partículas de microcarbonetos. Através dos resultados confirmou-se um aumento de precipitação de carbonetos (6,9 a 18,5%), aumento da quantidade de martensita (66,6 a 85,3%) e redução da austenita retida (42,6% a 0,9%) entre os materiais que foram tratados criogenicamente e aqueles com tratamento térmico convencional. A Tabela 5 apresenta esses resultados obtidos para cada ciclo térmico.

Tabela 5 – Microestrutura dos materiais estudados por Alexandru

Ciclo	Austenita (%)	Martensita (%)	Carbonetos (%)
A	42,6	66,6	6,9
B	12,8	74,6	12,5
C	7,5	84,9	7,5
G	2,2	85,3	12,5
H	13,3	71,2	15,5
M	1,5	79,9	18,5
N	0,9	81,7	17,4

Fonte: Adaptado de Alexandru et al. (1990).

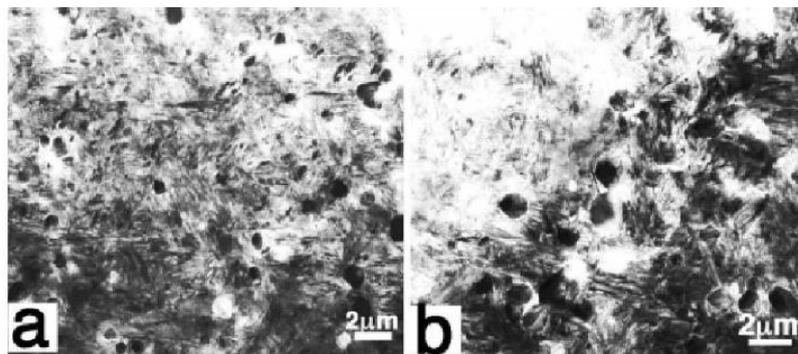
Houve aumento considerável na vida de ferramentas de barra de torneamento de aço ABNT 1050 utilizadas nos testes de usinagem após o tratamento, havendo um aumento percentual de 130% na vida útil do material tratado pelo ciclo M quando comparado ao material tratado pelo ciclo B. Este aumento foi atribuído às modificações estruturais observadas nas análises.

Huang *et al.*, (2003) realizou um estudo sobre as transformações microestruturais do aço AISI M2 ocasionadas pelo tratamento criogênico. Houve austenitização à vácuo dos corpos de prova a uma temperatura de 1100° por 1 hora com subsequente resfriamento em nitrogênio gasoso até a temperatura ambiente.

Em seguida foi realizado um ciclo de tratamento criogênico em nitrogênio líquido por 1 semana, com todas as amostras (utilizadas no ciclo criogênico ou não) sendo então revenidas a uma temperatura de 200°C para comparação.

A Figura 6, obtida por microscopia eletrônica de transmissão, demonstra a microestrutura de amostras que passaram por tratamento criogênico e de outras não tratadas. Na imagem inicial é possível identificar a existência de microcarbonetos esféricos precipitados Fe_4M_2C (difração de raio-x) com estrutura cúbica de fase centrada e parâmetro de reticulado $a=11,5 \text{ \AA}$ (difração de elétrons).

Figura 6 – Micrografia de transmissão de aço AISI M2 tratadas (a) e não tratadas criogenicamente (b).



Fonte: Huang *et al.* (2003, p. 243).

O tamanho dos carbonetos variou entre 0,3 e 2 μm entre as amostras, enquanto a distribuição de carbonetos entre as amostras se mostrou bem diferente.

Na amostra tratada criogenicamente, os carbonetos se encontram uniformemente distribuídos, enquanto na amostra não tratada, existe uma segregação, com gradiente de concentração de carbonetos entre as diversas áreas.

Por fim, através de análise de imagens, o estudo foi capaz de identificar que a fração volumétrica ocupada por carbonetos é maior na amostra que foi tratada criogenicamente. Além disso, o tamanho dos carbonetos na amostra tratada apresenta uma maior consistência, com uma variação 6% menor.

DONG (1998) verificou uma transformação no aço AISI M2 quando este foi submetido a variados ciclos de tratamento criogênico a -196°C . Quando se compararam os ciclos contendo o tratamento criogênico com aqueles privados deste tratamento observou-se um aumento de até 11,5% na resistência a flexão e 43% na tenacidade ao impacto.

De acordo com a literatura apresentada, é possível identificar os seguintes efeitos do tratamento criogênico sobre o aço M2:

- Alteração microestrutural, com aumento da proporção de martensita e carbonetos;
- Melhora na resistência ao desgaste;
- Melhora na resistência a flexão;
- Melhora na tenacidade ao impacto;

2.4 DESGASTE

Desgaste é descrito como sendo a retirada de material de uma superfície sólida como resultado do movimento de outra superfície ou material sobre ela (HUTCHINGS, 2001). Outra definição existente para desgaste dispõe que existem apenas dois métodos de retirar materiais de uma superfície: o material pode ser dissolvido de uma superfície através de uma reação química ou material pode ser fraturado de uma superfície. (GAHR, 1987).

É importante destacar que o desgaste é um processo geralmente progressivo e de efeito sistêmico que é sempre causado pela interação entre sólidos em movimento relativo ou pela ação mecânica de um fluido em movimento com relação a um sólido (BUDINSKI, 1988).

O método pelo qual a remoção de material ocorre pode ser descrito em quatro tipos que abrangem os mais diversos mecanismos capazes de promover o desgaste de materiais. Segundo Budinski (1988), temos a seguinte divisão de tipos de desgaste:

- Abrasão: Desgaste produzido por partículas duras ou protuberâncias forçadas contra e movidas em relação a uma superfície. O termo dura significa que a substância realizando o desgaste tem maior dureza que a superfície sofrendo dano. Outra característica qualificadora para o processo de abrasão é que o abrasivo apresente arestas agudas que produzam uma ação de corte na superfície afetada.

- Erosão: Perda progressiva de material de uma superfície sólida causada por uma interação mecânica entre esta superfície e um fluido. Estes fluidos podem ter vários componentes e conter sólidos. Quando os fluidos são capazes de reagir com a superfície sólida no sistema, a retirada de material pode ocorrer por conta dos processos simultâneos de ação mecânicas e corrosão.

- Adesão: Retirada de material de superfícies sólidas em movimento relativo de uma maneira progressiva que é inicialmente causada por união localizada entre estas superfícies. Sempre que ocorre movimento relativo entre duas superfícies, a força de atrito que tende a se opor a este movimento ocorre por conta da união entre estas duas superfícies. Neste tipo de desgaste, a união entre as superfícies em contato eventualmente produz fraturas nos materiais de uma ou ambas as superfícies. Caso a força de adesão a uma outra superfície seja superior àquela da

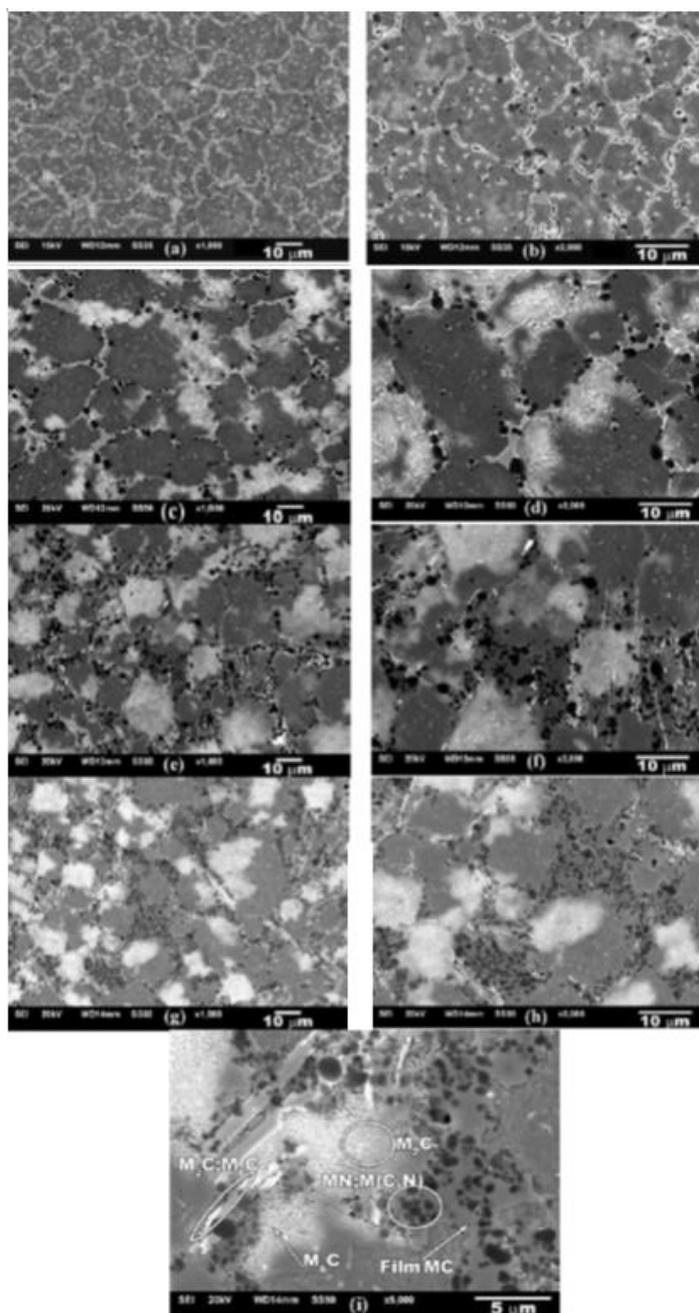
superfície original de um material, transferência deste pode vir a ocorrer. Caso fraturas ocorram em ambas as superfícies, detritos de desgaste podem ser formados. Após o surgimento destes detritos, a adesão entre as duas superfícies pode não mais ocorrer por conta deste obstáculo. Em muitas situações, o desgaste adesivo pode passar a ser abrasivo por conta de os detritos apresentarem as características necessárias para a ocorrência deste tipo de desgaste.

- Fadiga superficial: Fratura de material de uma superfície sólida causada por tensões cíclicas produzidas por rolamentos e deslizamentos sobre uma superfície.

No que se diz respeito ao aço rápido e suas aplicações, os mecanismos de desgaste de adesão e abrasão apresentam maior relevância. De modo a analisar a resistência ao desgaste de materiais a estes mecanismos se utilizam ensaios especializados, capazes de simular as circunstâncias em que estes ocorrem. Em ensaios em que a resistência a adesão é analisada existe a movimentação de um contra corpo com força normal sobre a superfície analisada. Já nos ensaios em que a abrasão é analisada, o material analisado é posto com uma força normal adequada contra o movimento relativo de um contra corpo cuja superfície contém partículas duras, as quais podem estar ou não aderidas a esta superfície.

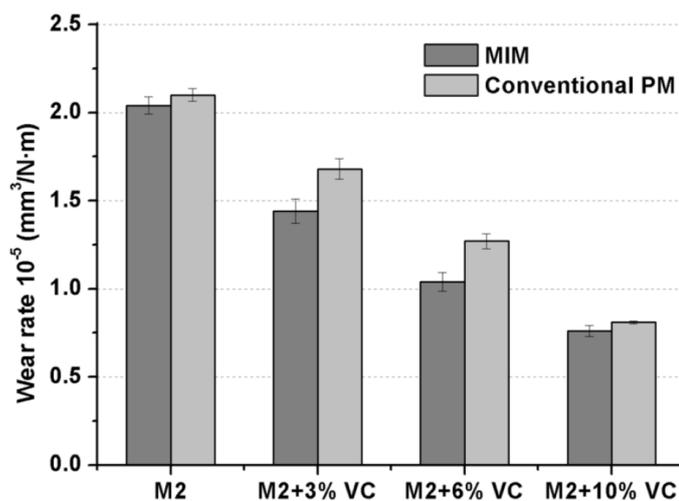
Dentro da literatura, diversas pesquisas foram feitas com o intuito de analisar as propriedades de resistência ao desgaste de materiais utilizados nos processos de fabricação. Em um estudo por Garcia et al. (2018), o comportamento relativo ao desgaste de deslizamento a seco de metais produzidos por moldagem por injeção de metal e metalurgia do pó convencional com diferentes proporções de carbonetos de vanádio foi analisado. Foram feitos ensaios de pino-disco em movimento circular, e esfera em plano, feito com movimento alternado. Ambos os testes percorreram 500 metros de percurso. A Figura 7 ilustra a microestrutura das amostras após os tratamentos térmicos.

Figura 7 – Imagem de MEV de elétrons secundários das amostras. (a-b) Aço M2 não reforçado sinterizado a 1280°C. (c-d) Aço M2+3 wt.% VC sinterizado a 1270°C. (e-f) Aço M2+6 wt.% VC sinterizado a 1240°C. (g-h-i) Aço M2+10 wt.% VC sinterizado a 1205°C.



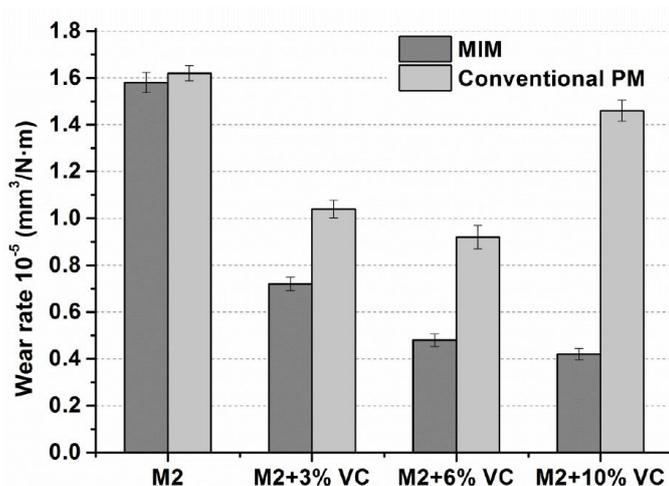
Fonte: Garcia et al. (2018, p. 10-11).

Figura 8 – Taxas de desgaste obtidas no ensaio de pino-disco



Fonte: Garcia et al. (2018, p.16).

Figura 9 - Taxas de desgaste obtidas no ensaio esfera em plano



Fonte: Garcia et al. (2018, p.18).

Com base nos resultados dos testes mostrados na Figura 8 e na Figura 9, ficou evidenciado que os materiais com carboneto de vanádio adicionado tendem a apresentar uma melhor resistência ao desgaste. O fato de os carbonetos duros, nitretos e carbonitretos serem capazes de suportar desgaste aliado com a

apresentação de menores tamanhos de grão nos materiais com adição de carboneto de vanádio justifica o melhor resultado.

O processo de moldagem por injeção de metais produziu amostras mais densas e homogêneas, com maior adesão das partículas precipitadas com a matriz, situação que é capaz de explicar seu melhor desempenho.

Em outro estudo por Garcia et al. (2016), amostras de aço rápido M2 com diferentes proporções de adição de carboneto de vanádio foram produzidas por metalurgia do pó convencional e um segundo método onde a sinterização das amostras foi feita por energia solar concentrada. A resistência ao desgaste das amostras foi analisada utilizando ensaios de pino-disco em movimento circular e esfera em plano com movimento linear e alternado.

Garcia et al. identificou que as amostras sinterizadas por energia solar apresentaram um resultado superior com relação a resistência ao desgaste. Este processo é capaz de produzir uma microestrutura mais homogênea e fina.

A adição de carbonetos de vanádio apresentou inicialmente aumento tanto na dureza dos materiais quanto na resistência ao desgaste. Dito isto, dentro as amostras produzidas convencionalmente se observou uma melhor resistência ao desgaste quando se utilizaram as amostras de 3 wt.% de carboneto de vanádio. O aumento desta proporção levou a uma maior dureza, porém trouxe uma queda na resistência ao desgaste. Esta queda pode estar relacionada à presença de maiores precipitados com menor grau de coesão com a matriz.

Em um artigo de Hernandez et al. (2012), as propriedades mecânicas do aço ASTM 743 CA6NM após um tratamento criogênico profundo foram analisadas, com um principal foco sendo dado para a resistência a abrasão. Neste trabalho, o material analisado passou por um processo de têmpera com temperaturas de austenitização variando de 965°C a 1065°C, com resfriamento subsequente em óleo a temperatura ambiente. Em seguida houve revenimento a 565°C por 90 minutos, com uma porção das amostras sendo tratadas criogenicamente a -190°C por 20 horas, com uma fração destas amostras sendo submetidas a um revenimento subsequente a 565°C por 90 minutos.

Observou-se dentro do estudo que a resistência a abrasão pode ser influenciada pelo tratamento criogênico, chegando a haver uma diminuição de 31% na taxa de desgaste entre uma amostra austenitizada a 965°C sem tratamento

criogênico e outra austenitizada na mesma temperatura com subsequente tratamento criogênico.

Houve também a identificação que o tratamento criogênico teve maior impacto nas propriedades das amostras austenitizadas a 965°C em comparação com aquelas austenitizadas a temperaturas superiores. Isto pode ser explicado pela maior proporção de austenita retida nas amostras que foram tratadas a temperaturas superiores, pois a austenita em maior proporção dificulta a transformação da martensita pelo tratamento criogênico.

Em um trabalho feito por Gobbi (2009), o efeito do tratamento criogênico sobre a resistência ao desgaste por microabrasão foi analisado. Neste estudo, o aço AISI D2 foi submetido a um ensaio de microabrasão do tipo esfera livre, utilizando água destilada e sílica (SiO₂) como formadores da pasta abrasiva. Os resultados dos ensaios indicaram um aumento de 44% na resistência ao desgaste após o tratamento criogênico, melhora atribuída pelo autor à transformação de austenita retida em martensita e ao incremento da quantidade de microcarbonetos precipitados durante o tratamento criogênico.

Com o objetivo de se analisar o desgaste de ferramentas em situações práticas, trabalhos utilizando os processos da indústria são realizados. Em um estudo produzido por Singh et al. (2011), ferramentas comerciais de aço rápido T-42 com e sem tratamento criogênico foram utilizadas para a usinagem de aço SAE 1020. Os parâmetros utilizados no estudo foram os seguintes: velocidade de corte de 58 m/min, velocidade de avanço de 0,5 mm/rotação e profundidade de corte de 0,8 mm. Os resultados dos ensaios indicaram diminuição de desgaste na ferramenta tratada criogenicamente, com a ocorrência de menor perda de massa durante o ensaio e utilização de menor potência pelo torno quando utilizando esta ferramenta. O acabamento das peças torneadas foi também analisado e as ferramentas com tratamento criogênico se mostraram superiores, propiciando uma menor rugosidade para as peças torneadas. Uma análise microestrutural foi então realizada sobre as ferramentas de modo a correlacionar os resultados obtidos no ensaio de usinagem com a microestrutura de cada tipo de material e se observou uma microestrutura mais refinada e com a presença de microcarbonetos finos na martensita nas ferramentas tratadas criogenicamente.

Com base nos resultados destes trabalhos descritos é possível aferir que a transformação de austenita retida em martensita e o aumento da densidade de

microcarbonetos dentro da microestrutura dos materiais é capaz de causar melhoria na resistência ao desgaste, com melhores resultados sendo propiciados pela adição de microcarbonetos de menor dimensão.

