

UNIVERSIDADE TECNOLÓGICA FEDERAL DO PARANÁ
DEPARTAMENTO ACADÊMICO DE MECÂNICA
CURSO DE ENGENHARIA MECÂNICA

ANTONIO HENRIQUE TANAKA SCARPIM
JARBAS MOCELIN FILHO

**PROCESSAMENTO E ANÁLISE DO POTENCIAL DA RESISTÊNCIA
AO DESGASTE DE MACHOS DE AÇO RÁPIDO AISI M2 SOB
TRATAMENTOS TERMOREATIVOS**

TRABALHO DE CONCLUSÃO DE CURSO

CURITIBA

2016

ANTONIO HENRIQUE TANAKA SCARPIM

JARBAS MOCELIN FILHO

**PROCESSAMENTO E ANÁLISE DO POTENCIAL DA RESISTÊNCIA
AO DESGASTE DE MACHOS DE AÇO RÁPIDO AISI M2 SOB
TRATAMENTOS TERMOREATIVOS**

Proposta de Projeto de Pesquisa apresentada à disciplina de Trabalho de Conclusão de Curso 2 do curso de Engenharia Mecânica da Universidade Tecnológica Federal do Paraná, como requisito parcial para aprovação na disciplina.

Orientador: Prof. Eduardo Mauro do Nascimento, Dr. Eng.

Co-orientador: Prof. Milton Luiz Polli, Dr. Eng.

CURITIBA

2016

TERMO DE ENCAMINHAMENTO

Venho, por meio deste termo, encaminhar para apresentação a monografia do projeto de pesquisa “PROCESSAMENTO E ANÁLISE DO POTENCIAL DA RESISTÊNCIA AO DESGASTE DE MACHOS DE AÇO RÁPIDO AISI M2 SOB TRATAMENTOS TERMOREATIVOS”, realizada pelos alunos Antonio Henrique Tanaka Scarpim e Jarbas Mocelin Filho, como requisito parcial para aprovação na disciplina de Trabalho de Conclusão de Curso - Tcc2, do curso de Engenharia Mecânica da Universidade Tecnológica Federal do Paraná.

Orientador: Prof. Eduardo Mauro do Nascimento, Dr. Eng.

Co-orientador: Prof. Milton Luiz Polli, Dr. Eng.

UTFPR - Damec

Curitiba, 04 de julho de 2016.

TERMO DE APROVAÇÃO

Por meio deste termo, aprovamos a monografia do projeto de pesquisa “PROCESSAMENTO E ANÁLISE DO POTENCIAL DA RESISTÊNCIA AO DESGASTE DE MACHOS DE AÇO RÁPIDO AISI M2 SOB TRATAMENTOS TERMOREATIVOS”, realizada pelos alunos Antonio Henrique Tanaka Scarpim e Jarbas Mocelin Filho, como requisito parcial para aprovação na disciplina de Trabalho de Conclusão de Curso - Tcc2, do curso de Engenharia Mecânica da Universidade Tecnológica Federal do Paraná.

Prof. Eduardo Mauro do Nascimento, Dr. Eng.
Damec, UTFPR
Orientador

Prof. Milton Luiz Polli, Dr. Eng.
Damec, UTFPR
Co-orientador

Prof. Aloísio José Schuitek, Dr. Eng.
Damec, UTFPR
Avaliador

Prof. Ossimar Maranhão, Dr. Eng.
Damec, UTFPR
Avaliador

Curitiba, 04 de julho de 2016.

RESUMO

Este trabalho tem como objetivo fazer uma análise sobre o tratamento termoreativo de deposição e difusão e o tratamento de boretação com os seus respectivos efeitos sobre o desgaste em machos fabricados em aço rápido após serem submetidos ao processo de roscamento.

O experimento iniciou-se com os tratamentos, seguidos por têmpera térmica, revenimento, com posterior caracterização e análise das ferramentas utilizadas. Foram avaliados os efeitos do processo de endurecimento superficial do aço AISI M2, assim como o potencial de utilização das amostras submetidas aos tratamentos. Foi realizado a caracterização mecânica das camadas formadas. Através da análise microscópica (ótica e eletrônica) foi possível obter a espessura média da camada de revestimento por boretação, 23 μm , e pelo TRD, 25 μm . Para a microdureza das seções transversais da camada endurecida foram obtidos os valores de 1574 HV para o processo de boretação e de 1733 HV para o TRD. Com a técnica de difratometria de raios-X, foi possível identificar e comprovar as camadas obtidas.

Por fim, foi analisado o potencial de utilização dos machos tratados pela boretação e TRD como ferramenta de roscamento, através de testes realizados com corpos de prova em AISI 1020, com pré-furos. Os resultados mostraram que a boretação e o TRD foram eficazes na obtenção da camada endurecida. Entretanto, nos testes da obtenção de roscas, as amostras endurecidas se mostraram com vida útil menor do que nas camadas sem endurecimento. Supõe-se que esta menor vida útil foi decorrente ao elevado potencial de boretação que proporcionou uma excessiva fragilidade nas amostras.

Palavras-chave: Aço rápido, AISI M2, tratamentos termoreativos, boretação, TRD, roscamento, desgaste.

ABSTRACT

This study is focused on analysis of the thermoreactive deposition and diffusion process for surface hardening and treatment of boriding with their respective effects on the wear in high speed steel taps after suffering threading process.

The experiment began with the treatments, followed by thermal quenching, tempering with further characterization and analysis of the tools used. The effects of the hardening process in the main properties of AISI M2, as well as the potential use of samples submitted to treatments. It conducted the mechanical characterization of layers formed by microscopic analysis (optical and electronic) it was possible to obtain the average thickness of the coating layer boriding, 23 μm , and the TRD, 25 μm . For microhardness of cross-sections of the hardened layer of 1574 HV were obtained for values boriding process and 1733 HV to the TRD.

Finally, the potential use of taps was analyzed as threading tool by testing with an AISI 1020 material with pre-drilled holes. The results showed that both boronizing and TRD treatments were effective in obtaining the hardened layer. However, testing of obtained hardened taps proved less tool life than taps that were not treated. It is assumed that this reduced life may be attributed to the high boriding potential provided to the samples.

Keywords: high speed steel, AISI M2, thermo-reactive treatment, boriding, TRD, threading, wear.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 - Composição em massa do aço rápido.....	19
Figura 2 - Curva revenido aço rápido.....	20
Figura 3 - Comparação das microdurezas resultantes em vários tipos de tratamentos.	21
Figura 4 - Fase vitrificada (a) e amostra limpa (b).....	22
Figura 5 - Espessura resultante da boretação em função do tempo de tratamento para aços comuns ao carbono.	23
Figura 6 - Mecanismo de formação de camada de carbonetos.....	25
Figura 7 - Camada de TRD em aço W1 em função da temperatura.	26
Figura 8 - Exemplificação de roscamento interno com machos.	27
Figura 9 - Macho de corte de canal reto.....	29
Figura 10 - Macho de canal helicoidal.....	29
Figura 11 - Corte de um macho de canal reto.	30
Figura 12 - Comparação de um macho novo e um já desgastado.	32
Figura 13 - Desgaste em função da temperatura de corte gerada.	33
Figura 14 - Fluxograma da metodologia utilizada.....	34
Figura 15 - Composição do aço SAE 1020 dos C.P.....	37
Figura 16 - Dimensões do corpo de prova	37
Figura 17 - Macho OSG 250/3: HSS, M6, passo de 1 mm.....	38
Figura 18 - Furadeira de bancada Kone.....	39
Figura 19 - Rosqueadeira de bancada Dauer.	39
Figura 20 - Esquema do ensaio de roscamento.....	40
Figura 21 - Calibrador de roscas.....	41
Figura 22 - Substrato após tratamento de Boretção. Ataque químico Nital 5%.	42

Figura 23 - Microscopia do aço rápido M2 após Boretação I, têmpera em óleo e revenimento. Ataque químico Nital 5%.....	43
Figura 24 - Camada formada após Boretação I. Ataque químico Nital 5%.	43
Figura 25 - Microscopia do aço rápido M2 após Boretação II, têmpera ao ar e revenimento. Ataque químico Nital 5%.....	44
Figura 26 - Camada formada após Boretação II. Ataque químico Nital 5%.	45
Figura 27 - Microscopia do aço rápido M2 após Boretação III, têmpera ao ar e revenimento. Ataque químico Nital 5%.....	46
Figura 28 - Camada formada após Boretação III. Ataque químico Nital 5%.	46
Figura 29 - Difração de raio-X após Boretação III, temperada e revenida.	48
Figura 30 - MEV do aço M2 após Boretação III, temperado e revenido.....	49
Figura 31 - Perfil de dureza obtido da amostra após Boretação I.	50
Figura 32 - Perfil de dureza obtido da amostra após Boretação II.	51
Figura 33 - Perfil de dureza obtido da amostra após Boretação III.	51
Figura 34 - Substrato após tratamento de TRD. Ataque químico Nital 5%.	52
Figura 35 - Microscopia do aço rápido M2 após TRD I, têmpera em óleo e revenimento. Ataque químico Nital 5%.	53
Figura 36 - Camada formada após TRD I. Ataque químico Nital 5%.	53
Figura 37 - Microscopia do aço rápido M2 após TRD II, têmpera em óleo e revenimento. Ataque químico Nital 5%.....	54
Figura 38 - Camada formada após TRD II. Ataque químico Nital 5%.	55
Figura 39 - Microscopia do aço rápido M2 após TRD III, têmpera em óleo e revenimento. Ataque químico Nital 5%.....	56
Figura 40 - Camada formada após TRD III. Ataque químico Nital 5%.	56
Figura 41 - Difração de raio-X após TRD III, temperada e revenida.	58
Figura 42 - MEV do aço M2 após banho de TRD III, temperado e revenido.....	59
Figura 43 – Perfil de dureza obtido da amostra após TRD I.	60

Figura 44 - Perfil de dureza obtido da amostra após TRD II.	61
Figura 45 - Perfil de dureza obtido da amostra após TRD III.	61
Figura 46 - a) TRD I; b) Boretação I.	62
Figura 47 - a) TRD II; b) Boretação II.	63
Figura 48 - a) TRD III; b) Boretação III.	64

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Velocidade de corte para diferentes composições de aço	28
Tabela 2 - Composição dos banhos propostos	35
Tabela 3 - Espessura média das camadas endurecidas por boretação	47
Tabela 4 - Resumo dos valores de dureza média obtidos nas amostras.	49
Tabela 5 - Espessura média das camadas endurecidas por TRD	57
Tabela 6 - Resumo dos valores de dureza média obtidos nas amostras.	59

LISTA DE QUADROS

Quadro 1 – Resumo dos tratamentos propostos nos machos máquina.....	35
---	----

LISTA DE ABREVIATURAS, SIGLAS E ACRÔNIMOS

AISI - American Iron and Steel Institute

EFC - Elementos formadores de carboneto

CVD - Deposição química de vapor

HSS - High speed steel

K_0 - Constante da taxa de crescimento da camada [cm^2/s]

NBR - Normas Brasileiras Regulamentadoras

P/NP – Passa/Não-passa

PVD - Deposição física de vapor

Q - Energia de ativação [KJ/Kmol]

R - Constante universal dos gases

T - Temperatura absoluta [K]

TRD - Tratamento termoreativo de deposição e difusão

UTFPR – Universidade Tecnológica Federal do Paraná

SUMÁRIO

1 - INTRODUÇÃO	15
1.1 - CONTEXTO DO TEMA	15
1.2 - CARACTERIZAÇÃO DO PROBLEMA	16
1.3 - OBJETIVOS.....	16
1.4 - JUSTIFICATIVA.....	17
2 - Fundamentação Teórica	18
2.1 - INTRODUÇÃO.....	18
2.2 - AÇO PARA FERRAMENTA.....	18
2.2.1 - Características do aço rápido	19
2.3 - TRATAMENTOS TERMOREATIVOS.....	20
2.3.1 - Tratamento de boretação	21
2.3.2 - Tratamento TRD	24
2.4 - ROSCAMENTO	27
2.4.1 - FERRAMENTA DE CORTE	28
2.5 - DESGASTE	31
2.6 - FLUÍDOS DE CORTE.....	33
3 - METODOLOGIA	34
3.1 - MATERIAIS E MÉTODOS.....	34
3.2 - TRATAMENTOS TÉRMICOS E REVESTIMENTOS.....	34
3.3 - CARACTERIZAÇÃO.....	35
3.4 - USINAGEM – ROSCAMENTO.....	36
3.4.1 - Corpo de prova.....	36
3.4.2 - Ferramenta de corte	37
3.4.3 - Máquina ferramenta.....	38
3.5 - ANÁLISE DE DESGASTE	40
3.6 - JUSTIFICATIVA DA METODOLOGIA	41
4 - RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	42
4.1 - CARACTERIZAÇÃO DOS TRATAMENTOS – BORETAÇÃO.....	42
4.1.1 - Boretação Parte I.....	42
4.1.2 - Boretação Parte II.....	44
4.1.3 - Boretação Parte III.....	45
4.1.4 - Análise dos valores de espessura	47
4.1.5 - Difração de Raio-X	48
4.1.6 - MEV – Microscopia Eletrônica De Varredura	48
4.1.7 - Dureza Vickers Das Amostras.....	49
4.2 - CARACTERIZAÇÃO DOS TRATAMENTOS – TRD.....	52
4.2.1 - TRD Parte I.....	52
4.2.2 - TRD Parte II.....	54
4.2.3 - TRD Parte III.....	55

4.2.4 - Análise dos valores de espessura	57
4.2.5 - Difração de Raio-X	58
4.2.6 - MEV – Microscopia Eletrônica De Varredura	58
4.2.7 - Dureza Vickers Das Amostras.....	59
4.3 - USINAGEM DAS ROSCAS	62
4.3.1 - USINAGEM DAS ROSCAS – PARTE I	62
4.3.2 - USINAGEM DAS ROSCAS – PARTE II	63
4.3.3 - USINAGEM DAS ROSCAS – PARTE III	64
5 - CONCLUSÕES	65
6 - TRABALHOS FUTUROS	66
7 - REFERÊNCIAS.....	67

1 INTRODUÇÃO

1.1 CONTEXTO DO TEMA

Manter-se no mercado tem sido um desafio cada vez maior para as empresas. Se por um lado a globalização ajudou na expansão comercial, impulsionando e criando novas possibilidades de mercados consumidores, a oferta de produtos seguiu o mesmo caminho, dando origem a novos pólos produtores e aumentando de forma constante a competitividade nas negociações. No setor industrial não é diferente, e para se manter à frente dos rivais, um dos focos das indústrias é a redução dos custos de produção, através da contínua busca por melhorias nos processos de fabricação e desenvolvimento de novas tecnologias, garantindo-se assim, uma maior lucratividade nas atividades exercidas. Mediante o uso do conhecimento disponível é possível se obter uma redução das perdas por desgaste na ordem de 20% (JOST, 1966).

No ramo metal-mecânico, o desgaste de ferramental é um dos principais problemas enfrentados. Uma forma de reduzi-lo é através do desenvolvimento de materiais e equipamentos mais resistentes, proporcionando-os maiores tempos de vida. Isso se torna possível através de revestimentos gerados por tratamentos térmicos e termoquímicos, tais como: nitretação, carbonitretação, boretação, deposição química de vapor (CVD), deposição física de vapor (PVD) e tratamento termoreativo de deposição e difusão (TRD).

O processo TRD tem o objetivo de se gerar camadas de elevada dureza, com níveis que podem superar 3000 HV (ARAI et al., 1991), além de produzir camadas com propriedades similares as dos revestimentos gerados pelos processos CVD e PVD, mas sendo mais simples e apresentando um custo mais baixo (ARAI et al., 1991).

O processo de boretação é um método termoquímico de endurecimento da superfície pela difusão de átomos de boro para dentro da estrutura do metal original, visando a formação de um composto intersticial rígido, o carboneto de ferro, que aprimora as propriedades do material, como a resistência ao desgaste, à abrasão, à

aderência e à fadiga, aumenta a dureza em temperatura a quente e a resistência à corrosão, além de promover uma diminuição do atrito, o que leva a uma menor utilização de lubrificantes.

1.2 CARACTERIZAÇÃO DO PROBLEMA

O desgaste pode ocasionar diversos problemas nas ferramentas e nos produtos gerados durante o processo de roscamento. Dentre os principais, pode-se destacar a quebra e lascamento com 26%, erro de dimensional com 17%, e acabamento ruim com 14% (OSG, 1999).

Uma forma de diminuir seus efeitos é através da aplicação de revestimentos que aumentem a resistência ao desgaste do material. Será analisado neste trabalho os efeitos dos tratamentos de TRD e boretação em machos de aço rápido.

1.3 OBJETIVOS

O objetivo geral deste estudo será a obtenção de machos fabricados em aço rápido, tratá-los pelos processos de boretação e TRD, obtendo uma camada endurecida que aumenta a resistência ao desgaste da ferramenta. Em seguida, será realizada a têmpera e o revenimento para posterior caracterização das ferramentas para determinar as composições e a avaliação do comportamento quanto ao desgaste. Os corpos de provas (C.P) serão preparados para que o processo de roscamento possa ser realizado. A última etapa será a comparação e a análise do potencial de desgaste entre as ferramentas revestidas e a sem revestimento.

1.4 JUSTIFICATIVA

O potencial de utilização dos machos fabricados em aço rápido, tratados pelos processos termoreativos é muito grande, e sua combinação poderá gerar uma alternativa com custo mais baixo de produção e uma relação favorável de custo/benefício.

Os resultados obtidos poderão sustentar uma alternativa pouco explorada na indústria metal-mecânica focada no roscamento, permitindo que as empresas com menos recursos consigam se manter competitivas no mercado. Vale-se ainda ressaltar que o aumento da resistência ao desgaste para as ferramentas usadas em operações de roscamento é fundamental para diminuir os riscos de quebra, além de melhorar a produtividade, já que se diminui o tempo perdido com a troca e setup de ferramenta, e ainda garante a qualidade das peças usinadas.

Do ponto de vista multidisciplinar, a relação entre as áreas de Ciência dos Materiais e Processos de Fabricação, dentro da Engenharia Mecânica, servirão para ampliar a base de dados experimentais existentes, encorajando novos estudos futuros do mesmo material, mas aplicado a outros processos de fabricação.

2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

2.1 INTRODUÇÃO

O processo de usinagem permite dar melhor acabamento superficial às peças fundidas ou conformadas mecanicamente, com o intuito de se obter melhor aspecto e precisão dimensional, além da obtenção de peculiaridades de forma impossíveis de se alcançar por outros processos de fabricação (CHIAVERINI, 1986). Dentro dos processos abrangidos pela usinagem, o roscamento é o responsável pela obtenção de roscas na peça desejada. As roscas internas podem ser obtidas através de um macho, que, como toda ferramenta de corte está sujeita ao desgaste que ocorre dependendo das condições de trabalho a que é imposto e à usinabilidade do material a ser usinado. Para minimizar os efeitos de desgaste o material da ferramenta de corte deve ser minuciosamente escolhido e submetido a um devido tratamento térmico e de superfície.

Neste capítulo serão abordados os conceitos necessários para melhor compreensão do trabalho desenvolvido.

2.2 AÇOS RÁPIDOS

Os aços rápidos utilizados em ferramentas são empregados na fabricação de ferramentas a serem usadas nos cortes e moldagem de materiais, dentro dos processos de usinagem em geral. São compostos normalmente por ligas metálicas com altas concentrações de tungstênio, molibdênio, vanádio, manganês e cromo. Essa composição visa atender aos requerimentos necessários para trabalhos severos, com altas cargas, de forma a se manter um grande controle dimensional, baixa probabilidade de quebra durante o trabalho a quente e sem sofrer desgaste excessivo ou deformação (ASM METALS HANDBOOK, 1993).

Os aços rápidos são classificados conforme sua composição com relação ao molibdênio (grupo M), carbono, tungstênio (grupo T), elementos de liga como Mn, Si, Cr, Ni, Mo, entre outros, e o tipo de trabalho a que vão ser submetidos (a quente ou frio) (ASM METALS HANDBOOK, 1993).

2.2.1 Características do aço rápido M2

Os aços rápidos ao molibdênio e ao tungstênio são largamente utilizados como ferramenta de corte nos mais variados processos de usinagem, principalmente para acabamento e desbaste (VILLARES METALS, 2003). Possuem elevada dureza, o que lhe garante boa resistência ao desgaste, e ainda apresenta endurecimento secundário, fazendo com que os valores de dureza se mantenham altos mesmo após o tratamento de alívio de tensões após a têmpera, o revenimento (PINEDO, 2010).