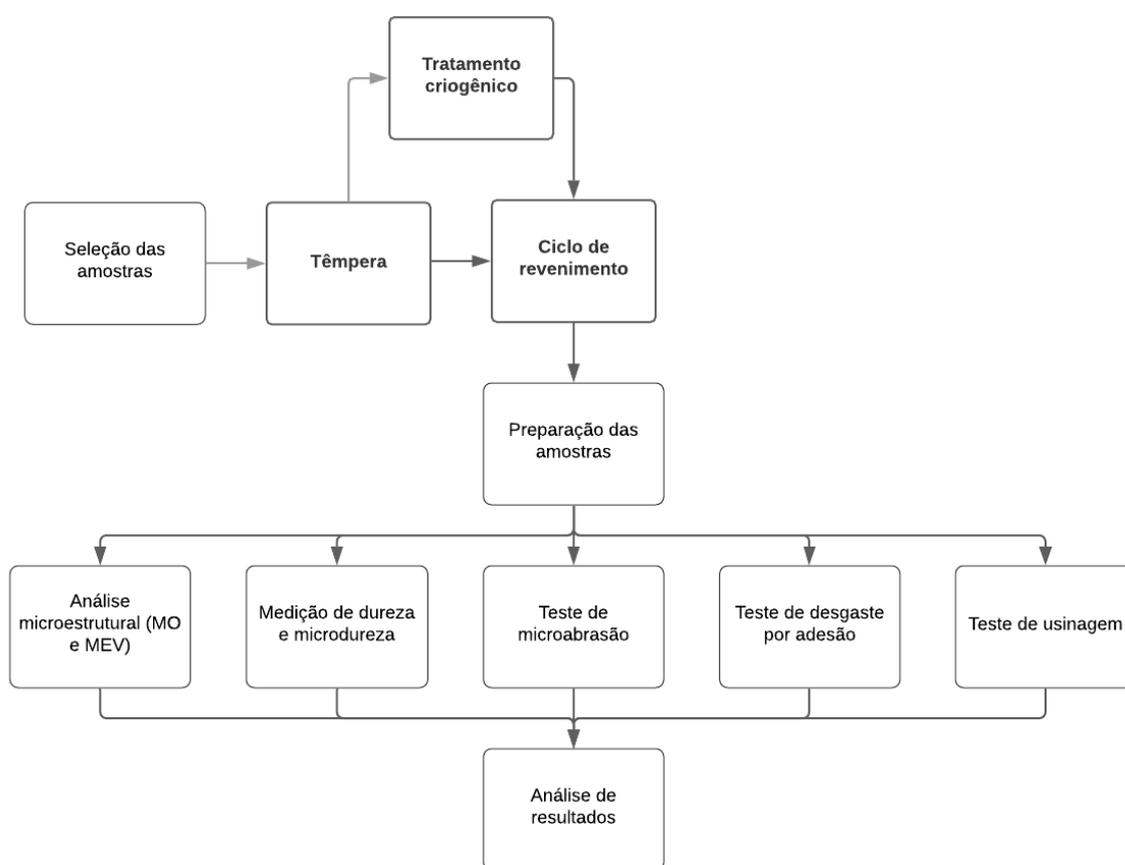
O foco desse trabalho é a análise do impacto da adição de cobalto em aços rápidos sobre os resultados do tratamento criogênico com relação à microestrutura, dureza, microdureza, resistência ao desgaste microabrasivo e por deslizamento a seco.

3 METODOLOGIA

3.1 MAPA DE ATIVIDADES

O fluxograma da Figura 10 identifica as atividades realizadas neste trabalho, identificando a ordem em que estas foram executadas.

Figura 10 - Fluxograma da metodologia do estudo



Fonte: O Autor (2021).

3.2 SELEÇÃO DAS AMOSTRAS

Neste trabalho foram selecionados para estudo dois tipos de aços rápidos comerciais, designadas como M2 e aço rápido com 10% de cobalto. Este material foi

selecionado por conta da sua utilização em grande escala na produção de ferramentas, as quais se beneficiariam bastante em caso de aumento de sua vida útil.

TIPOS:

Foram comprados aços rápidos de 3 composições, um de classificação M2, cuja composição está mostrada na Tabela 6 e que será apresentado no trabalho como HSS0%Co e outros dois tipos de aço rápido ao cobalto que serão apresentados como HSS10%Co1 e HSS10%Co2 respectivamente. As composições desses estão mostradas na Tabela 7 e Tabela 8. Esses valores de composição apresentados foram obtidos por certificados de qualidade disponibilizados pelos fabricantes.

Tabela 6 - Composição do aço M2 utilizado

Elemento	C	Mn	Si	Cr	Ni	P	S	Ti	Mo	W	V	Cu
% Peso	0,900	0,320	0,380	3,980	0,300	0,028	0,001	0,005	4,810	6,060	1,790	0,120

Fonte: O Autor (2021).

A composição do material contendo 10% de cobalto variou entre os bedames e os bits. A composição química dos bedames com 10% de cobalto utilizadas foi a seguinte:

Tabela 7 - Composição do aço rápido com 10% de cobalto dos bedames utilizados (Tipo 1)

Elemento	C	Mn	Si	Cr	P	S	Mo	W	V	Co
% Peso	1,25	0,32	0,36	3,93	0,026	0,001	7,82	3,00	1,70	9,59

Fonte: O Autor (2021).

Essa composição de aço rápido será identificada como HSS10%Co1.

Já os bits que apresentam 10% de cobalto possuem a seguinte composição química:

Tabela 8- Composição do aço rápido com 10% de cobalto dos bits utilizados (Tipo 2)

Elemento	C	Mn	Si	Cr	Ni	P	S	Ti	Mo	W	V	Cu	Al	Co
% Peso	1,090	0,400	0,32	3,680	0,10	0,013	0,007	0,005	4,670	6,350	1,050	0,1	0,006	9,480

Fonte: O Autor (2021).

Essa composição de aço rápido será identificada como HSS10%Co2.

A Figura 12 e a Figura 11 apresentam o formato do material analisado. Foram utilizados dois formatos, na forma de bits e de bedames. Os bedames foram fabricados pela mesma empresa (Ades Ferramentas) enquanto que os bits foram fabricados pela empresa (Albafér). As peças obtidas foram divididas da seguinte forma:

- Bedames de dimensão 1/2X1/8X4”
 - 6 peças de aço rápido M2 (HSS0%Co)
 - 6 peças de aço rápido com 10% de cobalto (HSS10%Co1)
- Bits de dimensão 1/2X1/2X4 1/2”
 - 6 peças de aço rápido M2 (HSS0%Co)
 - 6 peças de aço rápido com 10% de cobalto (HSS10%Co2)

Figura 11– Bedames de HSS0%Co e HSS10%Co1



Fonte: O Autor (2021).

Figura 12 – Bits de HSS0%Co e HSS10%Co2



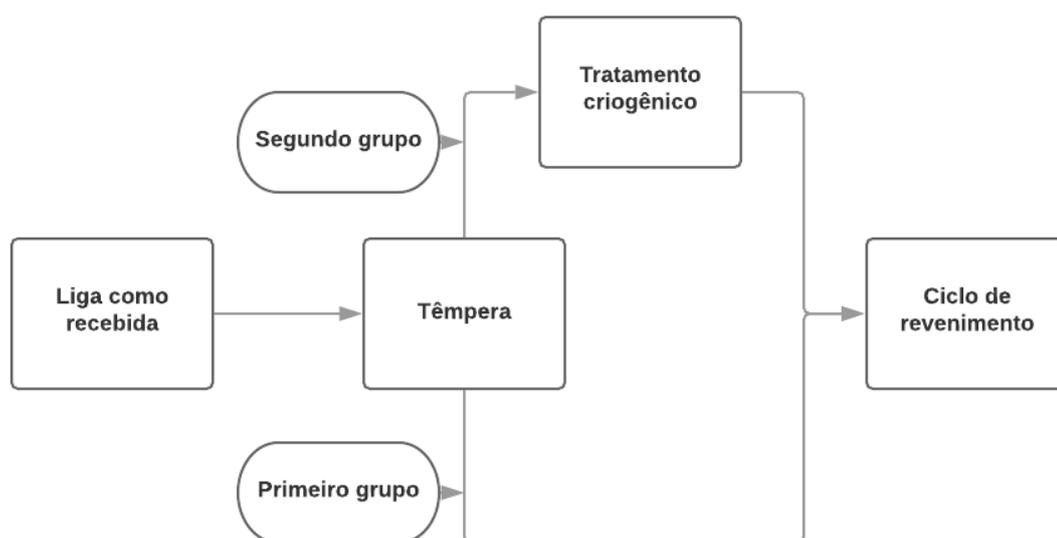
Fonte: O Autor (2021).

3.3 TRATAMENTO TÉRMICO DAS AMOSTRAS

Neste estágio do estudo, as amostras foram divididas em dois grupos, aquele que seguiria para um tratamento térmico convencional e aquele que seguiria para outro tratamento onde o tratamento criogênico seria utilizado. Cada grupo possuiu 3 amostras de cada composição e formato de peça descritas anteriormente, totalizando 12 amostras por grupo.

O processo do tratamento térmico pode ser descrito pelo fluxograma abaixo:

Figura 13 – Fluxograma do tratamento térmico



Fonte: O Autor (2021).

Tratamento térmico convencional

O grupo de amostras submetido a este processo passará pelo seguinte processo:

- Têmpera com a utilização de 3 patamares intermediários de temperatura
 - 600°C por 40 min
 - 800°C por 20 min
 - 1050°C por 15 min
 - 1200°C por 15 min
- Subsequente resfriamento em óleo

- Revenimento em 2 etapas posteriores a temperatura de 550°C, por um período de 2 horas. Os períodos de resfriamento e aquecimento duraram 1 hora cada.

O período de têmpera foi escolhido de forma a austenitizar de maneira homogênea todo o material. O resfriamento a óleo foi escolhido de modo a evitar que a presença de cobalto encontrada apenas na metade das amostras causasse uma transformação microestrutural diferente entre os materiais estudados.

Os processos de têmpera e revenimento foram realizados utilizando o forno Mufla JUNG LF2312.

Tratamento criogênico

As amostras do segundo grupo passarão por uma etapa adicional de tratamento térmico entre a têmpera e o revenimento. Nesta etapa, as amostras serão submetidas a um banho de nitrogênio líquido por um período de 48 horas.

As amostras foram resfriadas em um equipamento capaz de escalonar as quedas de temperatura, com manutenção da temperatura por trinta minutos nas temperaturas de 0°C, -30°C, -60°C, -90°C e -120°C com subsequente imersão das amostras em nitrogênio líquido.

O resfriamento entre a temperatura ambiente até -120°C foi realizado utilizando o equipamento DWN 120A Type Impact Low Temperature Meter.

O resfriamento a -196°C e manutenção nesta temperatura foi realizado em um reservatório de nitrogênio líquido.

De modo a inserir e retirar as amostras do reservatório de nitrogênio líquido, uma cesta de arame capaz de ser atrelada a uma vara de metal foi confeccionada. A imagem abaixo a mostra em conjunto com as amostras e a vara de metal.

Figura 14 – Cesta de Resfriamento

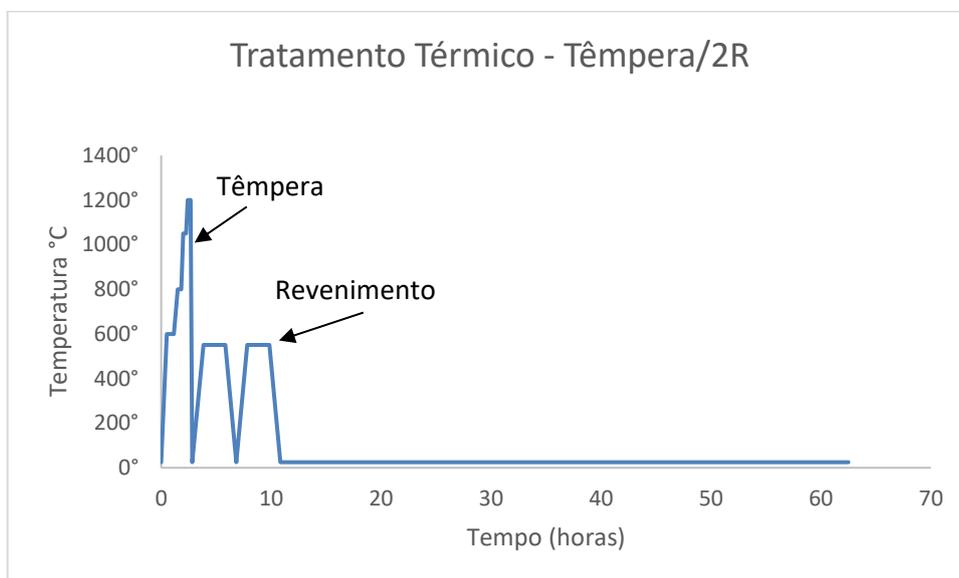


Fonte: O Autor (2021).

O aquecimento dos materiais foi feito através da elevação das ferramentas sobre o reservatório criogênico pelo período de 30 min, mantendo estas sob o efeito refrigerante do gás de nitrogênio.

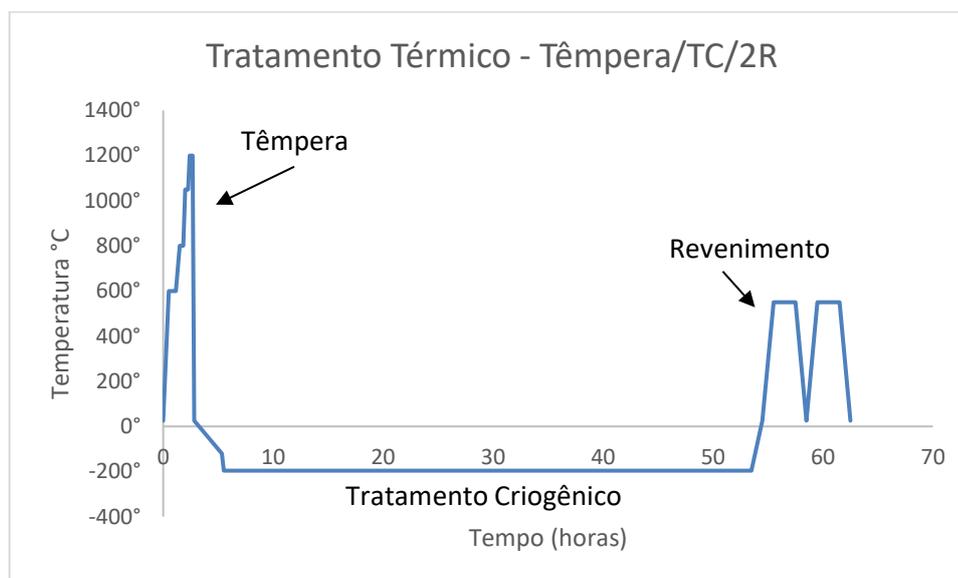
A Figura 15 e a Figura 16 ilustram as duas rotas de tratamento térmico descritas previamente em sua totalidade

Figura 15 – Rota Temp/2R



Fonte: O Autor (2021).

Figura 16 – Rota Têmpera/TC/2R



Fonte: O Autor (2021).

As legendas abaixo identificam as amostras utilizadas de acordo com material e tratamento térmico utilizado. As amostras sem tratamento criogênico serão identificadas por -TR (indicando tratamento convencional, com têmpera e revenimento) e as tratadas criogenicamente por -TCR.

- HSS0%Co-TR – Amostra de aço M2 sem tratamento criogênico
- HSS0%Co-TCR - Amostra de aço M2 com tratamento criogênico
- HSS10%Co1-TR - Amostra de aço rápido tipo 1 sem tratamento criogênico
- HSS10%Co1-TCR - Amostra de aço rápido tipo 1 com tratamento criogênico
- HSS10%Co2-TR - Amostra de aço rápido tipo 2 sem tratamento criogênico
- HSS10%Co2-TCR - Amostra de aço rápido tipo 2 com tratamento criogênico

3.4 PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS

As amostras a serem utilizadas nos testes que necessitaram de preparação das amostras foram produzidas através do corte dos bedames e dos bits com a utilização do equipamento Struers Discotron-10.

Foram produzidas amostras em duas configurações a partir dos bedames, uma medindo cerca de 30 mm de comprimento para ser utilizada no teste de microabrasão e outra com cerca de 12 mm para ser utilizada nos testes de microdureza e microscopia eletrônica. A seção restante dos bedames foi utilizada no ensaio de dureza.

Os bits a serem utilizados no teste de desgaste por deslizamento a seco foram cortados em seções de 30 mm de comprimento. Estas amostras foram então planificadas, tendo 3 mm de espessura retirados, metade deste valor em cada face de modo a analisar o material sem haver influência de possível oxidação e descarbonetação na superfície. Após o teste inicial, estas amostras tiveram sua dureza e microdureza observadas e foram analisadas por microscópio eletrônico.

De modo a facilitar os processos subsequentes, as amostras de 12 mm de comprimento foram embutidas logo após o corte. Já as amostras retiradas a partir dos bits foram embutidas após a realização do ensaio de deslizamento a seco com o mesmo objetivo, sendo que estas foram lixadas e polidas anteriormente ao ensaio de deslizamento a seco.

As amostras foram então lixadas progressivamente com lixas de granulometria de 120, 220, 400, 800 e 1200. Subsequentemente elas foram polidas com pasta diamantada de 3 micrometros.

Figura 17 – Amostras para o ensaio de microabrasão



Fonte: O Autor (2021).

Figura 18 – Amostras para o teste de microdureza e microscopia ótica



Fonte: O Autor (2021).

Dentre as amostras preparadas para a microscopia eletrônica houveram aquelas com e sem ataque químico. As amostras produzidas a partir do bedames foram visualizadas sem ataque e com ataque por nital 3% de modo a confirmar os resultados obtidos. As amostras produzidas pelos bits foram analisadas após serem atacadas por nital 3%.

3.5 ANÁLISE MICROESTRUTURAL

O microscópio óptico foi utilizado de modo a caracterizar melhor caracterizar as amostras utilizadas nos ensaios, identificando acabamento superficial e efeitos de desgaste. O equipamento utilizado foi o Stemi 2000-C, capaz de realizar magnificação de até 50 vezes.

A microscopia eletrônica foi utilizada nas amostras de modo a observar a microestrutura dos materiais, avaliando o impacto da variação dos tratamentos térmicos destes e da composição química. As amostras foram analisadas por elétrons secundários (SE), capazes de evidenciar o a topografia da superfície analisada, elétrons retroespalhados (BSE), utilizados para observar a microestrutura e espectroscopia por energia dispersiva (EDS) para observar a composição química das fases observadas na superfície do material. A análise por BSE utilizou uma voltagem de aceleração de 15KV enquanto as análises por SE e EDS utilizaram uma voltagem de aceleração de 20 KV. Estas voltagens foram utilizadas de modo a se obter uma combinação adequada de penetração de elétrons e resolução. O equipamento utilizado foi o TESCAN MIRA3.

Por fim, softwares foram utilizados para tratar e contextualizar os resultados obtidos. O software de análise de imagens, ImageJ, foi utilizado para analisar imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura de modo a quantificar o percentual de carbonetos presentes na superfície da amostra. O software CalcZAF foi utilizado para calcular o volume de interação dos elétrons no ensaio por EDS.

3.6 ANÁLISE DE DUREZA

Todos os tipos de amostras foram submetidos a uma análise de dureza com cinco medições em cada amostras após os tratamentos térmicos com o fim de confirmar sua dureza na escala Rockwell C. As identações foram realizadas na região central da superfície das amostras após sua preparação, sendo feitas 5 medições por amostra. A pré-carga utilizada foi de 150 kgf. O ensaio foi realizado utilizando-se o equipamento Mitutoyo HR-400.

3.7 ANÁLISE DE MICRODUREZA

Nesta etapa, amostras de cada tipo de composição e tratamento térmico foram avaliadas de acordo com a microdureza Vickers. Utilizou-se uma carga de 300 gramas, com 10 medições por amostra e uma ampliação de 50 vezes. As identações foram realizadas com distanciamento constante de modo a obter um resultado característico para o material, obtendo, desta forma, a microdureza da matriz reforçada por carbonetos. O equipamento utilizado foi o EMCOTEST DuraScan. As amostras provenientes dos bedames, contendo os aços HSS0%Co e HSS10%Co1 também foram analisadas utilizando uma carga de 200 gramas.

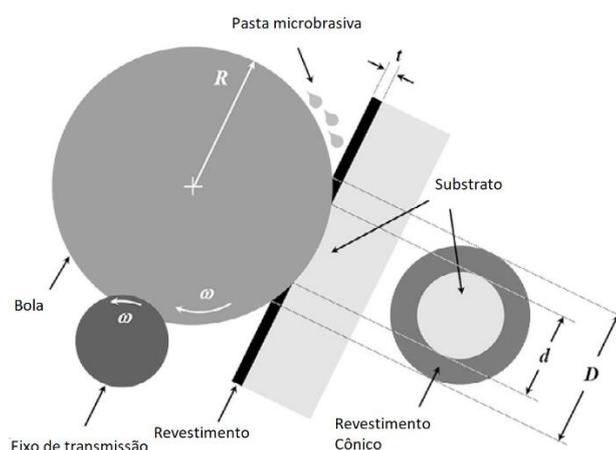
3.8 TESTE DE DESGASTE POR MICROABRASÃO

Neste ensaio, as amostras de 30 centímetros de comprimento produzidas a partir dos bedames foram colocadas de encontro a uma esfera de 12,7 mm de raio coberta por um material abrasivo com o intuito de se realizar um processo de desgaste abrasivo. A esfera é revestida por uma pasta abrasiva, normalmente formada por um abrasivo e água destilada e então realiza um movimento de rotação sobre a amostra ensaiada ao mesmo tempo que uma força normal é aplicada. Esta interação produz uma calota na amostra, a qual é medida durante o ensaio de modo a encontrar a taxa de desgaste. Os materiais estudados neste ensaio foram o aço HSS0%Co e o aço HSS10%Co1 tratados pelos dois tipos de tratamento térmico.

Neste ensaio se utilizou uma força normal de 0,26 N e foram feitas análises preliminares até se encontrar o período necessário para a obtenção do regime permanente de desgaste das amostras, com o período total de teste sendo uma função deste. Para a obtenção da taxa de desgaste das amostras dois tipos de abrasivos foram utilizados: sílica e carbeto de silício.

Foram feitas análises preliminares até se encontrar o período necessário para a obtenção do regime permanente de desgaste das amostras, sendo tiradas medições a cada 3 minutos de modo a identificar o momento em que o regime permanente de desgaste ficou caracterizado. Com base nesses ensaios preliminares, o tempo de ensaio escolhido foi de 30 minutos.

Figura 19 – Representação esquemática do ensaio de microabrasão



Fonte: Adaptado de Mercado-Solis et al. (2017, p.1093).

Neste ensaio, a taxa de desgaste foi obtida de acordo com a seguinte equação:

$$\text{Taxa de desgaste (m}^3\cdot\text{N}^{-1}\cdot\text{m}^{-1}) = \frac{b^4}{128 \cdot t \cdot n \cdot F_n \cdot R^2}$$

onde,

b = Diâmetro da calota formada [m]

t = Tempo de ensaio [min]

n = Rotação [RPM]

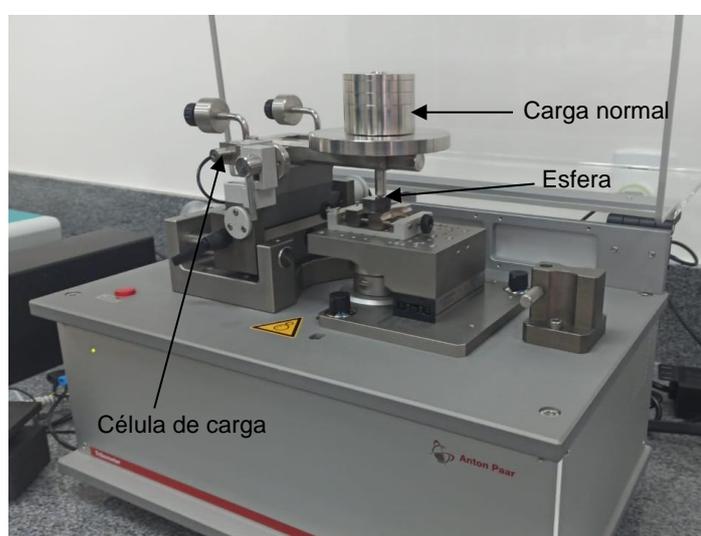
F_n = Força normal [N]

R = Raio da esfera [m]

3.9 TESTE DE DESGASTE POR DESLIZAMENTO A SECO

A análise de resistência ao desgaste por deslizamento a seco dos materiais estudados foi a próxima etapa deste trabalho. Para tanto, as amostras tratadas termicamente foram postas de encontro a uma esfera de 6 milímetros de diâmetro a qual realizou um movimento sobre a superfície da amostra, ocasionando desgaste. O teste foi realizado utilizando o equipamento TRB³ da Anton Paar.

Figura 20 – Tribômetro TRB³



Fonte: O Autor (2021).

Os parâmetros utilizados no teste foram os seguintes: amplitude de 10 mm, 2,5 hertz de frequência, esfera de alumina, carga de 10 N e percurso total de 50 metros com movimento no modo de reciprocating, isto é, apresentando um movimento alternado. Os materiais estudados neste ensaio foram o aço HSS0%Co e o aço HSS10%Co2 tratados por ambos os ciclos de tratamento térmico. Cada amostra passou por 3 testes, com 6 medições sendo feitas para cada um deles.

Todas as amostras analisadas foram lixadas e polidas de forma a obterem um acabamento superficial adequado, com a rugosidade Ra de todas as amostras sendo medidas e apresentando valores inferiores a 0,8 μ m.

Durante o ensaio, o nível de atrito apresentado pelo contato da esfera com a amostra foi continuamente mensurado de modo a identificar o comportamento desta

nos mais diversos estágios de desgaste. Este valor foi obtido pela utilização das células de carga presentes no tribômetro e disponibilizadas pelo software Tribometer da Anton Paar.

Os dados relativos ao atrito foram obtidos pelo próprio tribômetro a partir de células de carga internas enquanto o valor de desgaste total foi obtido utilizando o rugosímetro Surtronic S-100 Series.

A taxa do desgaste foi obtida utilizando a seguinte fórmula:

$$\text{Taxa de desgaste (mm}^3\text{.N}^{-1}\text{.m}^{-1}\text{)} = \frac{\text{Perda de Volume (mm}^3\text{)}}{\text{Carga Normal (N)} \cdot \text{Percurso percorrido (m)}}$$

3.10 ENSAIO DE USINAGEM

Nesse teste, os bits de aço HSS0%Co e aço HSS10%Co2 tratados termicamente pelos dois métodos foram submetidos a um processo de usinagem utilizando aço SAE 1045. As peças de SAE 1045 escolhidas para serem usinadas foram cilindros com 200 milímetros de comprimento e 50,8 milímetros de diâmetro.

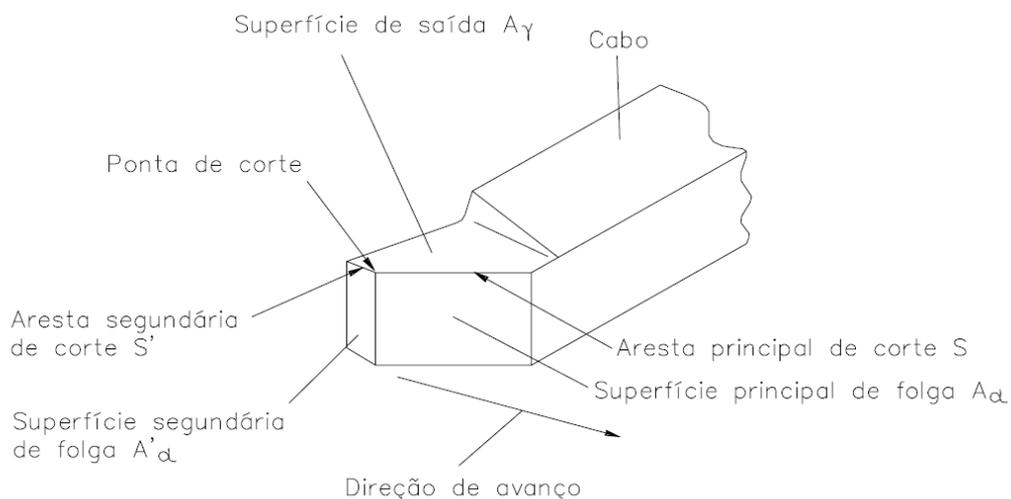
Estes cilindros foram preparados para o ensaio utilizando o equipamento MASCOTE MS 205 da empresa Nardini, através de um processo de faceamento, furo de contraponto e retirada do óxido superficial. Em média, os cilindros se mostraram aptos ao teste ao se aproximarem a 49 milímetros de diâmetro.

Os bits foram afiados através da afiadora MAROD MR-3, a qual é capaz de manter a geometria do fio de corte constantes entre todas as ferramentas. As ferramentas tiveram então suas faces trabalhadas de modo a obter um bom acabamento utilizando um rebolo de acabamento.

A geometria utilizada durante o ensaio foi escolhida de modo a obter uma cunha capaz de suportar os esforços necessários, porém buscando uma combinação de ângulos de ferramenta que proporcionariam uma taxa de desgaste elevada de modo a controlar o período necessário para a realização do ensaio.

A Figura 21 ilustra a posição dos ângulos necessários para caracterizar a cunha da ferramenta.

Figura 21 - Elementos de uma cunha de corte de uma ferramenta genérica



Fonte: Machado e Da Silva (2004, p.16).

Com base no objetivo de controlar o tempo de vida útil da ferramenta e baseado na posição das superfícies da cunha de corte ilustradas na Figura 21 os ângulos utilizados na afiação dos bits foram os seguintes:

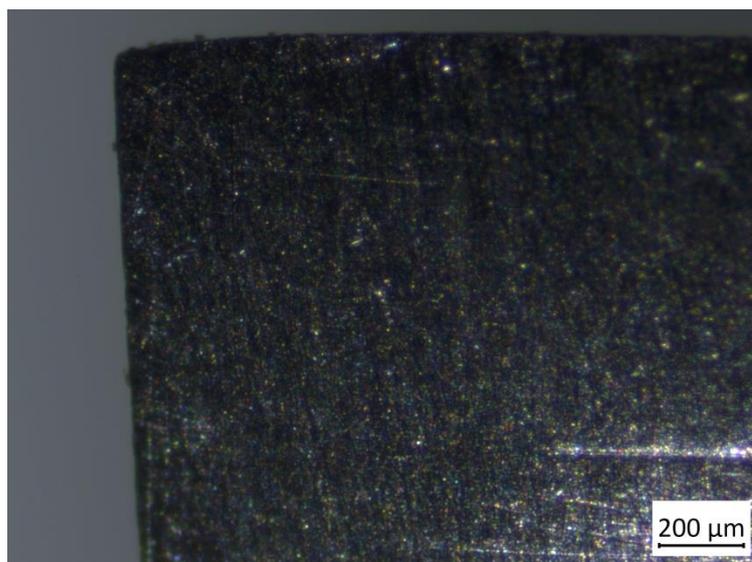
Tabela 9 – Parâmetros de afiação dos bits

Ângulo de saída (γ)	Ângulo de folga (α)	Superfície Secund. de folga ($A\alpha'$)	Ângulo de posição primário (Xr)	Ângulo de posição secundário ($X'r$)
8°	6°	8°	82°	12°

Fonte: O Autor (2021).

Antes do início dos ensaios, as ferramentas tiveram seus fios de corte analisados por meio de microscópio óptico, objetivando análise do estado do fio de corte de modo a confirmar o nível de acabamento obtido.

Figura 22 – Fio de corte com acabamento



Fonte: O Autor (2021).

Sucessivos passes de usinagem foram então feitos utilizando o equipamento MASCOTE MS 205. Cada passe utilizou uma profundidade de corte de 0,5 mm, uma velocidade de corte de 60 m/min e velocidade de 0,05 mm/rotação de avanço. Esses parâmetros foram estabelecidos através de ensaios preliminares que estabeleceram valores em que o fim de vida da ferramenta ocorreria em um número baixo de passes.

Cada bit foi utilizado dentro do ensaio até apresentar um desgaste total da ponta da ferramenta, o que se traduz em uma diminuição de 0,5 mm no comprimento de ponta. Os ensaios prosseguiram até o momento em que o movimento da ferramenta deixou de produzir marcas no cilindro torneado, ou seja, quando a ferramenta passou a não mais realizar contato com a peça trabalhada.

Com base no resultado desses testes, cada tipo de material de ferramenta e tratamento térmico foi analisado, rankeando sua performance com relação às outras combinações destes dois parâmetros.

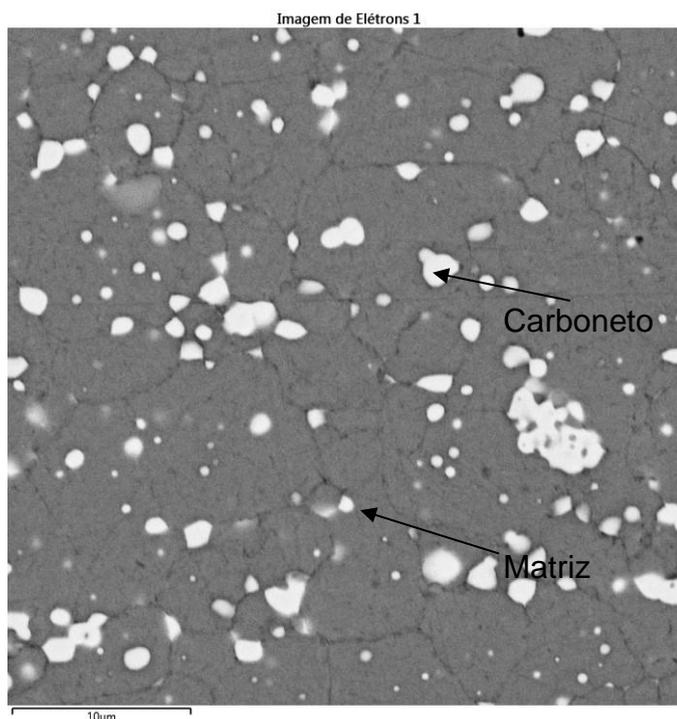
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 MICROSCOPIA ELETRÔNICA

A análise foi iniciada pela realização de EDS, a qual foi capaz de identificar quais os elementos formadores dos carbonetos em aços com os dois percentuais de cobalto estudados através da análise dos raios x emitidos pela amostra produzidos pelo bombardeamento das amostras por um feixe de elétrons. A voltagem de aceleração de 20 KV utilizada produziu um volume de interação com um raio de produção de raios x com cerca de 1,57 μm para raios x $L\alpha$ e 1,30 μm para raios x $K\alpha$.

A Figura 23 ilustra a região analisada do aço HSS0%Co.

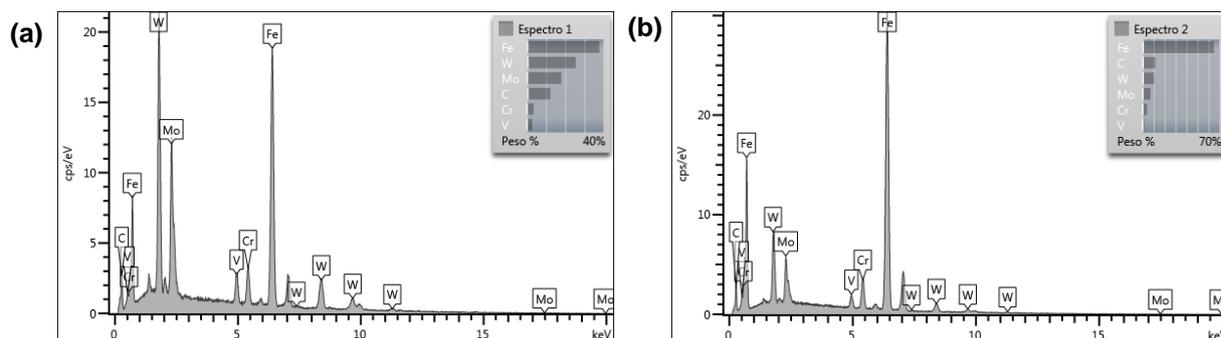
Figura 23 – Região analisada por EDS no aço HSS0%Co-TR



Fonte: O Autor (2021).

A Figura 24 (a) ilustra o resultado da análise por EDS de um carboneto presente no aço HSS0%Co não tratado criogenicamente, carboneto que apresentou composição semelhante a muitos outros presentes na amostra, enquanto a Figura 24 (b) ilustra a composição da matriz.

Figura 24 – Composição química da amostra de HSS0%Co-TR na (a) região em torno do carboneto apontado e (b) na região em torno da matriz



Fonte: O Autor (2021).

Tabela 10 - Composição química da amostra com o desvio padrão de HSS0%Co-TR na (a) região em torno do carboneto apontado e (b) na região em torno da matriz

Elementos	Carboneto apontado		Matriz	
	Wt%	Desvio padrão %	Wt%	Desvio padrão %
C	12,28	0,53	11,61	0,47
V	2,82	0,1	1,58	0,08
Cr	3,48	0,11	4,08	0,1
Fe	37,89	0,4	65,07	0,5
Mo	18,02	0,33	7,17	0,23
W	25,52	0,51	10,49	0,42

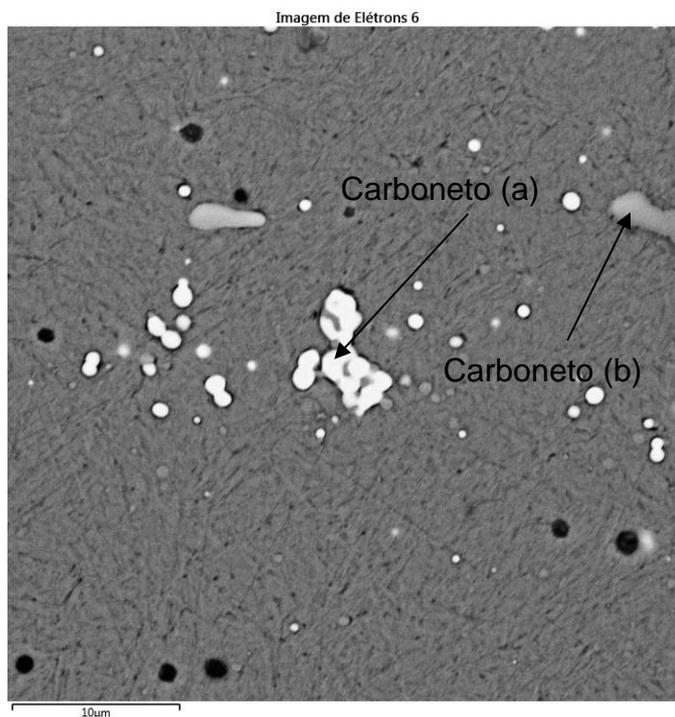
Fonte: O Autor (2021).

Os elementos observados nos carbonetos foram ferro, carbono, tungstênio, molibdênio, carbono, vanádio e cromo. O carboneto apontado apresenta uma cor clara, compatível com o carboneto M_6C , por conta da maior relação de metais de transição para cada átomo de carbono, como o Mo e W.

Já no caso da matriz, em ambos os aços o principal elemento encontrado foi o ferro, com menores proporções de tungstênio, carbono, molibdênio, cromo e vanádio, elementos compatíveis com a composição química disponibilizada pelos fabricantes

A Figura 25 ilustra a região analisada do aço HSS10%Co1.

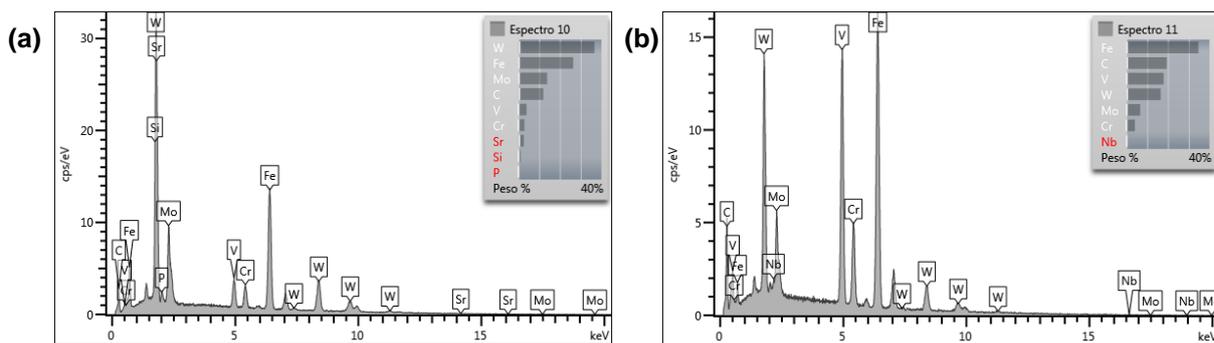
Figura 25 - Região analisada por EDS no aço HSS10%Co1-TR



Fonte: O Autor (2021).