A Figura 1 mostra a composição química do aço rápido ao molibdênio enquanto que a Figura 2 mostra a curva de revenimento.

C	Cr	Mo	W	V
0,89	4,20	4,90	6,20	1,80

Figura 1 - Composição química em massa do aço rápido ao molibdênio.

Fonte: Villares Metals (2003).

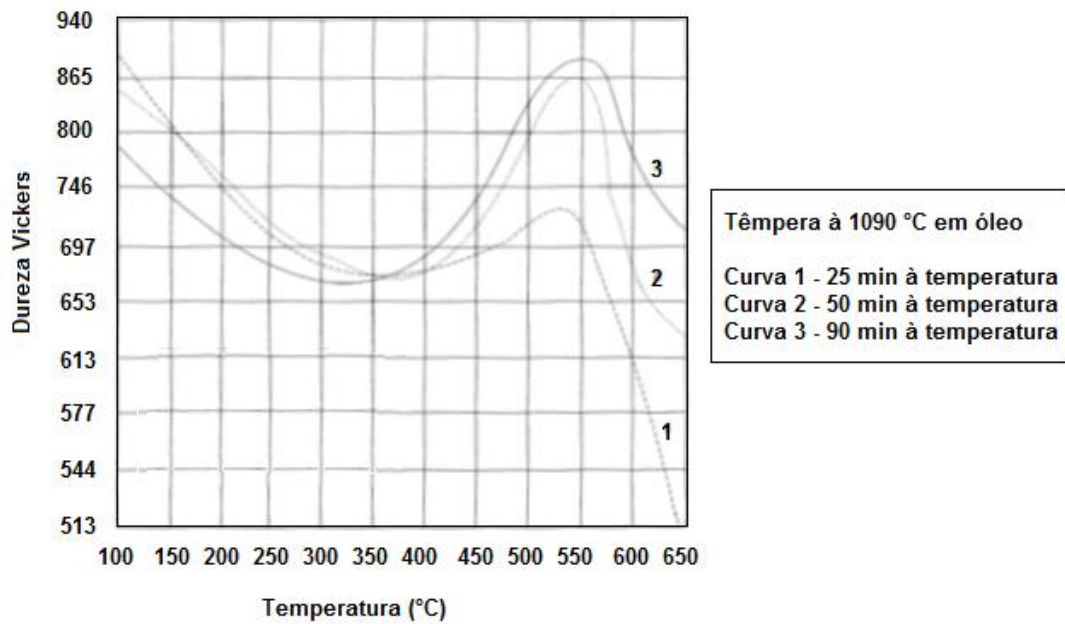


Figura 2 - Curva revenido aço rápido.

Fonte: Adaptado de Chiaverini (2002).

2.3 TRATAMENTOS TERMOREATIVOS

Os revestimentos gerados por tratamentos térmicos e termoquímicos buscam melhorar as propriedades do material, de acordo com a aplicação que este terá, visando um melhor desempenho quanto ao desgaste, fadiga, corrosão e coeficiente de atrito. Embora muitos tratamentos sejam possíveis, são relacionados aqui os processos de boretção e TRD, que são processos que modificam as propriedades físicas, químicas e mecânicas do material, elevando a dureza e a resistência ao desgaste e reduzindo a força de atrito. (CHIAVERINI, 1986)

Uma comparação entre a microdureza resultante entre os métodos de boretção, TRD, CVD entre outros pode ser observada na Figura 3. O processo TRD produz os carbonetos de maior dureza, podendo chegar a valores acima de 3000 HV com a utilização do elemento formador de carboneto de vanádio (VC). As estruturas produzidas pelo processo de boretção, o Fe_2B e FeB , elevam a dureza do material tratado até valores próximos a 2000 HV.

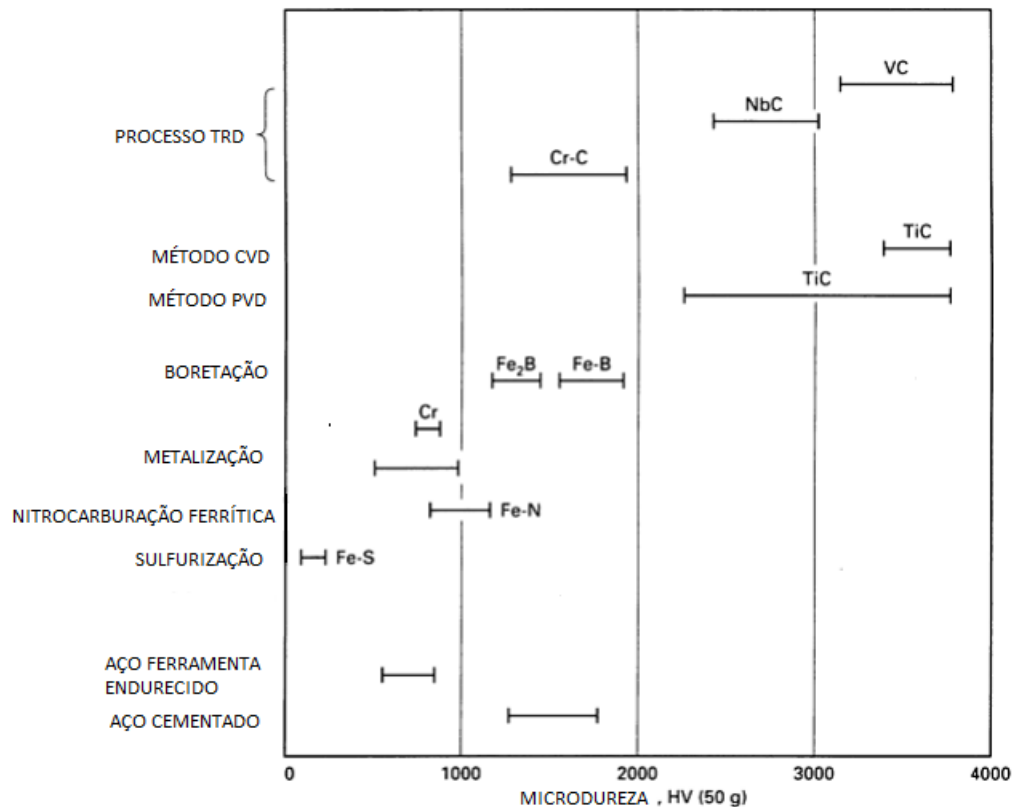


Figura 3 - Comparação das microdurezas resultantes em vários tipos de tratamentos.
 Fonte: Arai, *et al.*, 1991.

2.3.1 Tratamento de boretação

O tratamento de boretação consiste no enriquecimento superficial do aço pela difusão química do boro para o interior do substrato, com formação de boretos de ferro (Fe_2B e FeB). O processo pode ser aplicado em materiais ferrosos e não ferrosos, melhorando a dureza, resistência ao desgaste e diminuição do coeficiente de atrito. (OLIVEIRA, 2006).

Com espessuras das camadas que podem ultrapassar 200 μm , a camada boretada tem como características possuir microdureza elevada, sendo comum um valor entre 1400 e 1800 HV, boa resistência a corrosão (OLIVEIRA, 2006). O valor de espessura obtido é dependente do tempo, da temperatura de tratamento e dos elementos de liga presentes no substrato. Estes elementos de liga são responsáveis por restringirem a difusão dos átomos de boro, e conseqüentemente causam o retardo

no crescimento da camada formada por boretos devido a formação de uma barreira contra a difusão (SINHA, 1991).

Os agentes boretantes estão disponíveis na forma de pós ou pastas e o tratamento pode ser feito em meio líquido, gasoso e sólido (OLIVEIRA, 2006). O tratamento em meio líquido através de banho de sal pode ser feito utilizando-se o composto comercial Bórax, de fórmula química $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$, borato de sódio, como fonte de átomos de boro, e um agente redutor, como alumínio (Al), carbeto de silício (SiC) ou carbeto de boro (B_4C) que é responsável por liberar o boro elementar na mistura, permitindo a sua difusão (OLIVEIRA, 2006). Estudos mostram que o alumínio é mais eficiente que SiC e B_4C (SINHA, 1991). Tratamentos realizados em banho líquido tem a dificuldade da limpeza das amostras, devido ao processo de vitrificação verificado após a remoção da amostra de dentro do banho (KRELLING 2012), conforme representada na Figura 4.

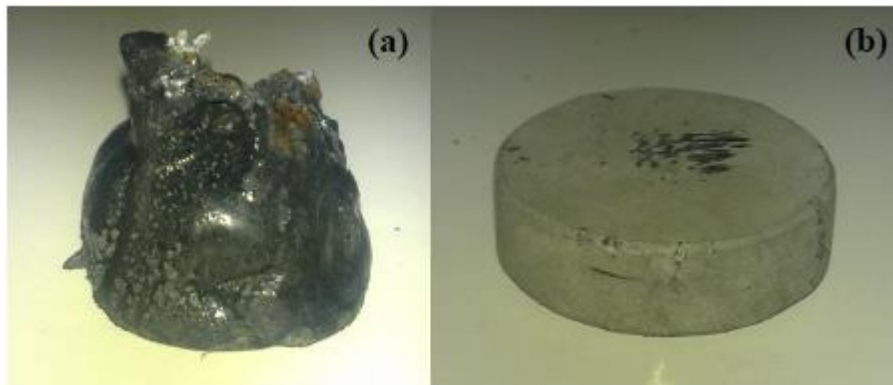


Figura 4 - Fase vitrificada (a) e amostra limpa (b)
Fonte: Krelling, 2012.

O potencial de boretação é determinado pela quantidade de átomos de boro presente no banho. Logo, o aumento da quantidade de alumínio eleva o potencial de boretação. Banhos realizados em temperaturas e tempo elevados, com elevada quantidade de boro presente, produzem uma camada mais espessa (OLIVEIRA, 2006).

A camada boretada pode ser composta unicamente por Fe_2B ou por uma fase dupla formada por $\text{Fe}_2\text{B} + \text{FeB}$. Em aplicações relacionadas à tribologia, como

processo de roscamento, deseja-se a obtenção da fase Fe_2B , já que FeB é mais frágil (OLIVEIRA, 2006).