Dentro dos aços rápidos HSS10%Co1 também se observou por EDS a composição de um carboneto da amostra não tratada criogenicamente e da matriz desta. Os resultados destas análises se mostram na Figura 26.

Figura 26 - Composição química da amostra de HSS10%Co1-TR na (a) região em torno do carboneto mais claro apontado e (b) na região ao redor do carboneto mais escurecido



Fonte: O Autor (2021).

Tabela 11- Composição química da amostra de HSS10%Co1-TR na (a) região em torno do carboneto mais claro apontado e (b) na região ao redor do carboneto mais escurecido

Elementos	Carboneto (a)		Carboneto (b)	
	Wt%	Desvio padrão %	Wt%	Desvio padrão %
C	11,91	0,52	16,24	0,47
V	4,09	0,12	20,46	0,22
Cr	3,03	0,11	4,75	0,13
Fe	27,56	0,33	36,59	0,34
Mo	14,28	0,33	6,98	0,23
W	38,19	0,53	14,97	0,43

Fonte: O Autor (2021).

O carboneto (a) do aço HSS10%Co1 se mostrou semelhante àqueles encontrados no aço HSS0%Co, existindo a presença de ferro, carbono, tungstênio, molibdênio, carbono, vanádio e cromo. Além do carboneto M_6C , que também havia sido observado no aço HSS0%Co-TR, é possível observar regiões próximas ao ponto analisado onde existem carbonetos de tom mais acinzentado, indicando uma maior relação de carbono para cada átomo de metal de transição e, conseqüentemente, a presença de carbonetos do tipo MC, situação também indicada pelo maior percentual de vanádio medido nesta posição.

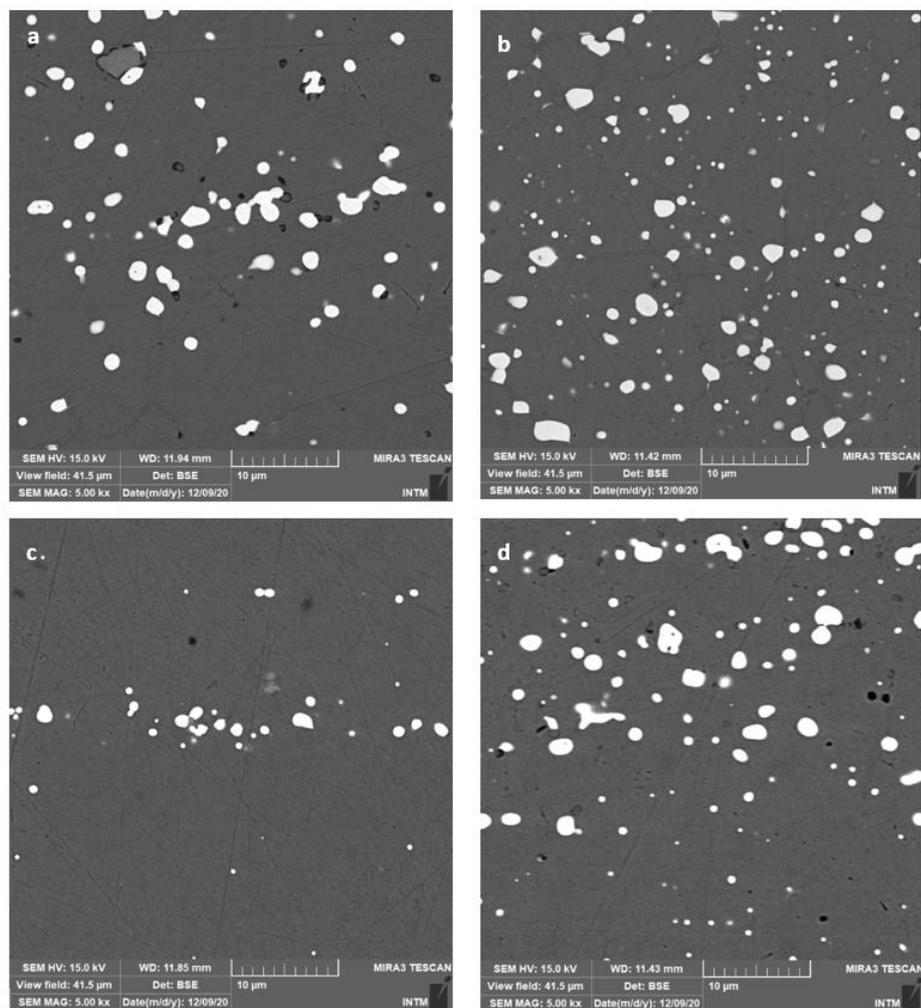
O carboneto (b) apresenta um elevado percentual de vanádio, o que, junto com a coloração mais acinzentada da região indica a presença de carboneto MC.

Os resultados apresentados pelas análises por EDS são compatíveis com os resultados esperados, havendo semelhança na composição dos carbonetos claros e falta de cobalto na composição de ambos os carbonetos analisados, elemento de maior importância na diferença de composição dos aços rápidos estudados e que não participa da composição de carbonetos, afetando-os em sua criação, controlando suas dimensões.

Em seguida se utilizou elétrons retroespalhados para analisar as amostras. Neste trabalho, o principal foco da microscopia eletrônica foi estabelecido como sendo a análise da densidade, distribuição e dimensão dos microcarbonetos, características que são capazes de influir na dureza, microdureza e resistência a microabrasão, motivo da realização dessa análise

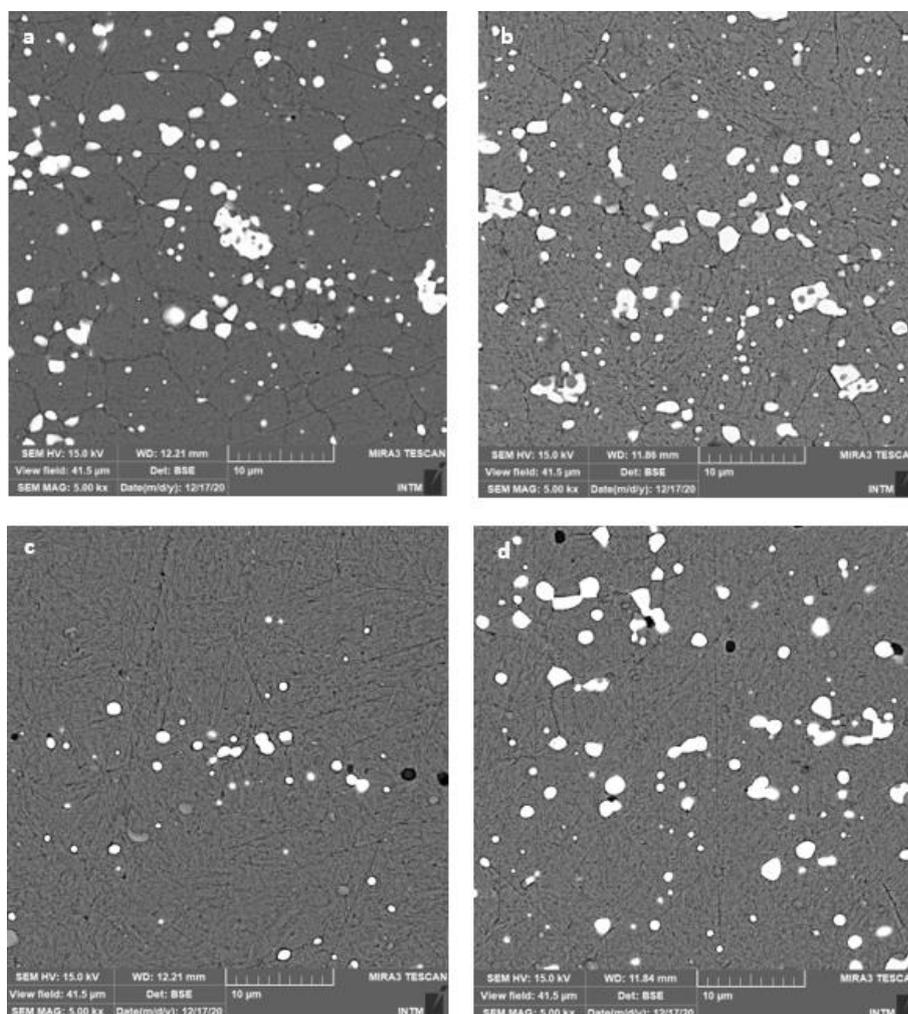
As imagens mostradas na Figura 27 foram obtidas após uma análise das amostras obtidas dos bedames.

Figura 27 - Imagens de microscópio eletrônico de varredura utilizando elétrons retroespalhados de amostras com aumento de 5 mil vezes provenientes dos bedames dos grupos (a) HSS0%CO-TR, (b) HSS0%CO-TCR, (c) HSS10%Co1-TR, (d)HSS10%Co1-TCR



Fonte: O Autor (2021).

Figura 28 – Imagens de microscópio eletrônico de varredura utilizando elétrons retroespalhados de amostras atacadas por nital 3% amostras com aumento de 5 mil vezes provenientes dos bedames dos grupos (a) HSS0%CO-TR, (b) HSS0%CO-TCR, (c) HSS10%Co1-TR, (d)HSS10%Co1-TCR



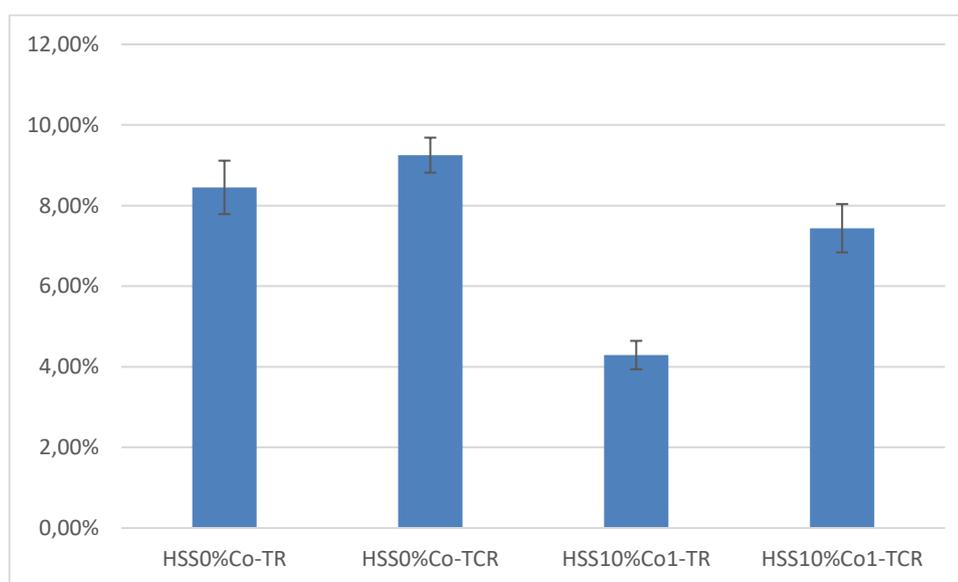
Fonte: O Autor (2021).

Observando estas imagens percebe-se que, no geral, houve um aumento na densidade de microcarbonetos secundários em ambos os aços rápidos ocasionado pelo tratamento criogênico, com destaque para aqueles de menor dimensão, os quais são formados durante o processo de revenimento. Estes microcarbonetos são capazes de causar um aumento substancial na resistência ao desgaste dos materiais onde estão presentes (PAULIN, 1992), além de reduzir o stress interno da martensita e dificultar o surgimento de microtrincas. A dimensão de carbonetos obtida também pode ser considerada benéfica para a resistência ao desgaste pois carbonetos de menor dimensão, quando apresentando boa aderência a matriz e situados no interior de grãos são capazes de inibir a formação de partículas

abrasivas durante o desgaste (VELASCO, 2001). É possível identificar que as imagens com ataque químico aparentam apresentar uma microestrutura semelhante às não atacadas, com a diferença de tornar possível a visualização de uma pequena porção de carbonetos não visíveis inicialmente. Não foi possível encontrar exatamente a mesma área do teste após o ataque químico, porém uma maior semelhança entre as amostras de aço HSS0%Co submetidas aos dois tratamentos térmicos pode ser facilmente observada, exemplificando esse fenômeno.

Com base nas imagens obtidas pelo ensaio foi possível estabelecer o percentual de carbonetos em cada variação de amostra. Cinco imagens de cada amostra após o ataque químico com ampliação de mil vezes foram utilizadas pelo software ImageJ para a obtenção deste percentual. A Figura 29 sintetiza os resultados desta análise, indicando o percentual de todos os carbonetos na matriz.

Figura 29 – Percentual de carbonetos na superfície dos bedames



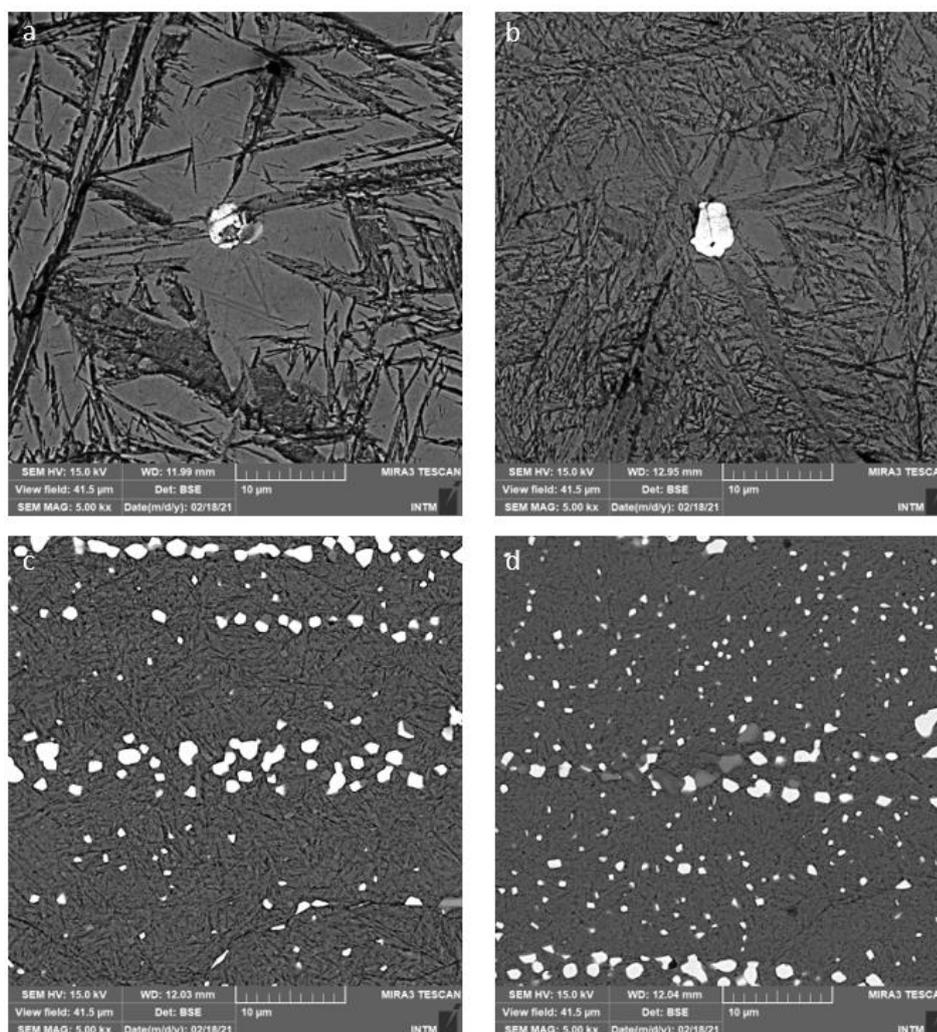
Fonte: O Autor (2021).

É possível perceber que houve um aumento no percentual de carbonetos após o tratamento criogênico, sendo este aumento mais significativo nos aços rápidos HSS10%Co1. A média percentual de carbonetos na superfície no aço HSS0%Co passou de 8,4% com tratamento convencional para 9,2% com tratamento criogênico. Já no aço HSS10%Co1 essa proporção variou de 4,3% com tratamento convencional para 7,4% com tratamento criogênico. A propriedade do cobalto de inibir o crescimento de carbonetos precipitados é capaz de causar uma maior

formação de carbonetos de menor diâmetro e subsequentemente o potencial de produzir uma melhor distribuição de carbonetos de menor dimensão, situação passível de explicar o maior aumento no percentual de microcarbonetos durante o tratamento criogênico deste tipo de material, informação que pode ser conferida observando as imagens de microscopia eletrônica onde o aumento da presença de carbonetos se concentra naqueles de menor dimensão.

A análise por microscópio eletrônico das amostras produzidas a partir dos bits resultou na Figura 30. As amostras foram atacadas com nital 3%.

Figura 30 - Imagens de microscópio eletrônico de varredura utilizando elétrons retroespalhados de amostras atacadas com nital 3% amostras com aumento de 5 mil vezes provenientes dos bits dos grupos (a) HSS0%CO-TR, (b) HSS0%CO-TCR, (c) HSS10%Co2-TR, (d)HSS10%Co2-TCR



Fonte: O Autor (2021).

Com base nessas imagens é possível perceber que as amostras de aço HSS0%Co não apresentaram uma boa distribuição de carbonetos, não havendo uma presença significativa destes no material, sendo a superfície da amostra formada principalmente por martensita. A martensita no aço HSS0%Co é apresentada como uma mistura das morfologias de ripas e placas, microestrutura cuja presença é esperada em aços com o percentual de carbono do aço HSS0%Co (KRAUSS, 2005). A martensita na amostra tratada criogenicamente aparenta compor um maior percentual do material, apresentando diminuição do tamanho de blocos e pacotes, mudanças que indicam que o percentual de carbono na matriz martensítica é mais elevado no material tratado criogenicamente (MORITO et al., 2003). A maior área ocupada pela martensita aponta para uma transformação de austenita retida em martensita. Essa baixa precipitação de carbonetos pode ter sido causada por descarbonetação durante os tratamentos térmicos aplicados.

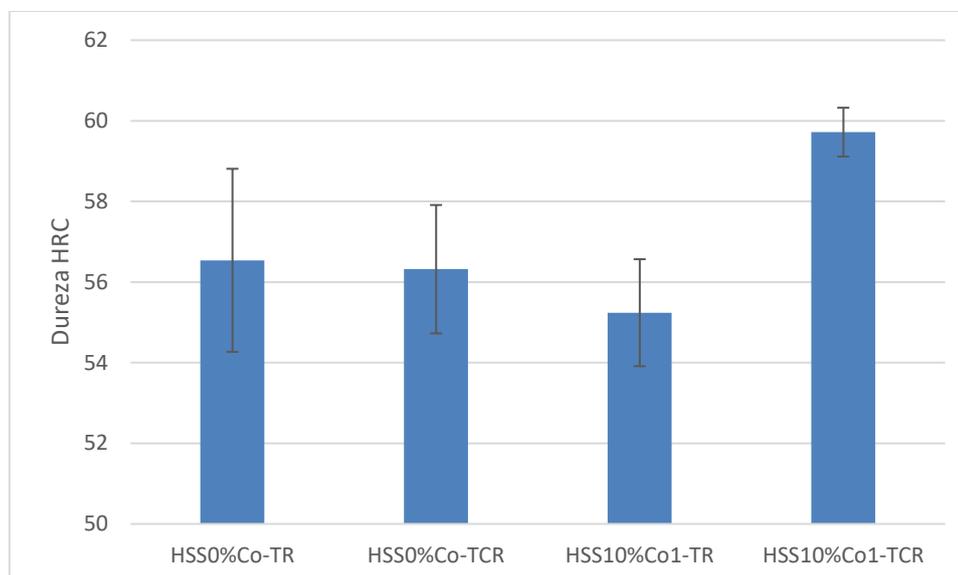
As linhas que podem ser observadas no aço HSS10%Co-TR são remanescentes do método de fabricação convencional onde existe conformação mecânica que forma estrias na direção do trabalho. (KIRK, 1982; ODÉRIZ, 1998). A microestrutura do aço HSS10%Co na imagem d também pode ser identificada como uma mistura entre martensita em placas e em ripas.

As amostras de aço rápido com cobalto apresentaram carbonetos em suas superfícies, com um aumento perceptível na densidade de carbonetos secundários de menor dimensão na amostra tratada criogenicamente.