A Figura 5 mostra uma relação da espessura da camada boretada em função do tempo do banho para três temperaturas distintas em aços comuns ao carbono: 800 °C, 900 °C e 1000 °C. Para um tratamento de 950 °C, com tempo de tratamento de 2 horas, estima-se uma camada boretada maior que 80 μm e menor que 140 μm , enquanto que para um tratamento de 4 horas, estima-se uma camada maior que 115 μm e menor que 190 μm , porém esse valor pode ser menor devido a presença de alto teor dos elementos de liga, como os presentes na composição do aço M2.

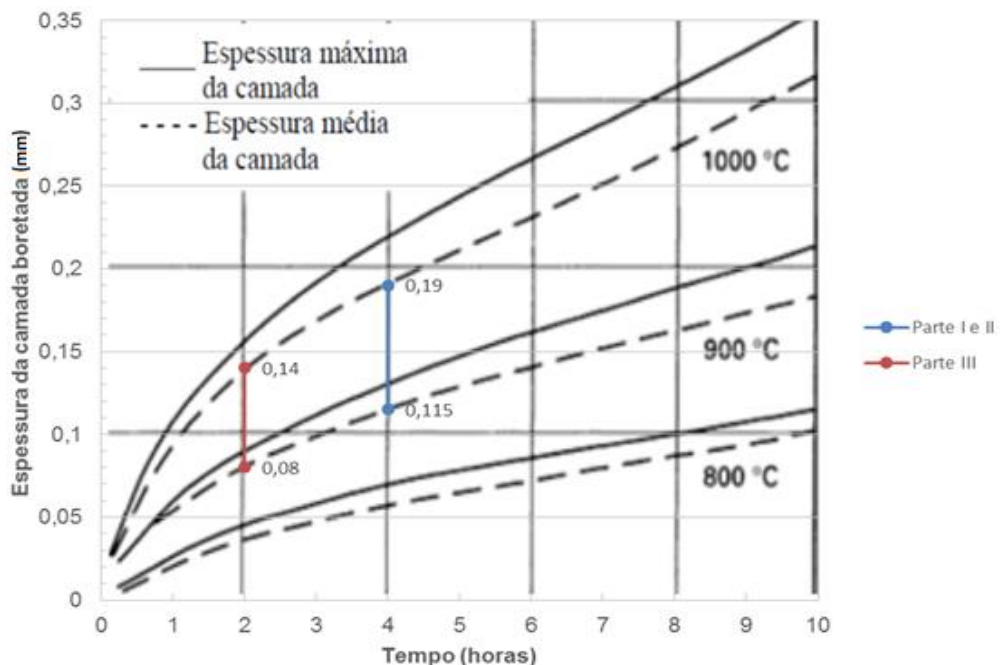


Figura 5 - Espessura resultante da boretação em função do tempo de tratamento para aços comuns ao carbono.

Fonte: Adaptado pelos autores ASM International, 1991.

Aços com maior quantidade de elementos de liga apresentaram uma menor camada, entre 50-55 μm , para tratamentos realizados nas temperaturas entre 850 - 950 °C, por 4 horas. Em aços inoxidáveis, a grande quantidade de elementos de liga (principalmente Cr e Ni) reduziram a camada de boretos para valores próximos a 20 μm , além de ter favorecido a formação de uma interface mais lisa entre a camada

de boretos e o substrato (PETROVA et al., 2008). O aumento do teor de Cr, a presença de Mn, W, Mo e V reduzem a espessura da camada boretada (SINHA, 1991).

Os baixos coeficientes de atrito proporcionado pela boretação, juntamente com a alta dureza, proporcionam normalmente ao elemento tratado uma grande resistência ao desgaste elevando a sua vida útil (SILVA, 2010).

2.3.2 Tratamento TRD

O método do TRD é um processo pelo qual um elemento formador de carboneto ou nitreto é depositado na superfície de um substrato contendo carbono e/ou nitrogênio, produzindo camadas de carbonetos ou carbonitretos do elemento dissolvido (ARAI et al., 1991). Essas camadas possuem elevada dureza, elevada resistência ao desgaste, baixo coeficiente de atrito e boa resistência à oxidação e corrosão (ARAI et al., 1991).

Diferentes tipos de carbonetos podem ser obtidos pelo tratamento TRD, entre eles o carboneto de vanádio, VC, o carboneto de cromo ($\text{Cr}_7\text{C}_3 + \text{Cr}_{23}\text{C}_6$) e o carboneto de nióbio (NbC) (ARAI et al., 1991), sendo os formados por VC e NbC os que apresentam melhores desempenhos nas solicitações de desgaste (PLUMB, 1985).

O TRD é um processo mais simples e de menor custo em relação aos revestimentos TiC, TiN e TiCN, resultantes dos processos CVD e PVD, e que necessitam de câmaras de vácuo e atmosferas controladas, porém encontram as mesmas aplicações na indústria. Com fornos comuns e sem atmosferas controladas já é possível se fazer o tratamento de TRD (ARAI et al., 1987). Além disso, o VC é mais resistente ao desgaste do que revestimentos de TiN e TiCN, quando utilizado o ensaio de desgaste do tipo pino sobre disco (DIEBEL et al., 2001).

O tratamento pode formar camadas de revestimento que variam normalmente entre 5 e 15 μm , dependendo da quantidade de carbono no substrato, e com banhos cuja temperatura está ente 850 °C e 1050 °C, e tempos de banho entre 0,5 e 10 h (ARAI et al., 1991). Além disso, a têmpera pode ser realizada diretamente após o banho, caso seja projetado na temperatura de austenitização do aço, com

resfriamento em água, óleo ou ar, dependendo da dureza que se deseja obter, já o revenido pode ser feito ao ar, vácuo ou em gás protetor (ARAI et al., 1991).

Tratamento termoreativo de deposição e difusão obtidos através de um banho de Bórax com EFC's são mais usualmente conhecidos como processo Toyota Diffusion. Para que o processo seja feito em um aço, é necessário que tenha mais de 0,3% em massa de carbono em sua composição. A camada é formada através da combinação química do carbono presente no substrato com o elemento formador de carbono (ARAI, 1979). A Figura 6 ilustra este processo de formação.

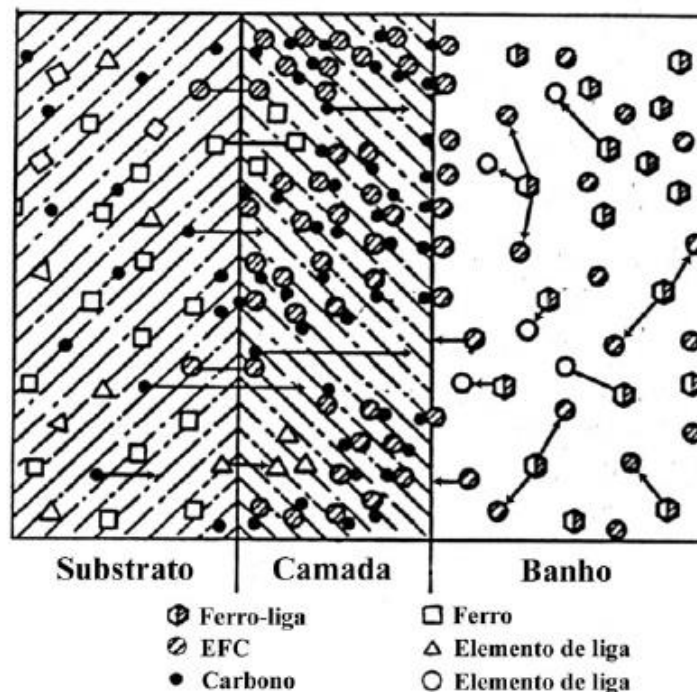


Figura 6 - Mecanismo de formação de camada de carbonetos.

Fonte: Oliveira, 2006.

Os elementos formadores de carbonetos são inseridos no banho na forma de ferro-liga (Fe-V, por exemplo) ou óxidos. Além disso, também é necessária a utilização de um agente redutor, como B₄C ou alumínio (ARAI et al., 1991).

O tamanho da camada de carbonetos resultante é afetado pela temperatura do banho, tempo de imersão e composição do substrato, sendo proporcional aos dois

primeiros, conforme mostrado na Figura 7. O banho de Bórax em questão apresenta 20% em massa de Fe-V, sendo o aço do tipo W1.

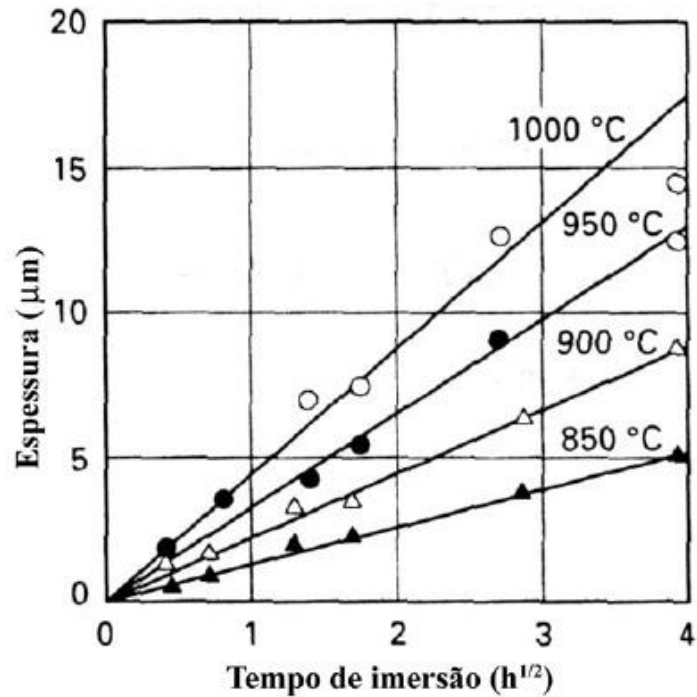


Figura 7 - Camada de TRD em aço W1 em função da temperatura.
Fonte: Oliveira, 2006.

Uma vantagem apresentada pelo TRD é que as ferramentas tratadas podem ser reprocessadas para a reconstituição da camada. A espessura da camada de carbonetos e o tempo de imersão podem ser relacionados pela relação abaixo (ARAI et al., 1991):

$$e^2 = k \cdot t$$

sendo:

- t: tempo (s);
- k: constante de taxa de crescimento da camada (cm²/s), em função da temperatura;
- e: espessura (cm).

2.4 ROSCAMENTO

Roscamento é um dos processos mais complexos da usinagem, destinado à obtenção de roscas internas ou externas por meio da abertura de canais helicoidais de passo uniforme. As roscas têm pelo menos cinco medidas que devem estar ajustadas entre si: diâmetro maior, menor, efetivo; passo ou ângulo de avanço; ângulo de rosca. Caso uma dessas medidas esteja incorreta, o ajuste ou a transmissão de forças ou o movimento entre a rosca interna e a rosca externa será deficiente (STEMMER, 2008).

Dentre os processos existentes, será aprofundado o roscamento interno com macho, ilustrado pela Figura 8, por ser o mais utilizado na indústria moderna devido a sua alta produtividade e maior precisão na rosca, tanto para pequenos diâmetros quanto para grandes (SANTOS et al., 2009)

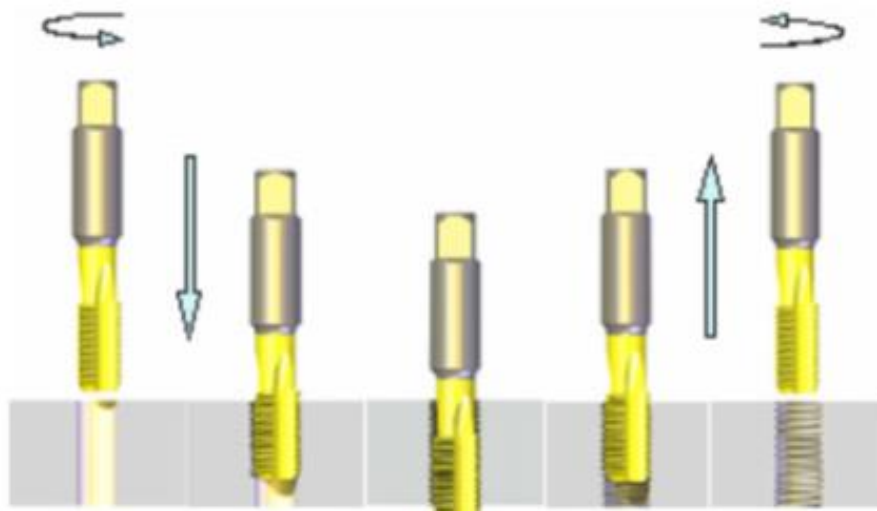


Figura 8 - Exemplificação de roscamento interno com machos.

Fonte: Mota (2009).

A quebra da ferramenta pode ocorrer para velocidades de corte altas, devido ao torque excessivo imposto, além das altas temperaturas geradas (REIS et al., 2005). Isso é decorrente da dificuldade, tanto de remoção de cavaco quanto de lubrificação adequada das arestas de corte.

Também é válido dizer que, além do caso extremo de quebra da ferramenta, as altas temperaturas geradas são um dos grandes responsáveis pelo desgaste das ferramentas devido a dilatação térmica provocada pelo calor e pelo dano térmico causado à estrutura superficial da peça (DINIZ et al., 2010).

A Tabela 1 mostra alguns valores usuais de velocidade de corte, em m/min, de acordo com o tipo de macho e o tipo de material a ser usinado. As informações foram retiradas do Catálogo de Produtos da fabricante OSG (OSG, 2012).

Tabela 1 - Velocidade de corte para diferentes composições de aço

Tipo de canal	Modelo de referência	Material / Revestimento	Velocidade de corte (m/min)		
			Aço baixo carbono (até 0,25%)	Aço médio carbono (0,25% - 0,45%)	Aço alto carbono (maior que 0,45%)
Reto	260/1 M	Aço rápido	8 - 13	7 - 12	-
	260/1 M TiN	Aço rápido / TiN	10 - 16	9 - 15	8 - 12
Helicoidal	260/2 M	Aço rápido	8 - 13	7 - 12	-
	260/2 TiN	Aço rápido / TiN	10 - 16	9 - 15	8 - 12

Fonte: Adaptado de OSG (2012).

2.4.1 FERRAMENTA DE CORTE

A ferramenta utilizada para realizar o roscamento é o macho de corte. Destinados à execução de roscas internas, cilíndricas ou cônicas, são sofisticados tanto em sua utilização quanto em sua fabricação, possuem filetes externos e rasgos longitudinais, originando daí o aparecimento de arestas cortantes, folgas necessárias à saída dos cavacos e canais para conduzir fluido para a região de corte (MOTA, 2009).

Existem diversos tipos de machos que são classificados de acordo com suas aplicações, material a ser usinado, geometria de corte, tipo de revestimento e natureza da operação. Quanto a forma de aplicação, podem ser manuais ou machos máquina, utilizados em furadeiras, tornos, rosqueadeiras, etc.

Para operações com máquinas é imprescindível que a faixa diametral e a tolerância da rosca estejam bem determinadas, pois o processo termina com um único avanço da ferramenta (MOTA, 2009), evitando refugo ou possível retrabalho.

Os tipos mais usuais de machos de corte são os de canais reto e canais helicoidal.

O macho de canal reto, mostrado na Figura 9 é utilizado no roscamento de aços e ferro fundido de cavacos curtos. Têm fabricação e afiação mais simples que os machos de canais helicoidais, e usinam roscas de maneira satisfatória em variadas condições (JOHNSON, 1989).



Figura 9 - Macho de corte de canal reto.
Fonte: OSG (2012).

O macho de canal helicoidal é utilizado principalmente para roscas em furos cegos, em materiais macios que geram cavaco longo, como alumínio, magnésio, latão. O canal helicoidal transporta os cavacos para trás, afastando-os das arestas cortantes e para fora do furo, de forma a evitar a compactação dos cavacos nos canais ou no fundo do furo. A hélice deve ser no mesmo sentido do corte para que os cavacos sejam puxados para fora do furo (STEMMER, 2008). A Figura 10 ilustra um exemplo de macho de canal helicoidal.



Figura 10 - Macho de canal helicoidal.
Fonte: OSG (2012).

Para a realização do roscamento é necessário um pré-furo cujo diâmetro da broca a ser usada pode ser determinado através da fórmula:

$$D = D_{nom} - P \quad [mm]$$

A variável D é o diâmetro da broca, D_{nom} é o diâmetro nominal do macho de corte em milímetros e P é o passo do macho de corte em milímetros.

A seguir encontram-se os principais elementos de um macho de corte de canal reto, seguida de um corte transversal, ilustrando estas principais características a Figura 11.

- Ângulo de incidência: ângulo formado entre a entrada e o eixo do macho, medido num plano axial, junto ao gume (STEMMER, 2008);
- Ângulo de saída: ângulo entre a tangente a superfície de saída e uma linha radial, a partir da crista dos filetes, na aresta de corte (STEMMER, 2008);
- Canal: as ranhuras longitudinais executadas no macho para criar as arestas de corte no perfil da rosca e prover espaço para os cavacos e passagem do fluido de corte (STEMMER, 2008);
- Flanco: são as faces laterais de um filete, que une a crista com a raiz. (STEMMER, 2008).



Figura 11 - Corte de um macho de canal reto.
Fonte: Pimentel (2009) apud Titex Plus (1999).

2.5 DESGASTE

O roscamento é normalmente uma das últimas operações a serem realizadas na peça, que neste ponto já possui um valor significativo. Quando a ferramenta está desgastada ela produz roscas defeituosas e em condições mais severas pode acabar quebrando dentro do pré-furo, gerando refugo ou retrabalho, consumindo tempo e dinheiro (SHA et al., 1990). Essa é uma das razões para se investir no desenvolvimento de ferramentas cada vez mais resistentes ao desgaste.

O desgaste é definido pela norma DIN 50320 como a perda progressiva de material da superfície de um corpo sólido quando sob ação mecânica, ou seja, contato e movimento relativo entre dois corpos sólidos, um corpo sólido com um corpo líquido ou gasoso. Portanto, altera a geometria original da ferramenta e pode ser acentuado ou diminuído dependendo da combinação do material da peça a ser usinada, do material da ferramenta, da geometria do cavaco e do fluido de corte.

Segundo Cardoso (2014, apud KÖNIG et al., 1997), os danos gerados no gume acontecem por abrasão, adesão, difusão e oxidação, solicitações mecânicas e fadiga térmica excessiva. Abaixo encontram-se uma breve descrição sobre as principais causas de desgaste citados.

- Solicitações térmicas e mecânicas são abundantes no início do processo de usinagem, durante a entrada da ferramenta na peça, fazendo com que o gume atinja elevadas temperaturas em pouco tempo. Após a saída desta, ocorre o resfriamento;
- Abrasão é o arrancamento de pequenas partículas pelo escorregamento entre ferramenta e peça e ocorre sob alta pressão e temperatura. A resistência a abrasão aumenta em função da dureza da ferramenta. O aumento da velocidade de corte resulta em um aumento da velocidade de desgaste (STEMMER, 2008);
- Adesão ocorre em virtude das altas temperaturas e pressões na zona de corte. As partículas se soldam à face da ferramenta, formando um gume postiço. Os cavacos recém retirados, em virtude de sua superfície limpa, sem camadas protetoras de óxidos, são extremamente reativos quimicamente, contribuindo para a aderência. As partículas que se prendem ao gume da ferramenta,

dificultam o deslizamento do cavaco, aumentando o coeficiente de atrito na face (STEMMER, 2008);

- Difusão acontece em temperaturas elevadas e consiste na transferência de átomos de um material para o outro, o que causa variações nas propriedades na camada superficial da ferramenta. Não afeta ferramentas produzidas em aço rápido, já que a faixa de difusão nestas é mais elevada do que sua temperatura de amolecimento (STEMMER, 2008);
- Oxidação, altas temperaturas e a presença de ar e água fazem com que ocorra oxidação nos metais, formando carepa. O desgaste por oxidação ocorre nas extremidades da ferramenta, devido ao excesso de ar nesta região (DINIZ et al., 2006). Pode-se criar saliências nas superfícies da ferramenta, levando de forma fácil ao lascamento e a quebra da quina da mesma, segundo Cardoso (2014 apud POULACHON et al., 2004).

As causas citadas levam ao lascamento e ao rasgamento, que é o arrancamento de um ou mais filetes no macho. A Figura 12 compara um macho novo com um que já sofreu desgaste. É possível verificar claramente o arredondamento da aresta de corte em função da abrasão sofrida.