4.2 ENSAIO DE DUREZA

O resultado do teste entre os bedames pode ser observado no gráfico abaixo:

Figura 31 – Dureza dos Bedames



Fonte – O Autor (2021).

Com base nos resultados é possível indicar que as amostras apresentaram uma dureza relativamente baixa para aços rápidos tratados por têmpera e revenimento. Tal resultado pode ser explicado pela utilização de um forno sem vácuo, situação em que as amostras podem ser alvo de descarbonetação, fenômeno que afeta principalmente a superfície dos materiais tratados, diminuindo a dureza da matriz dos aços e pelo período de austenitização relativamente longo que pode ter causado um crescimento de grão excessivo.

Ao se comparar as amostras entre si percebe-se que houve um aumento na dureza do aço rápido HSS10%Co1 tratado criogenicamente, com média de dureza de 59,72 HRC, quando comparado com este mesmo aço sem este tratamento que apresenta média de dureza de 55,24 HRC. Tal comportamento não pode ser observado no aço HSS0%Co, o qual não apresentou variação considerável no resultado, pois a variação da média observada se encontra dentro da região do desvio padrão.

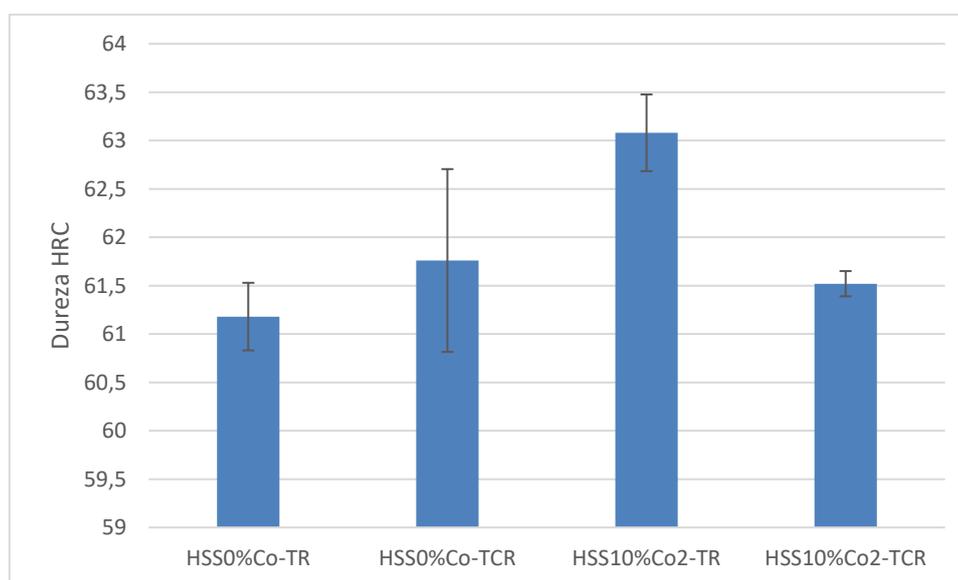
O aumento da dureza observada no aço rápido HSS10%Co1 pode ser explicado pela transformação da austenita retida em martensita aliada à presença desse maior número de carbonetos neste tipo de aço. Os carbonetos, por possuírem

uma maior dureza quando comparados com a matriz, elevam o grau de dureza medido pelo ensaio quando atingidos pelos indentadores. Vale salientar, no entanto, que caso haja saída excessiva de carbono da matriz para a formação de carbonetos este resultado pode ser invertido (SCHEUER et al., 2013).

Uma possível causa para a falta de aumento da dureza no aço HSS0%Co pode ser estabelecida como sendo a saída mais considerável de carbono da matriz, com o estabelecimento de uma menor taxa de carbono dentro da martensita, o que pode fazer com que a maior dureza obtida pela transformação de austenita retida em martensita e pela melhor dispersão de carbonetos na matriz seja compensada.

O resultado do teste entre os bits pode ser observado no gráfico abaixo:

Figura 32 – Dureza dos Bits



Fonte – O Autor (2021).

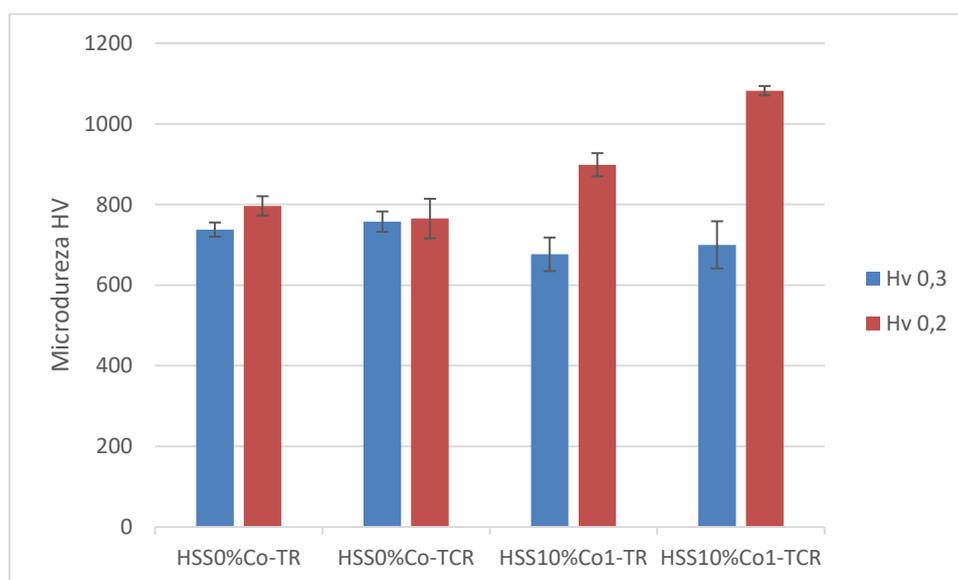
Observando os resultados do ensaio percebe-se um valor de dureza superior que aquele apresentado pelos bedames. Esta diferença de dureza pode ser explicada pela retífica que foi feita nestas amostras, procedimento que retirou o material que sofreu o maior impacto com descarbonetação e oxidação.

Enquanto o aço HSS0%Co apresenta um comportamento similar ao do mesmo material proveniente dos bedames, não mostrando variação estatisticamente significativa, o aço HSS10%Co2 apresentou queda na sua dureza. Tal situação indica que a matriz de martensita perdeu carbono para os microcarbonetos em excesso. Essa diferença de comportamento entre os dois tipos de aços HSS10%Co pode ser explicada pela composição química destes, tendo o aço HSS10%Co1 maior percentual de carbono em sua composição.

4.3 ENSAIO DE MICRODUREZA

Neste teste, cada uma das amostras foi medida repetidamente de modo a apresentar um resultado representativo do material. A figura abaixo apresenta a média dos valores obtidos nos bedames.

Figura 33 – Microdureza dos bedames



Fonte: O Autor (2021).

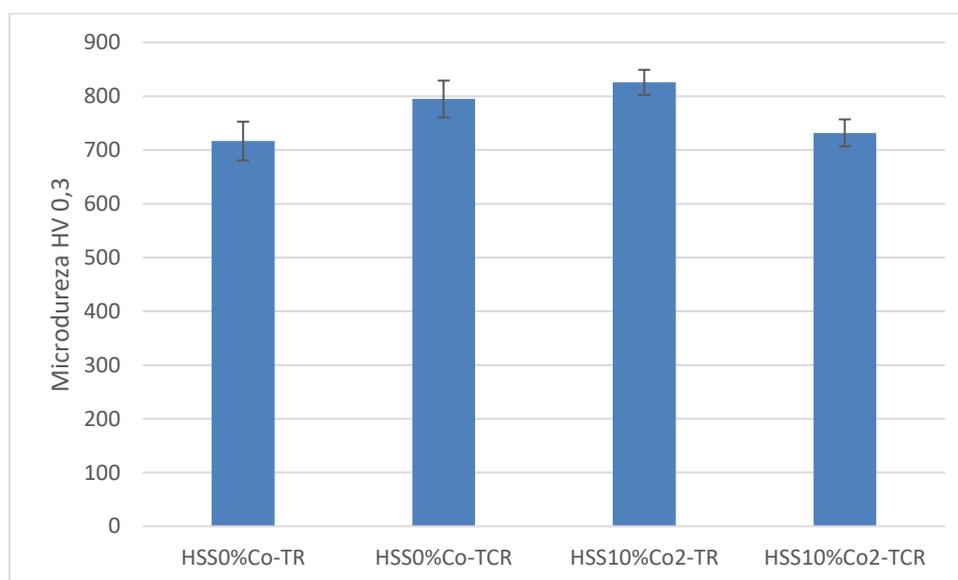
Neste grupo de amostras foram realizadas duas variações do ensaio, uma análise de microdureza utilizando carga de 300 gramas e outra utilizando 200 gramas. A análise utilizando carga de 300 gramas não foi capaz de identificar variação na microdureza das amostras ocasionada pelo tratamento criogênico. Já o ensaio utilizando 200 gramas identificou um aumento na microdureza no aço HSS10%Co1 tratado criogenicamente. Este aumento na microdureza pode ser atrelado ao aumento no número de microcarbonetos finos presentes no material tratado criogenicamente e pela transformação de austenita retida em martensita. A diferença nos resultados de microdureza pode ser explicada pela menor área afetada pelo ensaio de menor carga, mudança que é capaz de evitar o efeito de possíveis microtrincas na medição da microdureza.

Este crescimento na microdureza obtida para cargas menores pode ser explicado pelo fator de escala do ensaio que influencia nos parâmetros geométricos

utilizados, os quais impactam fatores físicos e instrumentais do ensaio. Os fatores físicos incluem um aumento da energia superficial, fricção, recuperação elástica da indentação, endurecimento por trabalho a frio de uma camada fina, alternância do mecanismo responsável pela deformação e uma taxa de deformação maior. Já os fatores instrumentais são a imperfeição da geometria do indentador, vibração no teste e a precisão dos instrumentos de medição (MATYUNIN et al., 2009).

O resultado do teste entre os bits pode ser observado no gráfico abaixo:

Figura 34 – Microdureza dos Bits



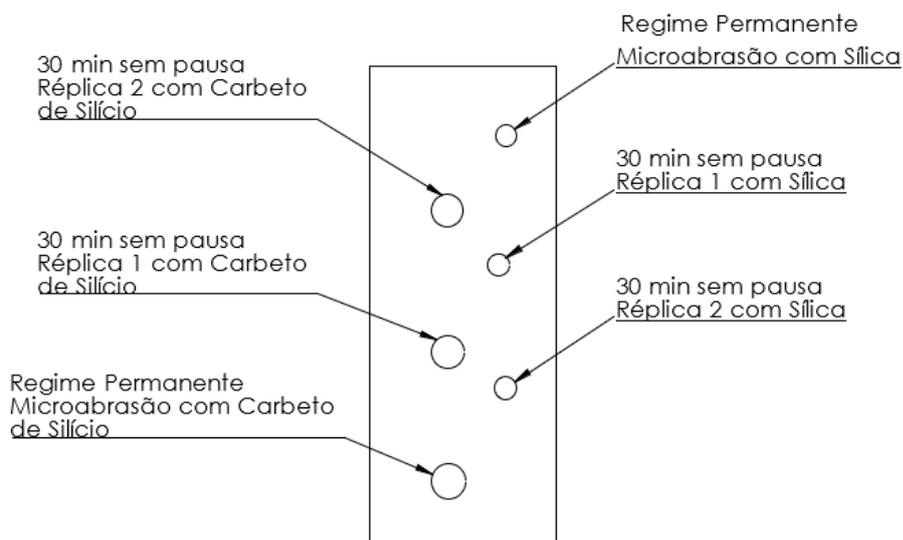
Fonte – O Autor (2021).

Com base nos valores obtidos neste ensaio percebe-se um leve aumento na microdureza do aço HSS0%Co e uma queda na microdureza do aço HSS10%Co2. De acordo com os efeitos das transformações microestruturais que foram exploradas na bibliografia e as imagens obtidas pelo microscópio eletrônico, este aumento na microdureza no aço HSS0%Co pode ser atrelado transformação de austenita retida em martensita enquanto a queda de microdureza no aço HSS10%Co2 pode ser explicada pelo enfraquecimento da matriz por conta da saída excessiva de carbono desta pra formação de carbonetos.

4.4 TESTE DE DESGASTE POR MICROABRASÃO

A Figura 35, relativa ao aço HSS0%CO-TR, ilustra como o teste de microabrasão foi aplicado nas amostras, delineando as diferenças apresentadas no desgaste causado pelos dois tipos de abrasivos utilizados.

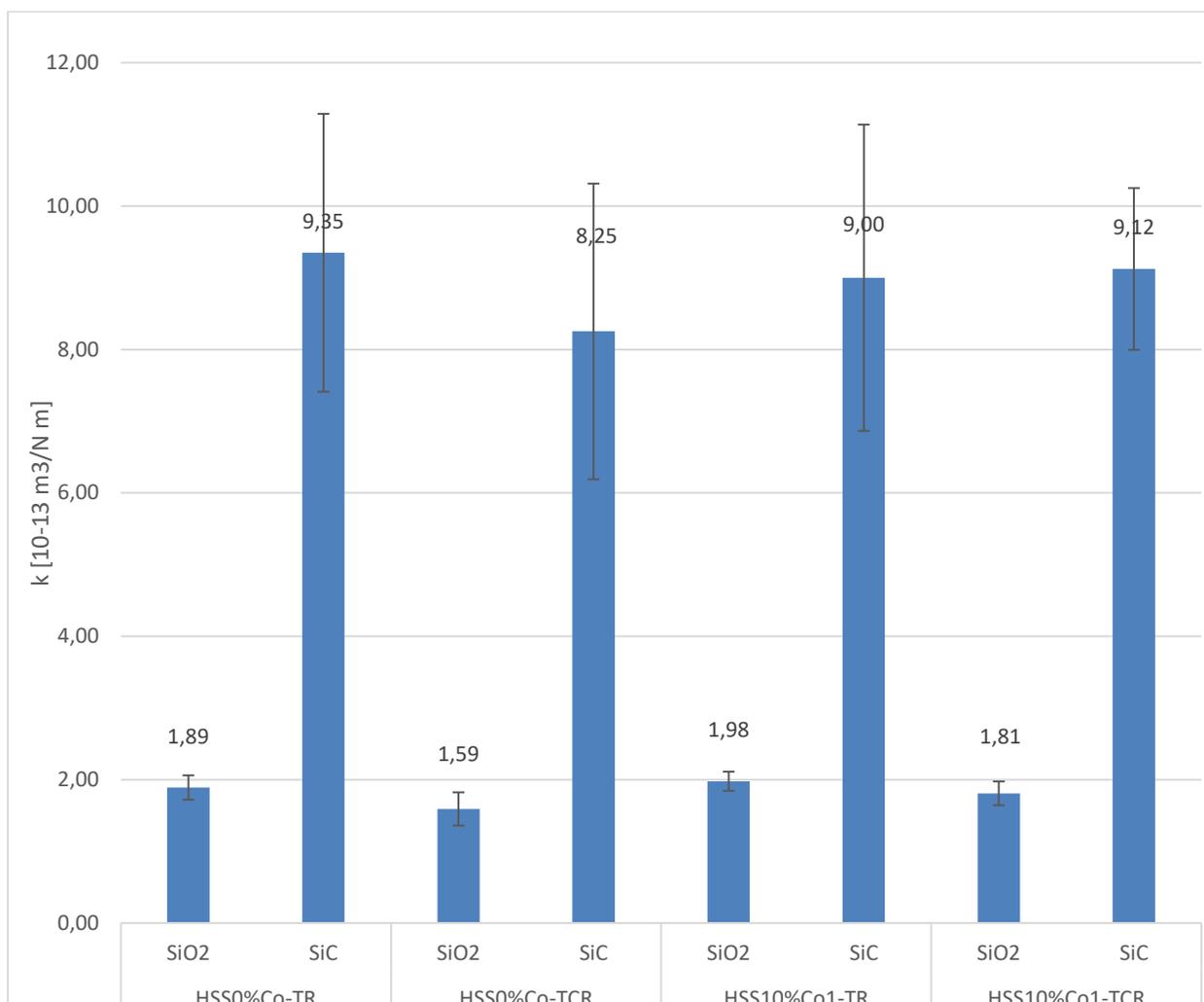
Figura 35 – Ilustração das crateras de desgaste produzidas pelo ensaio de microabrasão na amostra de HSS0%CO-TR



Fonte: O Autor (2021).

Com o período de teste estabelecido, foram realizados 3 ensaios para cada amostra e tipo de abrasivo. O comportamento do desgaste das amostras nestas situações está descrito na Figura 36.

Figura 36 – Coeficiente de desgaste por microabrasão



Fonte: O Autor (2021).

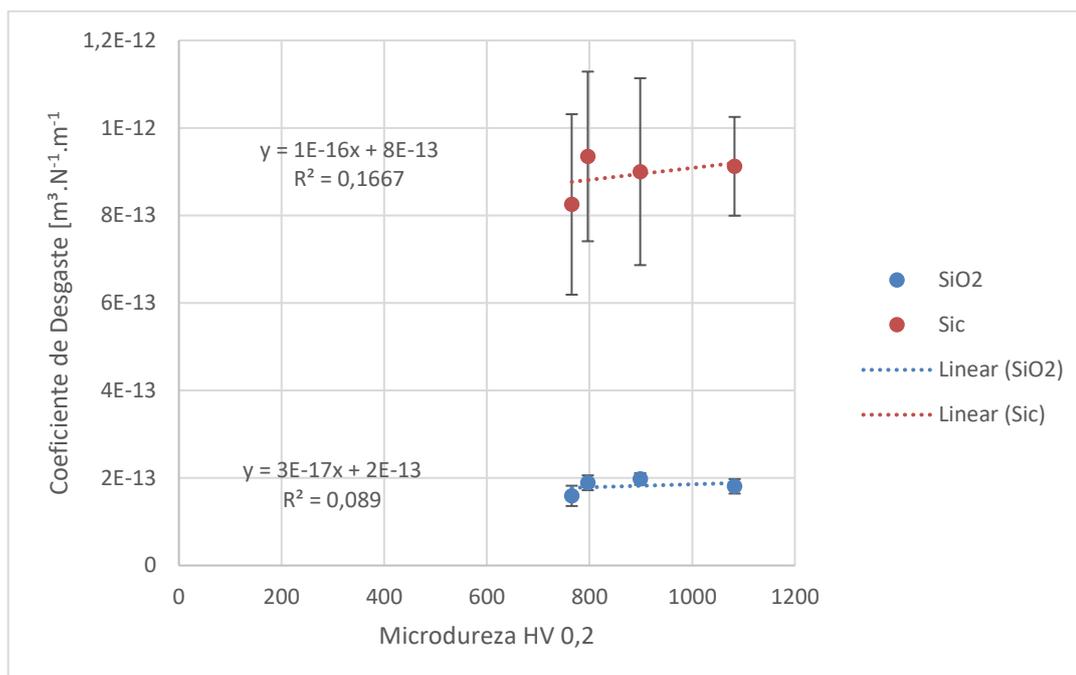
Com base nestes resultados obtidos não é possível indicar que exista diferença significativa de resistência a microabrasão entre os materiais analisados quando o desvio padrão dos testes é levado em consideração, situação que também é observada quando o impacto do tratamento criogênico é analisado.

Uma característica dos materiais testados que pode ser observada no gráfico é a taxa de desgaste mais elevada quando estes são submetidos a carboneto de silício. Esta situação pode ser explicada pela maior dureza deste abrasivo quando comparado com a sílica. Como as amostras analisadas são formadas por um material consideravelmente duro, a proporção entre as durezas da sílica e do aço rápido é menor, produzindo um sistema onde a sílica produz um desgaste mais limitado. Pela mesma lógica, como os carbeto de silício são mais duros, este

abrasivo possui uma dureza proporcionalmente maior, ocasionando um desgaste mais severo.

Ao se relacionar as taxas de desgaste com a microdureza obtida utilizando 200 gramas de carga é possível estabelecer uma possível relação entre essas duas variáveis.

Figura 37 - Relação entre o coeficiente de desgaste e a microdureza



Fonte: O Autor (2021).