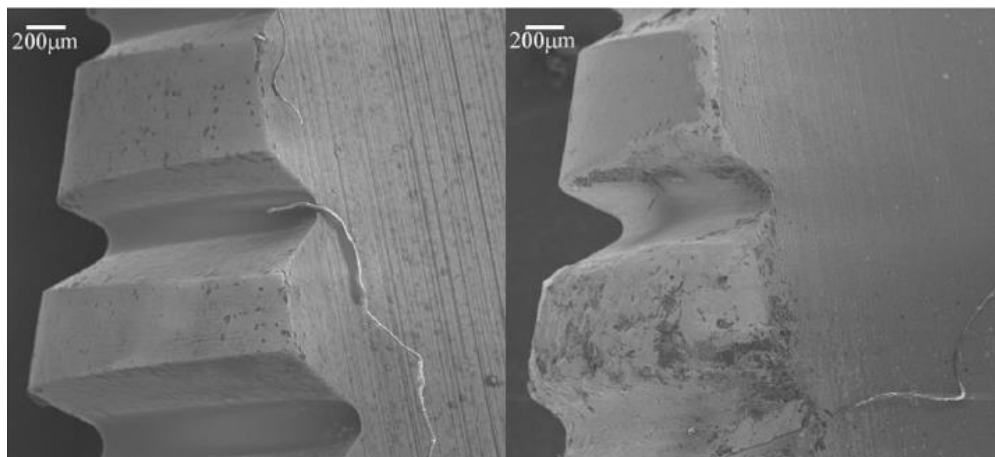


Figura 12 – Comparação de um macho novo e um já desgastado.
Fonte: Cardoso (2014) apud König et al. (1997).

A Figura 13 mostra as causas de desgaste em função da temperatura de corte devido a parâmetros de usinagem. O aumento da temperatura de corte, causado

principalmente pelo aumento da velocidade de corte, leva a diferentes causas de desgaste.

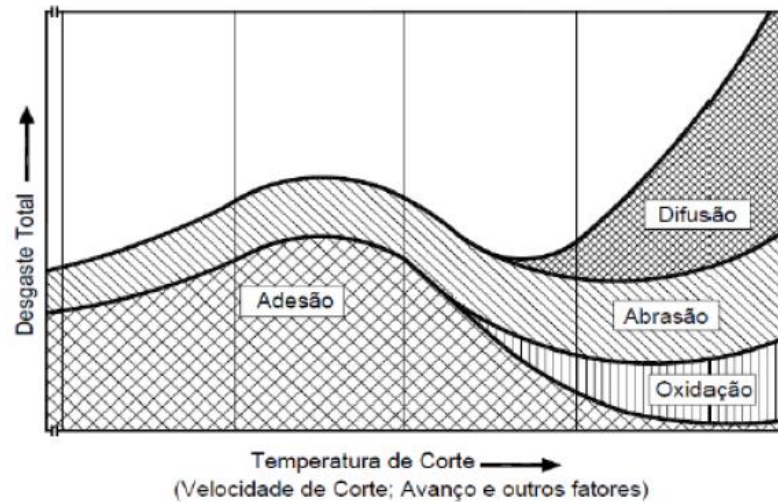


Figura 13 - Desgaste em função da temperatura de corte gerada.
Fonte: Cardoso (2014) apud König et al. (1997).

Assim, a escolha de um material ou revestimento adequado, bem como o monitoramento do desgaste é de fundamental importância para obter um roscamento dentro das tolerâncias.

2.6 FLUÍDOS DE CORTE

A lubrificação é importante para um bom desempenho, pois diminui o atrito entre ferramenta e peça. Com influência no escoamento dos cavacos, na qualidade do furo e na vida útil da ferramenta, a lubrificação afeta diretamente a qualidade final da rosca, que pode resultar em ganhos econômicos para a empresa, aumentando a eficiência produtiva e econômica.

3 METODOLOGIA

3.1 MATERIAIS E MÉTODOS

A parte experimental do trabalho foi dividida em várias etapas. Primeiramente foram realizados os experimentos e análises na área de materiais, seguido dos experimentos e análises na área de usinagem. O fluxograma, identificado pela Figura 14, mostra a sequência das ações que foram realizadas.

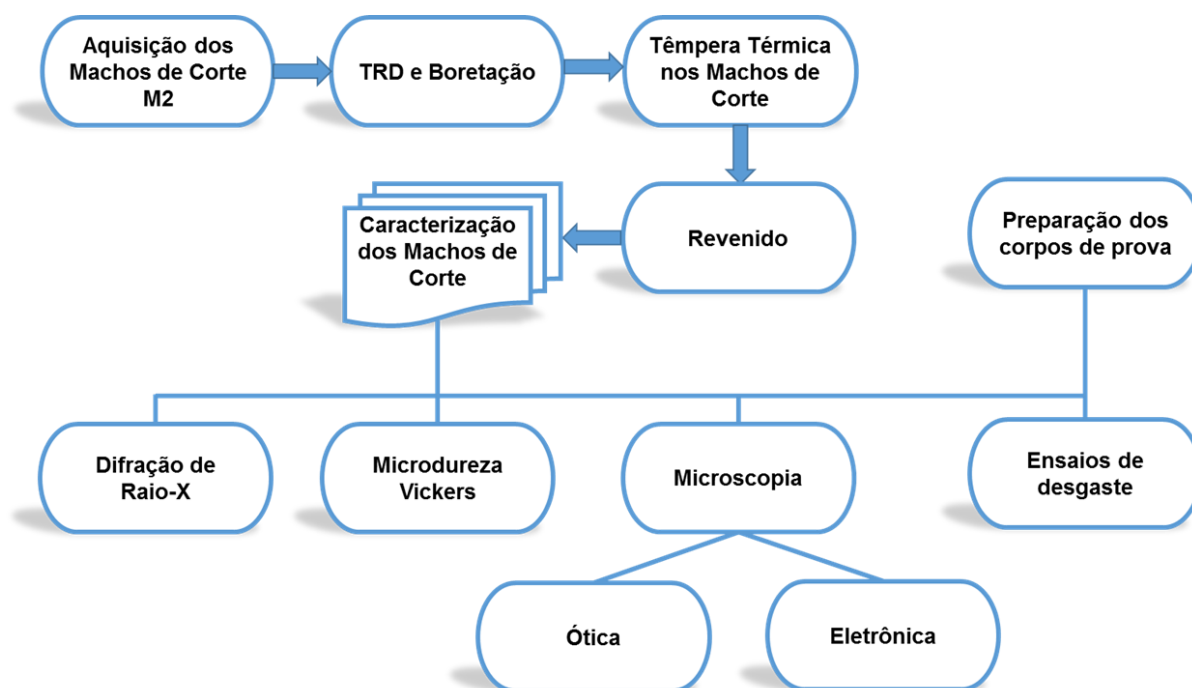


Figura 14 - Fluxograma da metodologia utilizada

Fonte: Autoria própria.

3.2 TRATAMENTOS TÉRMICOS E REVESTIMENTOS

Os tratamentos foram realizados três vezes, alterando parâmetros como tempo do banho, têmpera e revenimento, para tornar as ferramentas mais tenazes. A composição do banho não foi alterada e é mostrada na Tabela 2.

Tabela 2 - Composição dos banhos propostos

Tratamento	Composição do banho (% em massa)
Boretação	Na ₂ B ₄ O ₇ + (30% Al)
TRD	Na ₂ B ₄ O ₇ + (20% Al + 5% Fe-V)

Fonte: Autoria própria.

A terceira parte foi realizada em banhos a 950 °C durante 2 horas ininterruptas. O TRD foi feito utilizando um banho de Bórax (Na₂B₄O₇) com a adição dos elementos formadores ferro-vanádio (Fe-V) e o alumínio (Al) como agente redutor, para a boretação, utilizou-se apenas o Bórax e o alumínio. Após a conclusão deste processo as amostras foram temperadas em ar ambiente, 25 °C, para posterior revenimento, à 300 °C, por 1 hora, e então resfriadas ao ar.

O Quadro 1 mostra de forma resumida as 3 etapas realizadas.

Quadro 1 – Resumo dos tratamentos propostos nos machos máquina

Tratamento		Quantidade de ferramentas utilizadas:	Tempo do banho em horas	Têmpera Térmica	Revenido	
					Temperatura em °C	Tempo em horas
Parte I	Boretação	2	4	Óleo	500	2
	TRD	2	4	Óleo	500	2
Parte II	Boretação	2	4	Ar	500	2
	TRD	2	4	Ar	500	2
Parte III	Boretação	1	2	Ar	300	1
	TRD	1	2	Ar	300	1

Fonte: Autoria própria.

3.3 CARACTERIZAÇÃO

A caracterização das ferramentas foi feita através da microscopia ótica e eletrônica, difração de raio-X e ensaio da microdureza Vickers (HV), dentro do Laboratório de Microscopia.

Foram utilizadas lixas 220, 320, 400, 600 e 1200, polimento com alumina e posterior ataque químico com Nital 5%.

Foi utilizado o microscópico Olympus BX51M juntamente com o software Image-Pro Plus para obtenção das imagens. Para o ensaio de microdureza, o microdurômetro Shimadzu HMV-2, onde foram realizadas as medidas obtidas para se traçar o perfil de dureza através da média de cinco medidas superficiais de cada amostra.

O ensaio MEV, foi realizado no Laboratório de Microscopia Eletrônica de varredura, no equipamento Philips, modelo XL30.

O ensaio de difração por raios-x foi realizado no laboratório da PUC-PR no equipamento Shimadzu Diffractometer XRD-7000. O tubo de raio-x foi utilizado com voltagem de 40 V, corrente de 30 mA, ângulo de incidência de 5° e o ângulo de varredura 2Θ variou de 30° a 100°.

3.4 USINAGEM – ROSCAMENTO

Nesta etapa foi realizada a operação de roscamento nos corpos de prova utilizando-se a ferramenta sem revestimento e também aquelas revestidas pelos tratamentos de boretação e TRD.

3.4.1 Corpo de prova

Para a realização dos ensaios foram adquiridos 12 corpos de prova de aço SAE 1020 de forma circular.

A escolha do aço foi feita em função de sua boa usinabilidade e resistência mecânica, além de ser um material de fácil obtenção.

A composição média do aço utilizado nos C.P pode ser observada na Figura 15.

C %	Mn %	Cr %	Ni %	Mo %	OUTROS %
0,20	0,45	-	-	-	-

Figura 15 - Composição do aço SAE 1020 dos C.P
Fonte: Villares Metals, 2015.