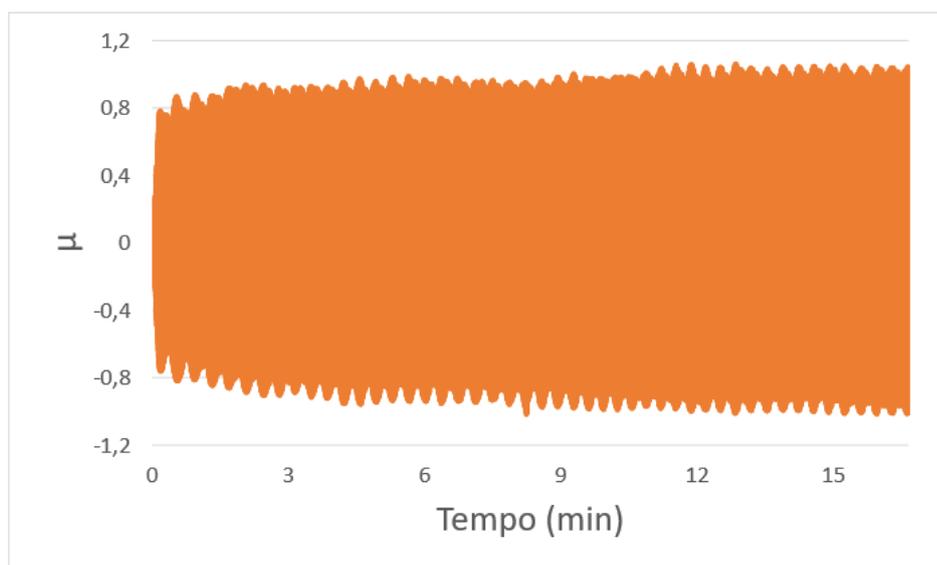
Com base na relação entre as propriedades apresentada utilizando tanto a sílica quando o carboneto de sílica é possível perceber que o desgaste se mostra constante, sem mudanças estatisticamente significantes e, portanto, não apresentando sensibilidade com relação à microdureza do material.

4.5 ENSAIO DE DESGASTE POR DESLIZAMENTO A SECO

O resultado deste ensaio foi capaz de comparar as propriedades tribológicas dos dois tipos de materiais estudados e o efeito do tratamento criogênico nestes.

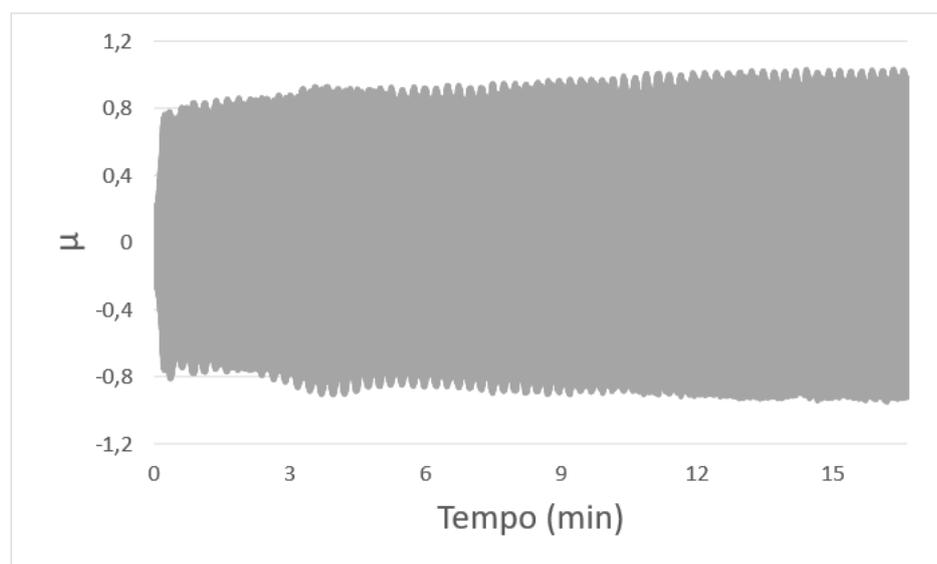
O atrito relativo ao ensaio das amostras está ilustrado nas figuras abaixo, as quais apresentam o resultado de um ensaio que foi representativo do comportamento dessas amostras.

Figura 38 - Atrito por deslizamento a seco da amostra de HSS0%Co-TR



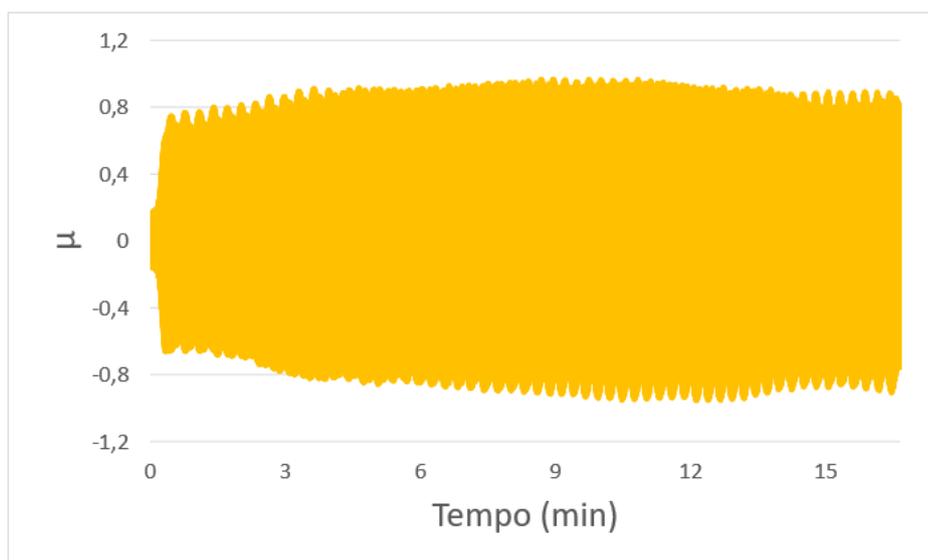
Fonte: O Autor (2021).

Figura 39 - Atrito por deslizamento a seco da amostra de HSS0%Co-TCR



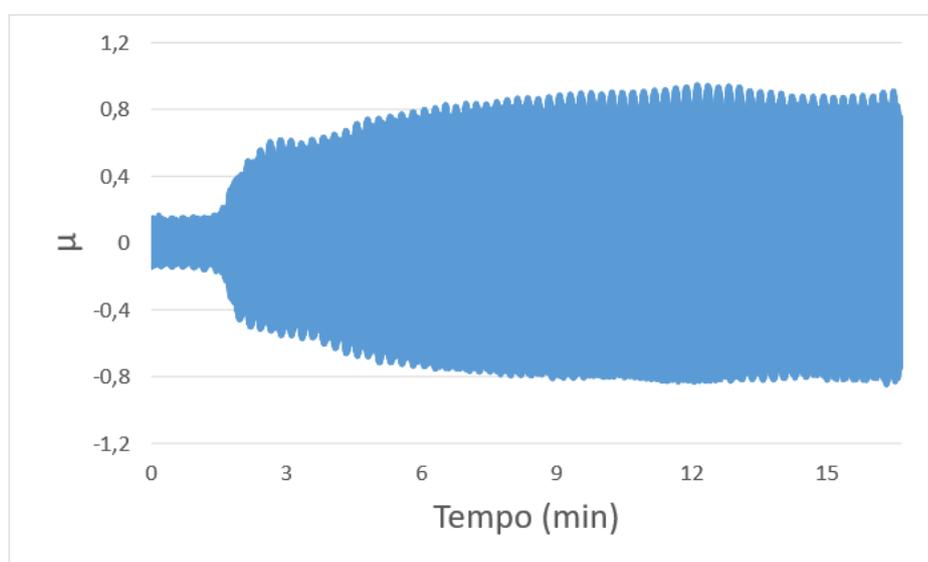
Fonte: O Autor (2021).

Figura 40 - Atrito por deslizamento a seco da amostra de aço rápido HSS10%Co2-TR



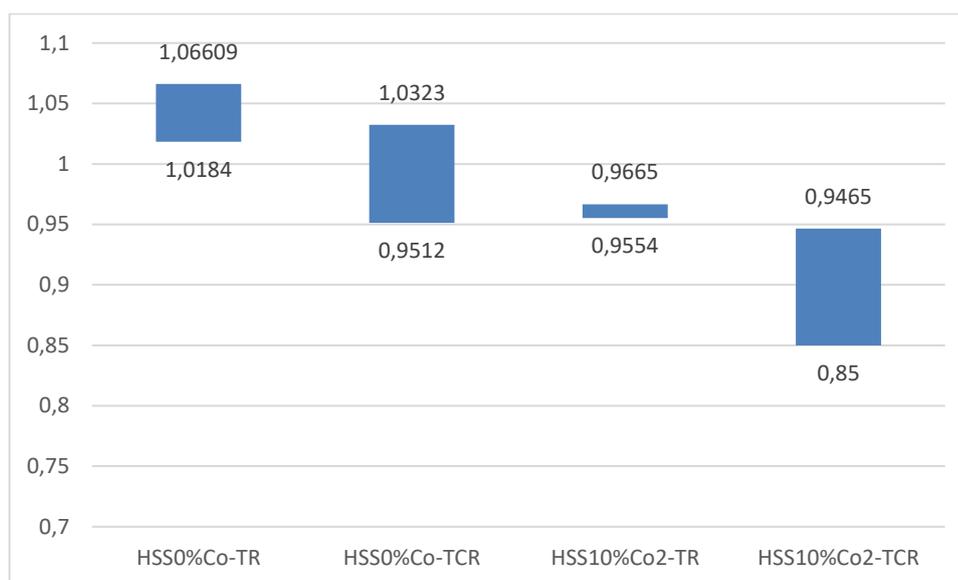
Fonte: O Autor (2021).

Figura 41 - Atrito por deslizamento a seco da amostra de aço rápido HSS10%Co2-TCR



Fonte: O Autor (2021).

Figura 42 – Valores de atrito máximo apresentado por cada amostra



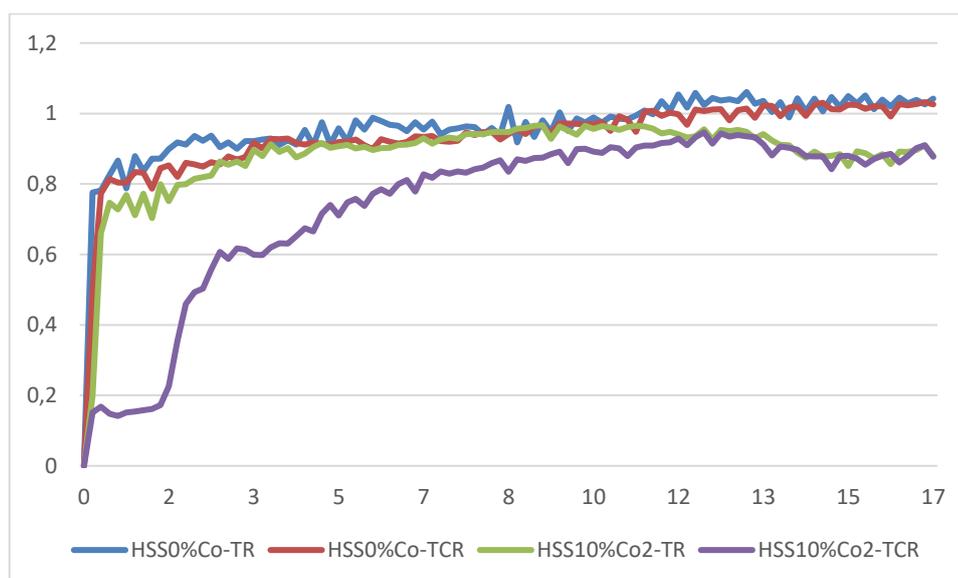
Fonte: O Autor (2021).

A partir dos dados obtidos no teste é possível afirmar que as amostras, com exceção daquela formada por aço HSS10%Co2-TCR, apresentam um comportamento semelhante no qual o atrito tende a subir rapidamente com o início do desgaste para então se estabilizar em um patamar a partir do qual o coeficiente de atrito se eleva lentamente. A amostra de aço HSS10%Co2-TCR apresentou dois patamares de atrito, isto é, seu atrito se estabilizou inicialmente em um valor mais baixo por um período com subsequente transformação do regime de atrito para um semelhante àquele encontrado nas demais amostras.

Com base no maior valor de desgaste apresentado durante o ensaio para o aço HSS10%Co2-TCR observa-se uma pequena tendência à diminuição do atrito por conta do tratamento criogênico.

A Figura 42 ilustra os valores máximos de obtidos por cada célula de carga durante os ensaios apresentados. Identifica-se que existe a ocorrência de uma variação do coeficiente de atrito com relação à direção percorrida, indicando um certo nível sensibilidade à direção neste ensaio.

Figura 43 – Comparação do atrito obtido durante o ensaio de deslizamento a seco

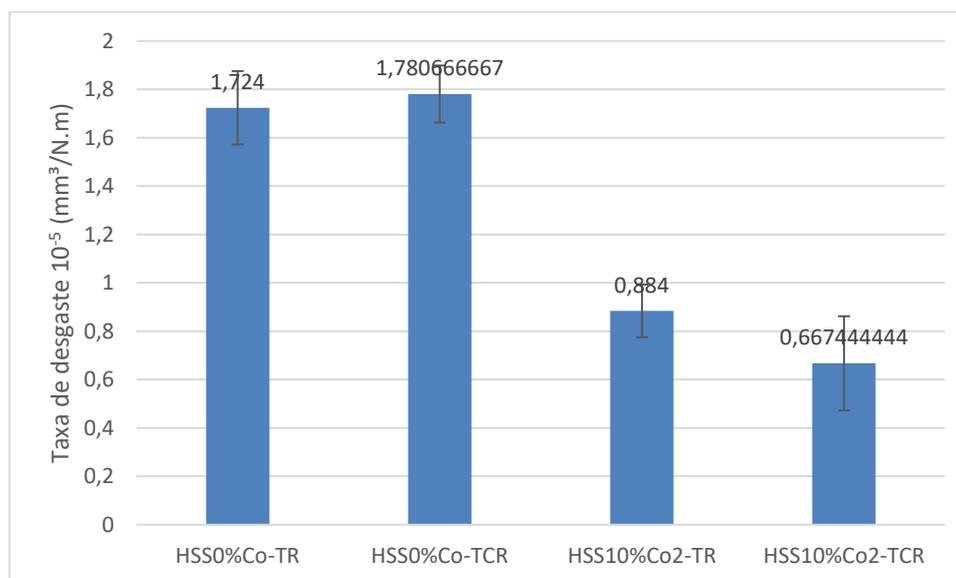


Fonte: O Autor (2021).

A Figura 43 ilustra as taxas de atrito dos ensaios de maneira sobreposta, possibilitando uma comparação mais direta do comportamento destas durante o ensaio. Uma característica visível neste gráfico é a tendência do coeficiente de atrito de se estabilizar após o fim de seu comportamento transitório, isto é, em seu regime permanente, para um valor dependente da composição química do material, independente do tratamento térmico.

A resistência ao desgaste foi obtida através da análise da área de material retirado obtida pela utilização do rugosímetro. A figura abaixo ilustra a resistência ao desgaste de cada amostra estudada.

Figura 44 - Desgaste por deslizamento a seco



Fonte: O Autor (2021).

Com base nos dados demonstrados acima, podemos afirmar que as amostras de aço HSS10%Co2 apresentaram uma resistência ao desgaste superior, com o aço HSS0%Co-TCR apresentando uma média de desgaste 167% maior quando comparado com o aço HSS10%Co2-TCR. O tratamento criogênico foi capaz de propiciar uma melhoria discutível na resistência ao desgaste nas amostras contendo cobalto, existindo, no entanto, uma alta taxa de dispersão que inibe o grau de confiança neste resultado. Esse aumento pode ser atribuído aos microcarbonetos formados durante o tratamento criogênico, os quais, quando apresentam pequena dimensão, são capazes de inibir a formação de partículas abrasivas (VELASCO, 2001), e, conseqüentemente, diminuir o efeito de desgaste por três corpos. O aço HSS0%Co não apresentou um resultado significativo em suas amostras.

As esferas de alumina utilizadas no ensaio foram analisadas sob o microscópio óptico de modo a analisar como o desgaste ocorreu.

Figura 45 – Esfera de alumina utilizada em ensaio de deslizamento a seco

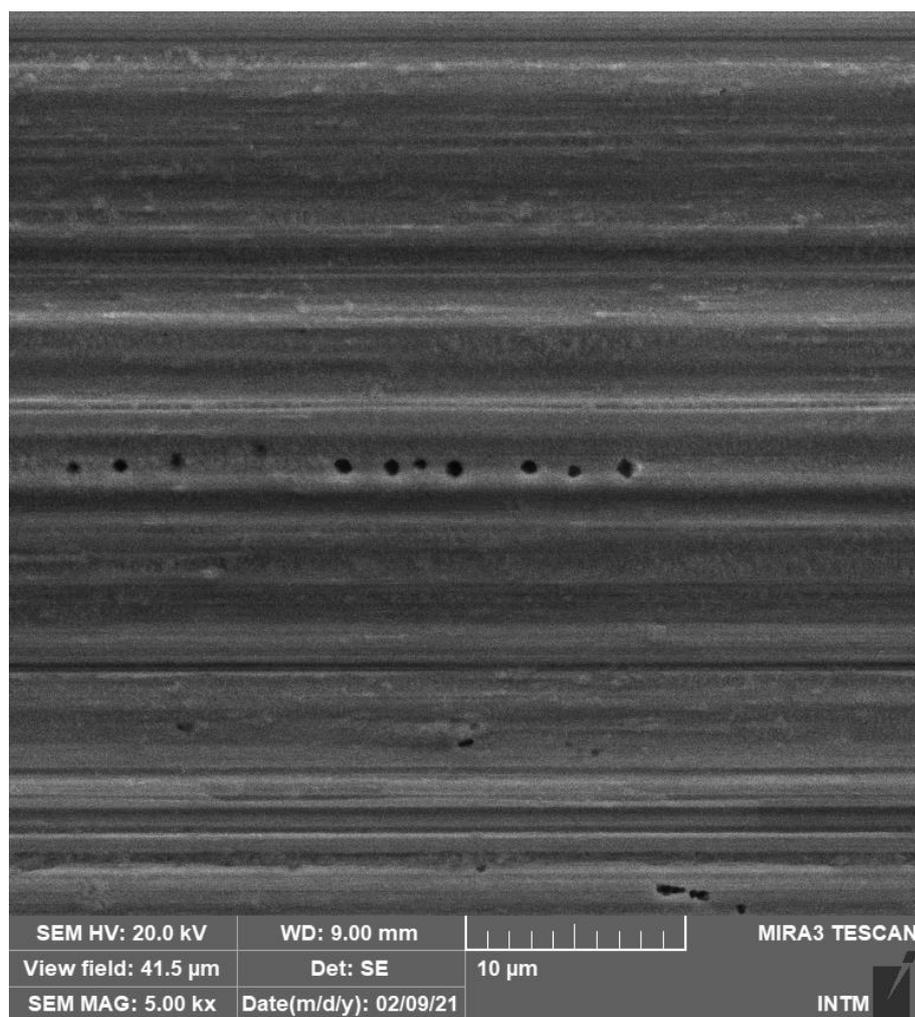


Fonte: O Autor (2021).

Com base na figura acima percebe-se que houve adesão do material da amostra analisada na superfície da esfera, provavelmente causando um aumento do desgaste durante o ensaio e inserindo uma porção de desgaste abrasivo no teste.

As linhas de desgaste produzidas durante o ensaio no tribômetro foram analisadas pelo microscópio eletrônico de varredura de modo a identificar a maneira na qual o desgaste se apresentou.