Obtidos de um tarugo de 3 polegadas de diâmetro com espessura de 20 mm as dimensões, em milímetros, estão mostradas na Figura 16.

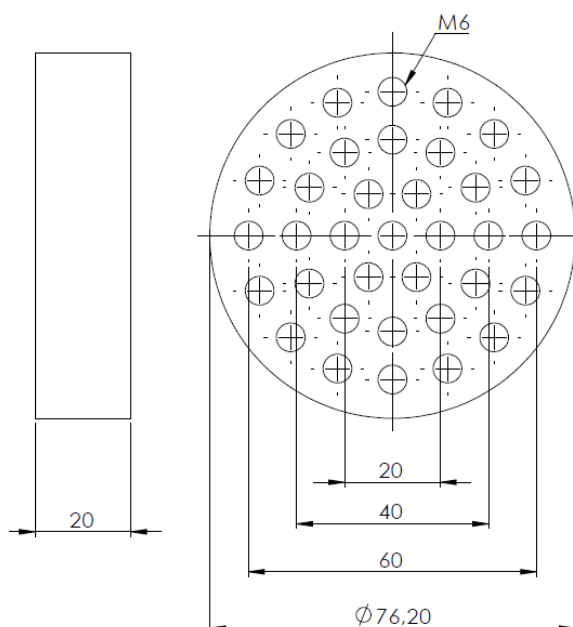


Figura 16 - Dimensões do corpo de prova
Fonte: Autoria própria

3.4.2 Ferramenta de corte

A ferramenta escolhida através do Catálogo de Produtos da TMX foi um macho máquina de canal reto, modelo T50/3, M6 e passo de 1 mm, fabricado em aço rápido e indicado para furo cego ou passante. A velocidade de corte indicada pelo fabricante para o material SAE 1020, aço de baixo carbono, é de 7 a 12 m/min (OSG, 2013).

Para a usinagem foi utilizada uma rotação de 300 RPM, equivalente a 6 m/min. A velocidade de corte poderia ser aumentada a fim de se acelerar o processo de desgaste da ferramenta, caso fosse necessário. A avaliação deveria ser feita após a usinagem do primeiro C.P, ou seja, após 35 roscas.

A Figura 17 ilustra um modelo similar ao TMX 50/3 que também apresenta algumas características como tolerância e material de fabricação, por exemplo. O comprimento da zona que compreende as arestas de corte é de 19 mm, logo, foi feito processo de roscamento por furos passantes, a fim de se analisar o desgaste em toda área útil do macho.

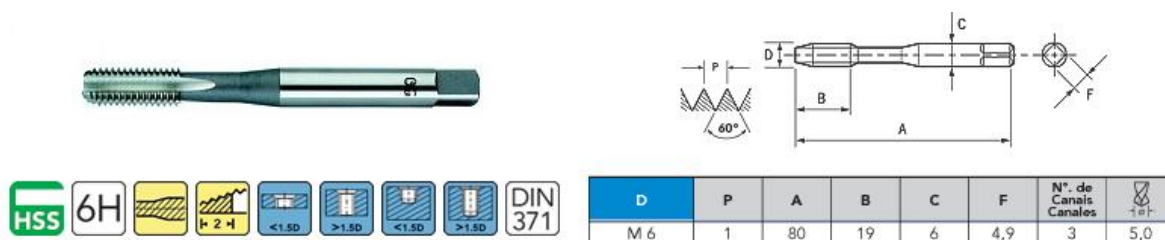


Figura 17 - Macho OSG 250/3: HSS, M6, passo de 1 mm.

Fonte: OSG, 2015.

É recomendado pelo fabricante a usinagem de pré-furos de 5 a 5,2 mm de diâmetro, que foram realizados por uma broca de aço rápido Irwin M5, cuja recomendação da V_c para o aço carbono varia entre 5 m/min e 14 m/min.

Outra recomendação do fabricante é que durante o processo de roscamento seja utilizado um lubrificante Rosca-Corte não solúvel em água. Portanto, o processo foi realizado utilizando o fluido de corte Quimatic Tapmatic.

3.4.3 Máquina ferramenta

Para a realização dos pré-furos nos C.P foi utilizada uma furadeira de bancada da marca Kone, modelo KMB-32, conforme mostra a Figura 18.



**Figura 18 – Furadeira de bancada Kone.
Fonte: Kone, 2016.**

Para o roscamento foi utilizado uma rosqueadeira de bancada da marca Dauer, conforme mostra a Figura 19.



**Figura 19 - Rosqueadeira de bancada Dauer.
Fonte: Autoria própria.**

As máquinas utilizadas no desenvolvimento deste trabalho são de propriedade da empresa América Indústria e Comércio de Peças localizada em Curitiba / Pr.

3.5 ANÁLISE DE DESGASTE

Para realizar a análise do desgaste nos machos foi considerado a usinagem de 4 C.P com 35 furos para cada ferramenta, conforme mostra a Figura 20.

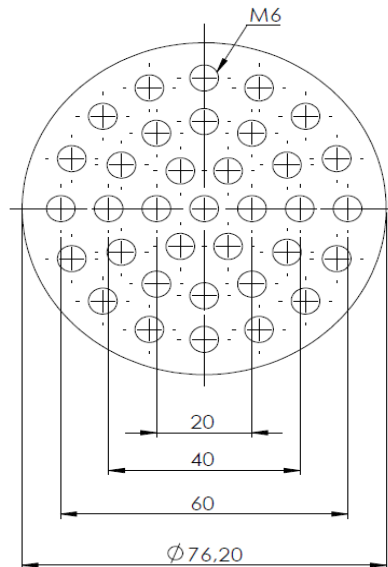


Figura 20 - Esquema do ensaio de roscamento
Fonte: Autoria própria.

Ao finalizar as roscas na primeira unidade a ferramenta seria retirada e levada para análise microscópica a fim de analisar as superfícies de folga.

No caso de quebra da ferramenta as possíveis causas seriam analisadas e o furo em que este ocorreu seria registrado.

Como critério de fim de vida da ferramenta foi utilizado um calibrador tampão de rosca interna passa/não-passa M6 6H, conforme mostrado na Figura 21. Para cada corpo de prova seriam realizadas 5 verificações, sendo uma a cada 7 roscas realizadas, caso alguma delas fosse reprovada, seria devidamente registrada e a ferramenta deixaria de ser utilizada.



Figura 21 – Exemplo de calibrador de roscas
Fonte: Kingtools, 2015.

Os dados obtidos foram registrados para posterior comparação e discussão.

3.6 JUSTIFICATIVA DA METODOLOGIA

A escolha do macho em aço rápido e dos corpos de prova em aço SAE 1020 deu-se devido à larga utilização destes no processo de fabricação e na facilidade com que são encontrados no mercado. As dimensões adotadas para o C.P foram um consenso entre os autores, pensando na quantidade de roscas, no custo de matéria-prima e na facilidade de obtenção.

Os processos de revestimentos foram propostos pelo professor orientador Dr. Eduardo Mauro do Nascimento, juntamente com o professor co-orientador Dr. Milton Luiz Polli e suas características foram obtidas através de trabalhos e literaturas anteriores selecionadas para alcançar o objetivo proposto nesse trabalho.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Neste capítulo serão apresentados os resultados obtidos após as ferramentas serem submetidas aos tratamentos termoreativos mostrados no Quadro 1.

4.1 CARACTERIZAÇÃO DOS TRATAMENTOS – BORETAÇÃO

4.1.1 Boretação Parte I

As duas unidades de macho máquina foram submetidas ao tratamento de boretação com têmpera resfriada em óleo e seguida por revenimento. A Figura 22 mostra o substrato resultante do processo. Percebe-se uma matriz martensítica com a presença de carbonetos dispersos, representados pelos pontos claros presentes. Martensita é extremamente dura e frágil. A dureza média encontrada para o substrato foi de aproximadamente 750 HV.

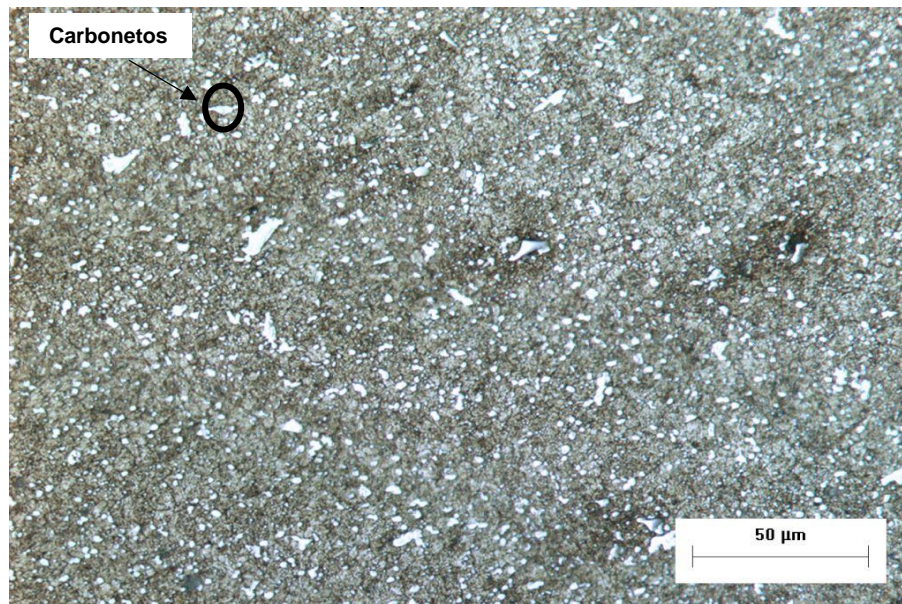


Figura 22 - Substrato após tratamento de Boretação. Ataque químico Nital 5%.
Fonte: Autoria própria.

A Figura 23 e Figura 24 mostram a camada endurecida obtida na ferramenta de aço rápido. Percebe-se três regiões distintas, sendo que a região mais externa, próxima ao baquelite (região escura), é a camada boretada. As estruturas mais foscas são formadas por FeB, enquanto que a região mais clara é o Fe₂B. Em seguida existe uma zona intermediária, formada pela camada boretada com substrato e após isso, há o substrato.