Figura 46 – Seção desgastada por deslizamento a seco de aço HSS0%Co

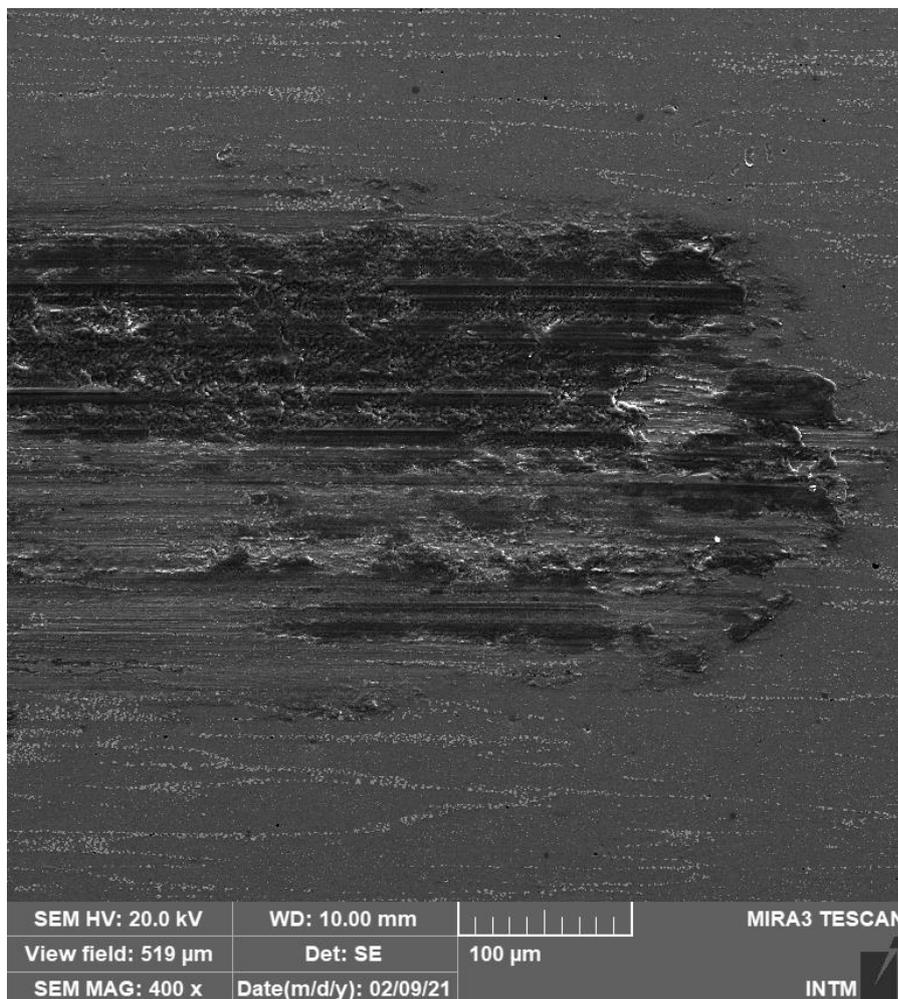


Fonte: O Autor (2021).

Ao observar a imagem de desgaste percebe-se que este ocorreu a partir de dois mecanismos distintos. As linhas presentes da imagem indicam a ocorrência de abrasão de dois-corpos, isto é, proveniente da interação de uma superfície mais dura com outra de menor dureza. Com base na Figura 45 que ilustra a esfera de alumina após o teste é possível inferir que este desgaste se deu por conta do material que ficou aderido à esfera.

O segundo tipo de desgaste encontrado se refere às diversas crateras encontradas em uma linha na imagem, situação que indica desgaste abrasivo de três corpos, onde uma partícula dura é movimentada pelo movimento relativo de duas superfícies. A partícula dura neste desgaste se refere a um carboneto presente na amostra que foi arrancada durante o ensaio e em sequência movida pela esfera de alumina.

Figura 47- Extremidade da seção desgastada por deslizamento a seco



Fonte: O Autor (2021).

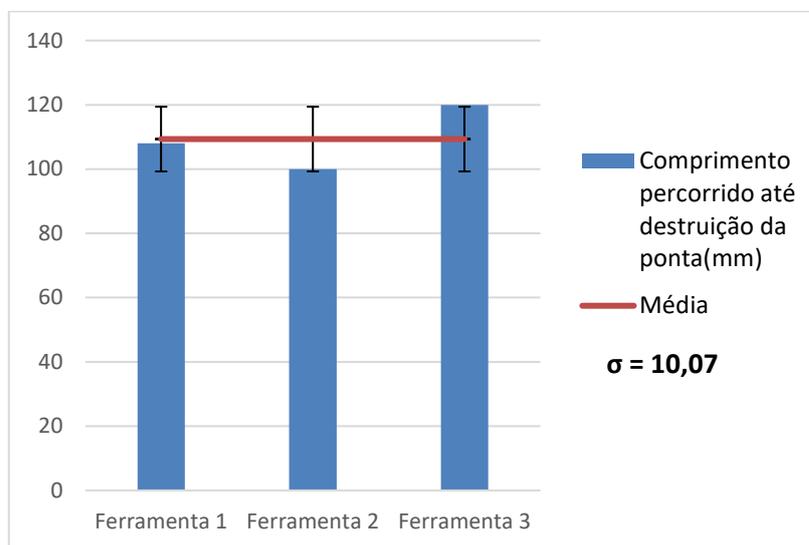
A figura acima comprova a movimentação de material da amostra durante o teste, havendo a deposição deste no fim de curso do movimento da esfera. Existe também uma indicação de desgaste oxidativo que pode ser observado pelo tom mais escuro na deposição, o que indica a presença de óxido.

4.6 ENSAIO DE USINAGEM

Conforme disposto na metodologia deste ensaio, três ferramentas de cada material e tratamento térmico foram submetidas a um ensaio onde se realizaram cortes sucessivos de 100 mm em um cilindro de aço SAE 1045. Este ensaio teve seu término quando a ferramenta deixou de produzir marcas no cilindro torneado.

A Figura 48 ilustra o desgaste mostrado pelo aço rápido HSS0%Co tratado pelo método convencional.

Figura 48 – Comprimento para desgaste de 0,5 mm da ponta de ferramenta de aço HSS0%Co tratada convencionalmente

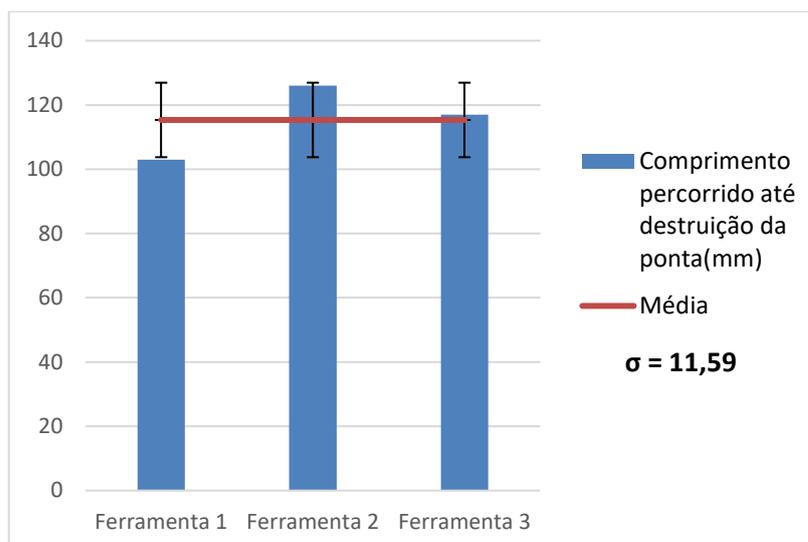


Fonte: O Autor (2021).

É possível identificar pelo gráfico que houve pequena dispersão entre os resultados para o comprimento percorrido até destruição da ponta, indicando que o comprimento torneado necessário para a destruição da ponta de corte se localiza próximo a 110 milímetros.

A Figura 49 demonstra o desgaste ocorrido na ferramenta de aço rápido HSS0%Co tratado por tratamento criogênico.

Figura 49 - Comprimento para desgaste de 0,5 mm da ponta da ferramenta de aço HSS0%Co tratada criogenicamente

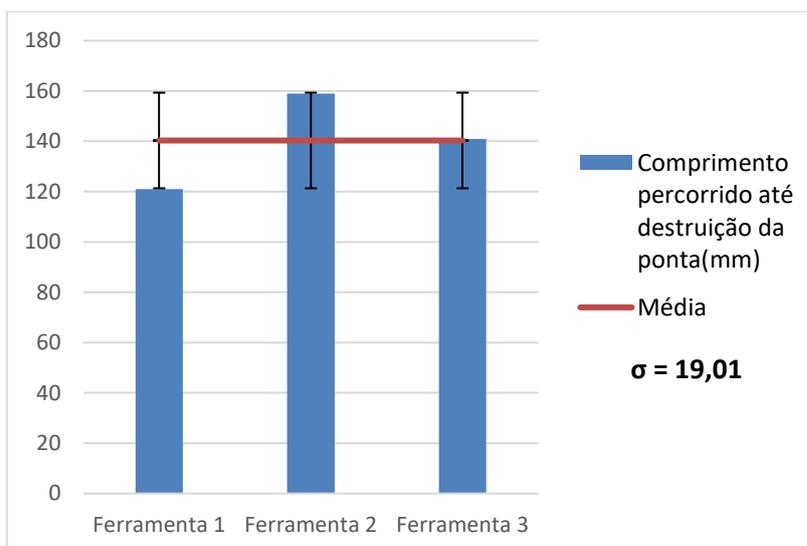


Fonte: O Autor (2021).

A dispersão dos ensaios feitos nesse subgrupo de materiais foi comparável com aquela do grupo de ferramentas anterior. Com base no gráfico é possível identificar que não houve aumento significativo na resistência ao desgaste durante a usinagem proveniente do tratamento criogênico para o aço HSS0%Co. A falta de variação na densidade de microcarbonetos observada na análise por microscópio eletrônico neste material é capaz de explicar a falta de crescimento na vida da ferramenta apresentada neste ensaio.

A Figura 50 mostra o desgaste que ocorreu no aço HSS10%Co2 tratado pelo método convencional.

Figura 50 - Comprimento para desgaste de 0,5 mm da ponta de ferramenta de aço HSS10%Co2 tratada convencionalmente

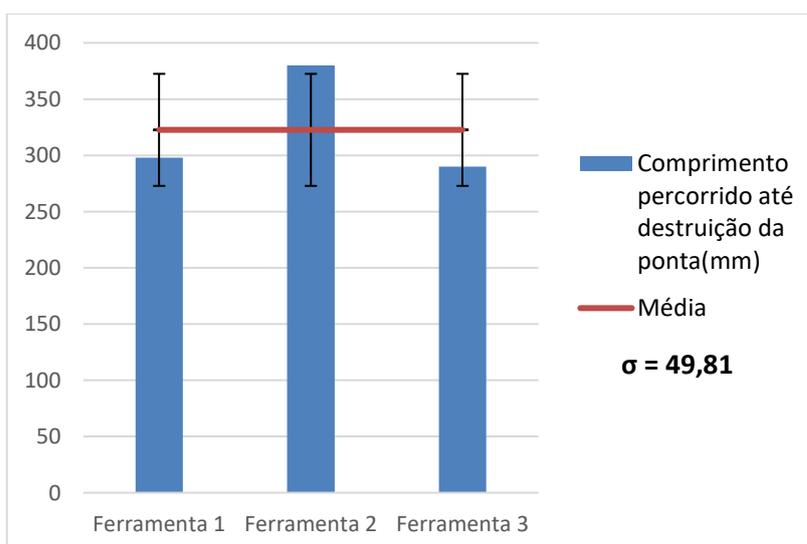


Fonte: O Autor (2021).

Com base no gráfico se percebe uma média de comprimento de desgaste que indica uma melhoria na resistência ao desgaste quando comparado com o resultado demonstrado pelo aço HSS0%Co tratado convencionalmente.

Na Figura 51 os resultados dos ensaios focados no aço HSS10%Co2 tratados criogenicamente são ilustrados.

Figura 51 - Comprimento para desgaste de 0,5 mm da ponta de ferramenta de aço HSS10%Co2 tratada criogenicamente

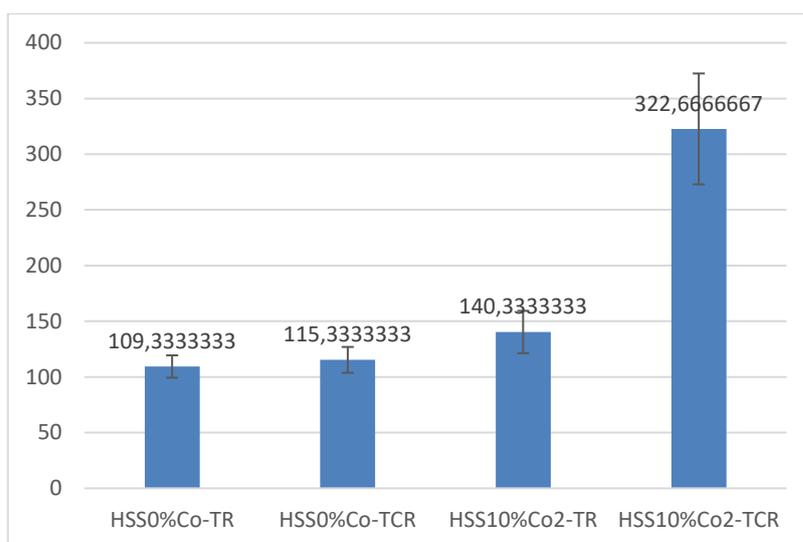


Fonte: O Autor (2021).

A partir do resultado dos testes dos materiais de aço HSS10%Co2 é possível inferir que houve uma melhora considerável na resistência ao desgaste deste material quando comparado aos outros materiais, mesmo com o alto nível de dispersão observado.

A Figura 52 mostra uma comparação dos resultados dos ensaios para todos os materiais ensaiados, mostrando a média e o desvio padrão.

Figura 52 – Média de comprimento para desgaste total de ponta de ferramenta de todos os grupos de materiais em milímetros



Fonte: O Autor (2021).

Observando os quatro subgrupos de ferramentas vistos nos ensaios de usinagem é possível identificar que tanto a presença de cobalto quanto o tratamento criogênico são capazes de afetar a resistência ao desgaste desses materiais, com o melhor resultado de resistência ao desgaste presente na ferramenta de aço HSS10%Co2 com tratamento criogênico, que apresentou uma vida útil 130% superior à do mesmo aço sem tratamento criogênico e 180% maior que a do aço HSS0%Co tratado criogenicamente.

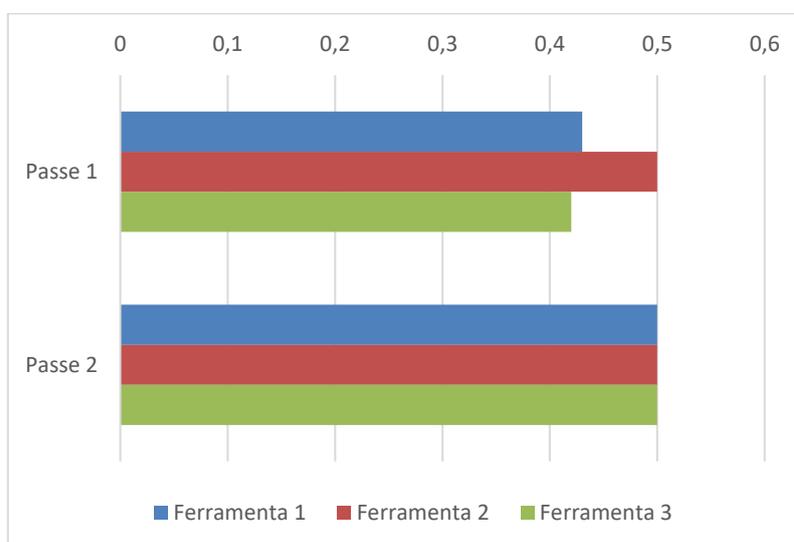
O impacto do cobalto pode ser sentido com uma melhoria na resistência a quente do aço (GULYAEV, 1970) e pela diminuição da energia da falha de empilhamento, situação na qual o deslocamento cruzado se torna mais difícil, limitando a movimentação de discordâncias e influenciando em uma dispersão mais fina de carbonetos dentro da matriz (ROBERTS E CARY, 1980). Ambos são fatores capazes de influir numa melhor resistência ao desgaste.

O tratamento criogênico, por sua vez, influi numa transformação de austenita retida em martensita e numa dispersão de carbonetos ultrafinos na matriz durante o revenido, processos que melhoram a resistência ao desgaste do material.

Ao relacionar os resultados deste ensaio com os resultados do ensaio de deslizamento a seco é possível relacionar o melhor resultado na vida útil do aço HSS10%Co2-TCR com a melhor resistência a deslizamento a seco observada, a qual é capaz de prolongar a integridade superficial da ferramenta de modo a sustentar bons valores para as forças de corte por um período mais longo.

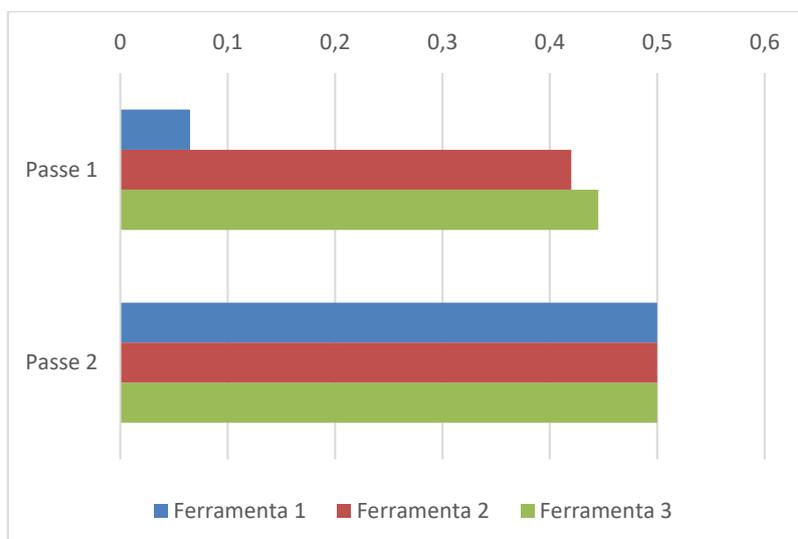
Entre a Figura 53 e a Figura 56 o nível de desgaste concentrado na ponta da geometria das ferramenta utilizadas no ensaio é mostrado, sendo mostrado o desgaste da ferramenta a cada percurso de 100 mm ou falha completa da ferramenta. Este desgaste foi medido na ferramenta tornada, comparando o diâmetro teórico do ensaio com uma ferramenta não desgastada com aquele realmente apresentado.

Figura 53 – Desgaste de ponta de ferramenta de aço HSS0%Co tratado convencionalmente, em milímetros



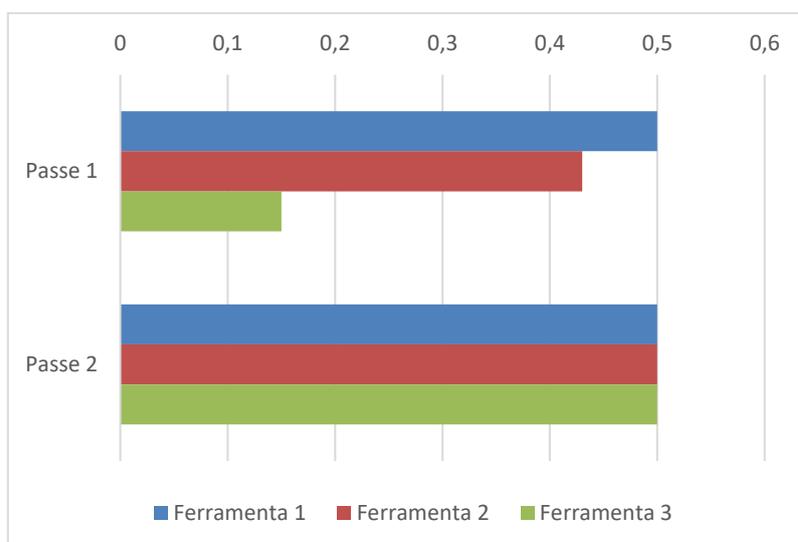
Fonte: O Autor (2021).

Figura 54 - Desgaste de ponta de ferramenta de aço HSS0%Co tratado criogenicamente, em milímetros



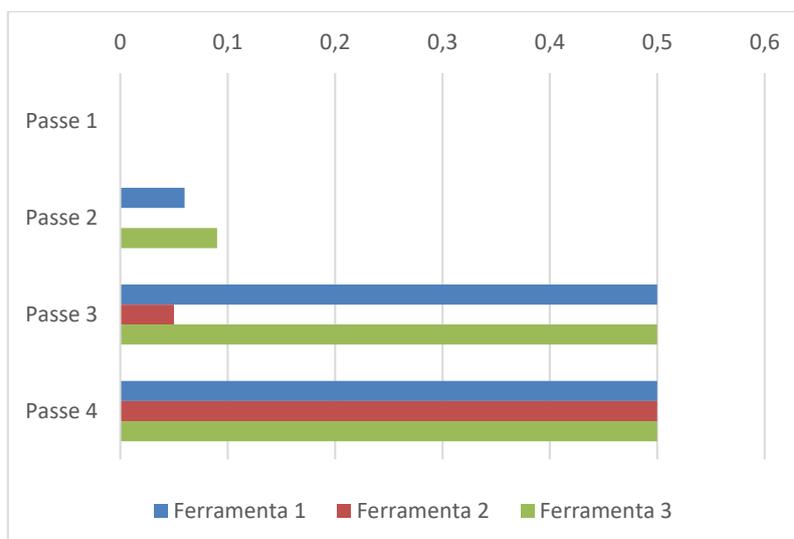
Fonte: O Autor (2021).

Figura 55 - Desgaste de ponta de ferramenta de aço HSS10%Co2 tratado convencionalmente, em milímetros



Fonte: O Autor (2021).

Figura 56 - Desgaste de ponta de ferramenta de aço HSS10%Co2 tratado criogenicamente, em milímetros

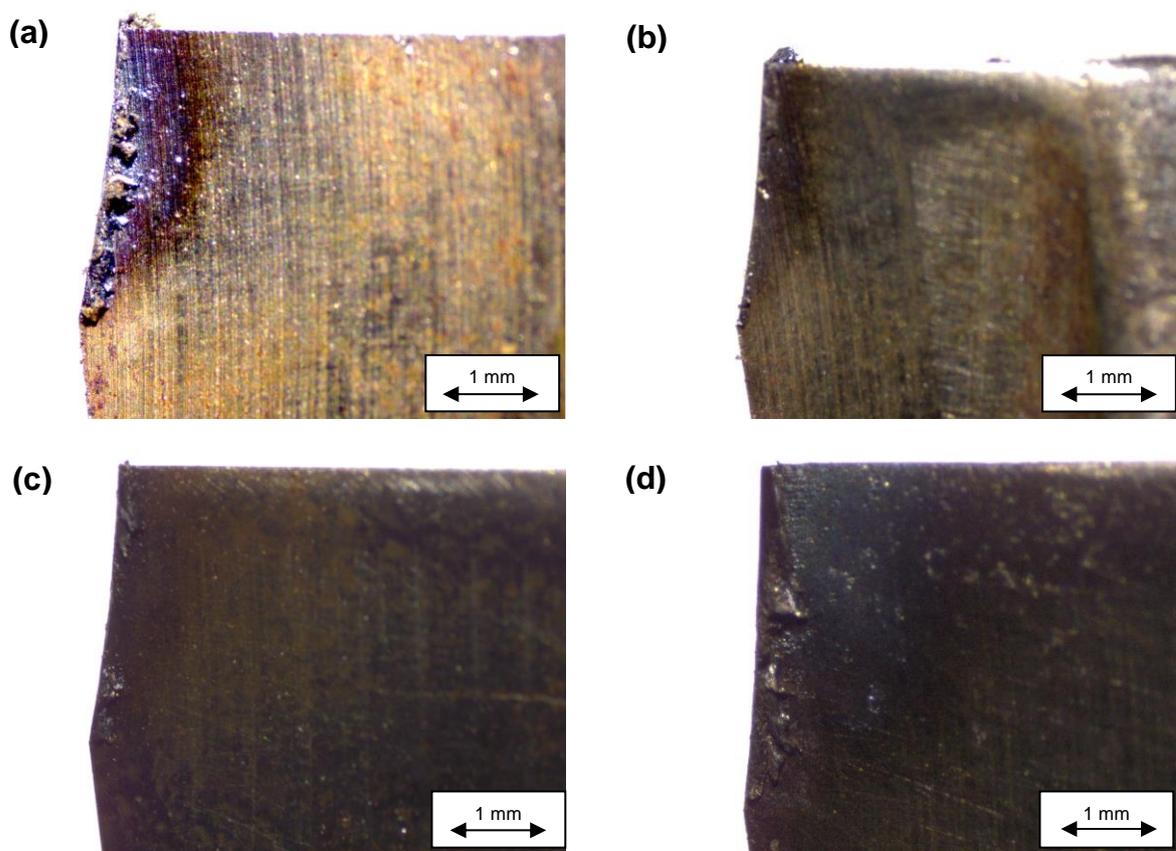


Fonte: O Autor (2021).

Com base nos resultados vistos nas figuras acima é possível identificar que dentro do mesmo material existe uma variação do momento de início de apresentação de desgaste, existindo, no entanto, uma evolução do desgaste de ponta semelhante entre as ferramentas do mesmo material após o início do desgaste da ponta.

A Figura 57, obtida através de microscópio óptico, ilustra o desgaste de ponta observado em cada grupo de ferramentas após a finalização do ensaio.

Figura 57 – Pontas de ferramenta após desgaste de 0,5 mm (a) aço HSS0%Co tratado convencionalmente, (b) aço HSS0%Co tratado criogenicamente, (c) aço HSS10%Co2 tratado convencionalmente, (d) aço HSS10%Co2 tratado criogenicamente



Fonte: O Autor (2021).

De acordo com a Figura 57, temos que as pontas das ferramentas se desgastaram de uma maneira similar, tendo desgaste total do material em contato com o cilindro de aço SAE 1045 ao mesmo tempo que a região vizinha à ponta de corte foi afetada termicamente apontando a ocorrência de desgaste adesivo concentrado na ponta da geometria das ferramentas. Este mecanismo de desgaste encontrado indica que a resistência a quente causada pela adição de cobalto melhorou as propriedades do material que foram requeridas durante o ensaio.

5 CONCLUSÕES

Com base nos resultados obtidos apresentados durante a dissertação, a capacidade do tratamento criogênico em modificar as propriedades mecânicas e microestruturais do aço HSS0%Co e dos aços rápidos HSS10%Co1 e HSS10%Co2 pôde ser observada.

A microscopia eletrônica foi capaz de confirmar a ocorrência de transformações microestruturais nos materiais analisados provenientes do tratamento criogênico. Foi possível observar nas amostras contendo microcarbonetos de forma significativa o aumento da quantidade destes e uma melhor dispersão. Nas amostras onde os microcarbonetos não se mostraram aparentes, a transformação de austenita retida em martensita pôde ser observada. Através de análises de EDS identificou-se a presença de carbonetos do tipo M_6C contendo molibdênio e tungstênio e do tipo MC contendo vanádio.

As propriedades de dureza e microdureza se mostraram afetadas pelo tratamento criogênico, sendo a transformação das propriedades das amostras dependente do tipo de mudança microestrutural ocorrida na amostra, existindo aumento na dureza e microdureza na transformação de austenita retida em martensita e na dispersão fina de microcarbonetos e queda nestas propriedades aludidas quando existe uma movimentação mais pronunciada de carbono da matriz martensítica para os microcarbonetos.

O ensaio de microabrasão apontou uma similaridade na resistência ao desgaste abrasivo entre as amostras, existindo, no entanto, uma variação da resistência ao desgaste para diferentes abrasivos consistente entre todos os materiais estudados. A sílica apresentou uma menor taxa de desgaste que o carboneto de silício, situação que pode ser explicada pela maior dureza do carboneto de silício.

A análise de desgaste por deslizamento a seco não indicou um aumento geral na resistência ao desgaste por conta do tratamento criogênico, ocorrendo apenas um crescimento discutível nesta propriedade no aço HSS10%Co2 por conta da alta taxa de dispersão de carbonetos observada. O comportamento do atrito se mostrou relativamente constante em todos os tipos de amostra, tendo o aço HSS10%Co2 tratado criogenicamente uma leve mudança neste comportamento, apresentando uma estabilização do atrito a um nível inferior durante o início do ensaio, situação

que atesta sobre a possibilidade de o tratamento criogênico ser eficaz caso seus parâmetros sejam aprimorados. Observou-se também que o comportamento do coeficiente de atrito após o início de seu regime permanente depende apenas do material estudado e não do tratamento térmico. As linhas de desgaste ocasionadas pelo ensaio de esfera em plano também foram analisadas e observou-se a ocorrência de dois tipos de mecanismos de desgaste, a abrasão por dois corpos e por três corpos.

O teste de usinagem apresentou resultados que mostram o potencial de crescimento da resistência ao desgaste por conta do tratamento criogênico, com subsequente aumento da vida útil da ferramenta. A inserção de cobalto no aço rápido se mostrou vantajosa, aumentando de maneira significativa a vida útil das ferramentas, situação que pode ser explicada pelo aumento da resistência a quente neste material. O melhor desempenho da ferramenta de aço HSS10%Co2-TCR, que apresentou uma vida útil 130% maior que a do aço HSS10%Co2-TR e 180% maior que o aço HSS0%Co-TCR pode ser explicada pela melhor resistência a deslizamento a seco, a qual promove uma maior longevidade ao acabamento da superfície da ferramenta, influenciando em melhores forças de corte.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Análise dos efeitos do tratamento criogênico em aços rápidos com teores de cobalto superiores na liga
- Comparação dos efeitos de diferentes lubrificantes na usinagem utilizando ferramentas tratadas criogenicamente
- Realizar ensaios de microabrasão em aços rápidos tratados criogenicamente utilizando abrasivos de menor dureza

REFERÊNCIAS

- ALEXANDRU, I.; AILINCAI, G.; BACIU, C. Influence de traitements thermiques à basse température sur la durée de vie des aciers à outils à coupe rapide très alliés. **Mémoires et études scientifiques de la revue de métallurgie**, v. 87, n. 6, p. 383-388, 1990.
- BALDISSERA, Paolo; DELPRETE, Cristiana. Deep cryogenic treatment: a bibliographic review. **The Open Mechanical Engineering Journal**, v. 2, n. 1, 2008.
- BARRON, R. F. Do treatments at temperature below -120 F help increase the wear resistance of tool steels? Here are some research findings that they do. **Heat Treating**, v. 5, n. 6, p. 14-17, 1974.
- BAYER, Alan M.; BECHERER, B.; VASCO, Teledyne. High-speed tool steels. **ASM Handbook**, v. 16, p. 51-59, 1989.
- BAYER, Alan M.; WALTON, L. R. Wrought tool steels. **ASM International, Metals Handbook. Tenth Edition**, v. 1, p. 757-779, 1990.
- BOCCALINI JR, M.; CORREA, A. V. O.; GOLDENSTEIN, H. Rare earth metal induced modification of γ -M2 C, γ -M6 C, and γ -MC eutectics in as cast M2 high speed steel. **Materials science and technology**, v. 15, n. 6, p. 621-626, 1999.
- BROOKS, Charlie R. **Heat treatment, structure, and properties of nonferrous alloys**. 1982.
- BUDINSKI, Kenneth G. Surface Engineering for Wear Resistance. (Retroactive Coverage). **Prentice-Hall, Inc, Englewood Cliffs, New Jersey 07632, United States, 1988. 420**, 1988.
- CALLISTER W. D., J.; RETHWISCH, D. G. *Ciência e Engenharia dos Materiais: Uma Introdução*. LTC, 2012.
- CHIAVERINI, Vicente. **Tecnologia mecânica**. McGraw Hill, 1986.
- COHEN, P.; KAMODY, D. Cryogenics goes deeper. **Cutting Tool Engineering**, v. 50, n. 7, p. 46-48, 1998.
- COLPAERT, H. *Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns*. 4 ed. São Paulo: Blücher, 2008. 672p.
- COLLINS, D. N. Deep Cryogenic Treatment of Tool Steels; a Review. **Heat treatment of metals**, v. 2, 1996.
- COLLINS, D. N. Deep Cryogenic Treatment of a D2 Cold work Tool Steel. **Heat Treatment of Metals**, 1997.
- COLLINS, D. N.; Dormer, J. Cryogenic treatment of tool steels. **Advanced materials & processes**, v. 154, n. 6, p. H23-H29, 1998.

DAVIS, Joseph R. et al. (Ed.). **ASM specialty handbook: tool materials**. ASM international, 1995.

DE OLIVEIRA, Carlos Augusto Silva. **Tempera direta de aços baixa liga: Aspéctos cinéticos, microestruturais e de propriedades mecânicas**. 1994. Tese de Doutorado. Universidade Federal do Rio de Janeiro, Coordenação dos Programas de Pos-Graduação em Engenharia.

DONG, Yun. Deep cryogenic treatment of high-speed steel and its mechanism. **Heat treatment of metals**, v. 3, 1998.

FREY, Rick. Cryogenic treatment improves properties of drills and P/M parts. **Industrial heating**, v. 50, n. 9, p. 21-23, 1983.

GAHR, K.-HZ. Microstructure and wear of materials. **Elsevier Science Publishers, P. O. Box 211, 1000 AE Amsterdam, The Netherlands, 1987.**, 1987.

GARCÍA, C. et al. Effect of vanadium carbide on dry sliding wear behavior of powder metallurgy AISI M2 high speed steel processed by concentrated solar energy. **Materials Characterization**, v. 121, p. 175-186, 2016.

GARCÍA, C. et al. Effect of adding carbides on dry sliding wear behaviour of steel matrix composites processed by metal injection moulding. **Wear**, v. 414, p. 182-193, 2018.

GOBBI, Silvio José. **Influência do tratamento criogênico na resistência ao desgaste do aço para Trabalho a frio AISI D2**. 2009. Dissertação de Mestrado. 2009. Universidade Federal de Brasília.

GULYAEV, A. P. Improved methods of heat treating high speed steels to improve the cutting properties. **Metallurgy**, v. 12, p. 65, 1937.

GULYAEV, A. P.; KUPALOVA, I. K. Effect of cobalt on the structure and properties of high-speed steels. **Metal Science and Heat Treatment**, v. 12, n. 8, p. 666-671, 1970.

HERNANDEZ, A. F. et al. Influence of Deep Cryogenic Treatment at Abrasive Wear Resistance in ASTM 743 Ca6Nm. **Revista de Engenharia Térmica**, v. 12, n. 1, p. 25-31, 2013.

HOYLE, Geoffrey. High speed steels. **Butterworths, Borough Green, Sevenoaks, Kent TN 15 8 PQ, 1988.**, 1988.

HØJERSLEV, Christian. **Tool steels**. Risø National Laboratory, 2001.

HUANG, J. Y. et al. Microstructure of cryogenic treated M2 tool steel. **Materials Science and Engineering: A**, v. 339, n. 1-2, p. 241-244, 2003.

HUTCHINGS, Ian; SHIPWAY, Philip. **Tribology: friction and wear of engineering materials**. Butterworth-Heinemann, 2001.

INFOMET. **Metais & Ligas | Cobalto | Informações Técnicas**. [2007]. Disponível em: <https://www.infomet.com.br/site/metais-e-ligas-conteudo-ler.php?codAssunto=106>. Acesso em: 17 de Nov. de 2020.

KAMODY, Dennis J. Cryogenic Process Update. **Advanced materials & processes**, v. 155, n. 6, p. H67-H69, 1999.

KIRK, F. A. High-speed and tool steels. **Metals Technology**, v. 9, n. 1, p. 198-204, 1982.

KRAUSS, George. Steels. **Processing, Structure, and Performance, ASM International, Metals Park, OH**, 2005.

Li, Haizhi et al. The influence of deep cryogenic treatment on the properties of high-vanadium alloy steel. **Materials Science and Engineering: A**, v. 662, p. 356-362, 2016.

MACHADO, Álisson Rocha; SILVA, MB da. Usinagem dos metais. **apostila, Universidade Federal de Uberlândia-EDUFU, 8a. versão**, 2004.

MAGNABOSCO, R.; OLIVA-JR, R. Z.; PASSOS, RRS. tratamento térmico de aço rápido ABNT M2. In: **XV COBEM (Congresso Brasileiro de Engenharia Mecânica)**.

MARQUES, Flávio Parreiras. **Comportamento tribológico de três superligas de cobalto em ensaios de microabrasão**. 2017. Tese de Doutorado. Universidade de São Paulo.

MERCADO-SOLIS, Rafael David et al. Micro-scale abrasive wear testing of CrN duplex PVD coating on pre-nitrided tool steel. **Materials Research**, v. 20, n. 4, p. 1092-1102, 2017.

MATYUNIN, V. M.; DUBOV, A. A.; MARCHENKOV, A. Yu. Scale factor in determining the hardness of metal materials. **Inorganic materials**, v. 46, n. 15, p. 1692-1695, 2010.

MORITO, S. et al. The morphology and crystallography of lath martensite in Fe-C alloys. **Acta materialia**, v. 51, n. 6, p. 1789-1799, 2003.

ODÉRIZ, E. G. **Refuerzo de aceros rápidos por adición de carburos complejos de tantalio y de niobio**. 1998. Tese de Doutorado. Universidad Politécnica de Madrid.

PAULIN, Pete. Cold cuts. **Cutting Tool Engineering(USA)**, v. 44, n. 5, p. 61-62, 1992.

ROBERTS, G. A.; CARY, R. A. Tool Steels, American Society for Metals. 1980.

REIS, Alexandre Martins et al. Influência do ângulo de posição secundário da ferramenta, raio de ponta e lubrificação na usinagem em presença de aresta postiza de corte. 2000.

MARCO RUSIÑOL, David. Efecto del Tratamiento Criogénico en las Propiedades Mecánicas de los Aceros de Herramienta de Trabajo en Frío. 2004.

NITROFREEZE. **Cryogenic Processing Equipment | Nitrofreeze**, 2021. Página de apresentação de equipamento de criogenia. Disponível em: <https://www.nitrofreeze.com/cryogenic-processing-equipment/>. Acesso em 12 de Mai. de 2021.

SCHEUER, C. J. et al. AISI 420 martensitic stainless steel low-temperature plasma assisted carburizing kinetics. **Surface and Coatings Technology**, v. 214, p. 30-37, 2013.

SILVA, ALV da C.; MEI, Paulo Roberto. Aços e ligas Especiais. 3d. **São Paulo: Editora Blucher**, 2010.

SILVA, Flávio José da et al. **Influência do tratamento criogênico no desempenho de ferramentas de aço rápido**. 1999. Dissertação de Mestrado. Universidade Federal de Uberlândia.

SILVA, Wanderson Santana da. **Estudo da tenacidade à fratura do aço rápido M2 fundido, modificado e tratado termicamente**. 2001. Dissertação de Mestrado. Universidade de São Paulo.

SINGH, Lakhwinder Pal et al. Effects of cryogenic treatment on high-speed steel tools. **J Eng Technol**, v. 1, n. 2, p. 88-93, 2011.

SMOL'NIKOV, E. A.; KOSSOVICH, G. A. Cold treatment of cutting tools. **Metal Science and Heat Treatment**, v. 22, n. 10, p. 704-705, 1980.

SPEICH, G. R.; LESLIE, W. C. Tempering of steel. **Metallurgical Transactions**, v. 3, n. 5, p. 1043-1054, 1972.

TIER, Marco Antônio Durlo. Avaliação da resistência ao desgaste do aço AISI M2 nitretado a plasma. 1998. Tese de Doutorado. Universidade Federal do Rio Grande do Sul.

TSEITLIN, L. B. et al. Tool life of high-speed steel cutters after cold treatment. **Metal Science and Heat Treatment**, v. 22, n. 10, p. 706-708, 1980.

VALES, Sandra dos Santos. **Estudo da influência do tratamento criogênico no aço AISI H13**. 2010. Dissertação de Mestrado. Universidade de São Paulo.

VELASCO, F. et al. Mechanical and wear behaviour of high-speed steels reinforced with TiCN particles. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, v. 19, n. 4-6, p. 319-323, 2001.

ZHMUD, E. S. Improved tool life after shock cooling. **Metal Science and Heat Treatment**, v. 22, n. 10, p. 701-703, 1980.