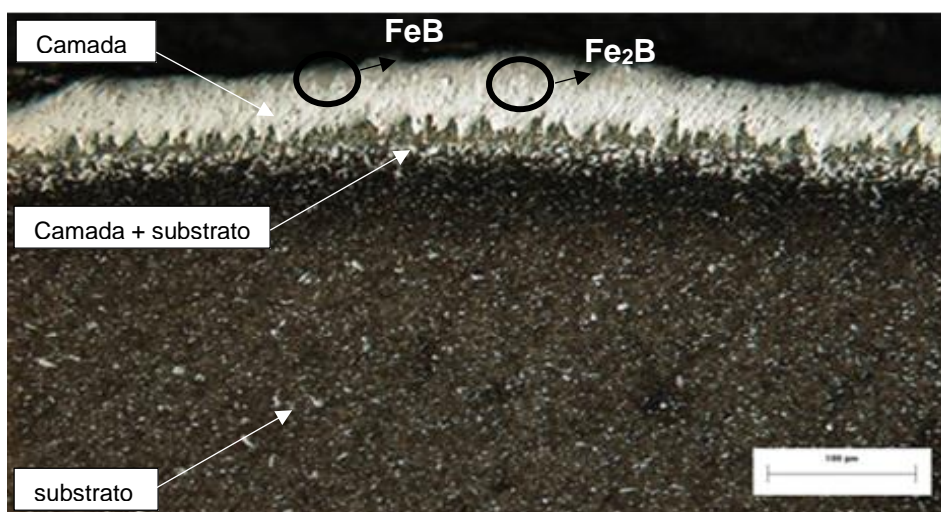


Figura 23 - Microscopia do aço rápido M2 após Boretação I, têmpera em óleo e revenimento. Ataque químico Nital 5%.

Fonte: Autoria própria.

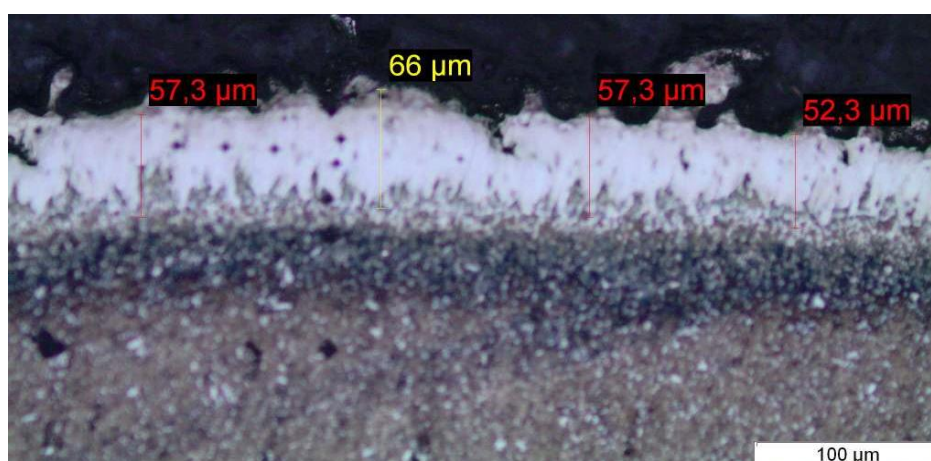


Figura 24 - Camada formada após Boretação I. Ataque químico Nital 5%.

Fonte: Autoria própria.

A espessura média encontrada foi de 58 µm.

4.1.2 Boretação Parte II

As duas unidades de macho máquina foram submetidas ao tratamento de boretação com têmpera resfriada ao ar e seguida por revenimento. Assim como no primeiro, o substrato é formado por uma matriz martensítica com a presença de carbonetos dispersos, conforme já mostrado na Figura 22. A dureza média encontrada para o substrato foi de aproximadamente 900 HV

A Figura 25 e Figura 26 mostram a camada endurecida obtida na ferramenta de aço rápido. Percebe-se três regiões distintas, sendo que a região mais externa, próxima ao baquelite (região escura), é a camada boretada. Em seguida existe uma zona intermediária, formada pela camada boretada com substrato e após isso, há o substrato.

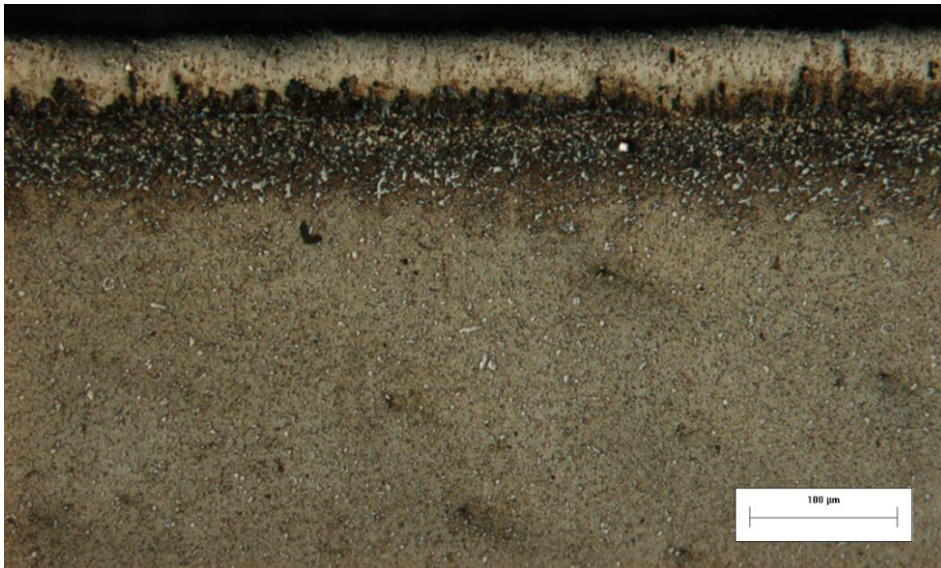
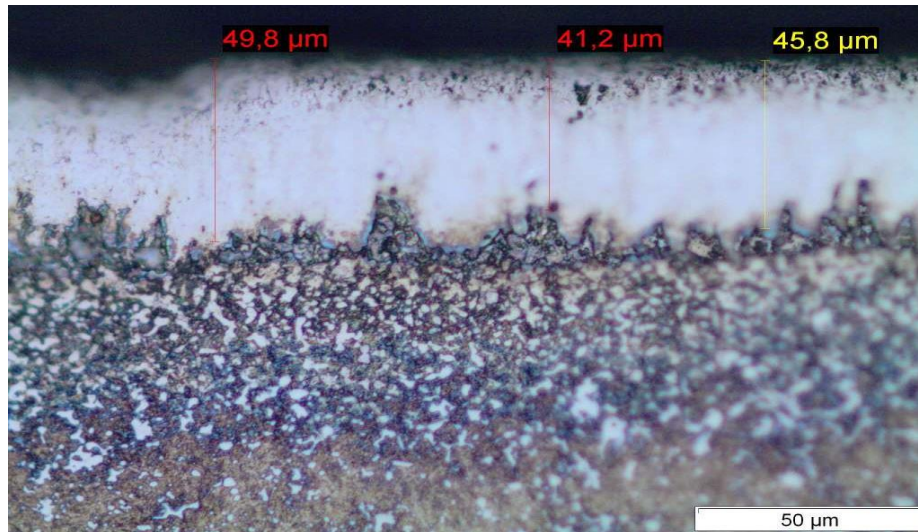


Figura 25 - Microscopia do aço rápido M2 após Boretação II, têmpera ao ar e revenimento. Ataque químico Nital 5%.

Fonte: Autoria própria.



**Figura 26 - Camada formada após Boretação II. Ataque químico Nital 5%.
Fonte: A autoria própria.**

A espessura média encontrada foi de 45 μm .

4.1.3 Boretação Parte III

A unidade de macho máquina foi submetida ao tratamento de boretação com têmpera resfriada ao ar e seguida por revenimento de apenas 1 hora, feito a 300 °C, a fim de se evitar o endurecimento secundário. Assim como nos primeiros tratamentos, o substrato é formado por uma matriz martensítica com a presença de carbonetos dispersos, conforme já mostrado na Figura 22. A dureza média encontrada para o substrato foi de aproximadamente 850 HV.

A Figura 27 e Figura 28 mostram a camada endurecida obtida na ferramenta de aço rápido. Percebe-se três regiões distintas, sendo que a região mais externa, próxima ao baquelite (região escura), é a camada boretada. Em seguida existe uma zona intermediária, formada pela camada boretada com substrato e após isso, há o substrato.



Figura 27 - Microscopia do aço rápido M2 após Boretação III, têmpera ao ar e revenimento. Ataque químico Nital 5%.

Fonte: Autoria própria.

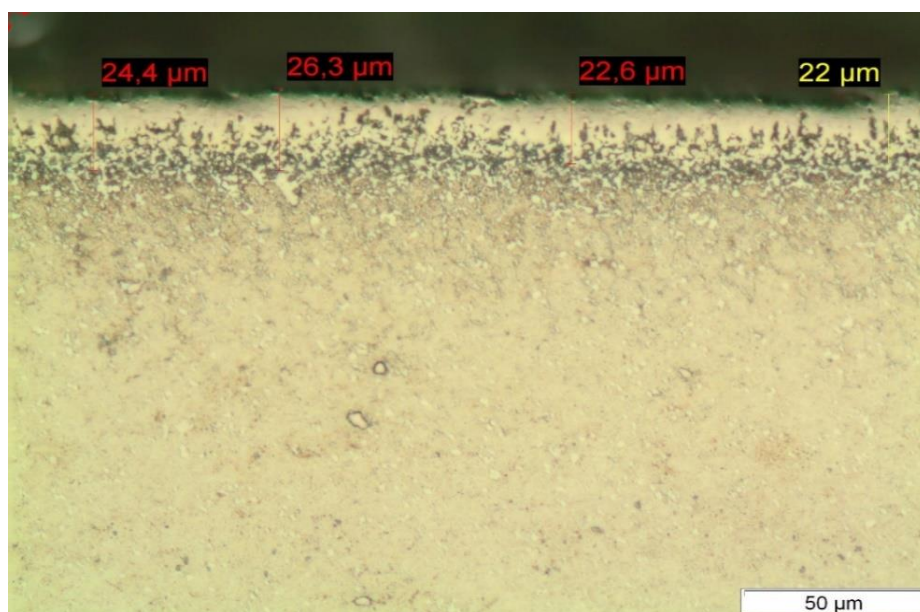


Figura 28 - Camada formada após Boretação III. Ataque químico Nital 5%.

Fonte: Autoria própria.

A espessura média encontrada foi de 24 μm.

4.1.4 Análise dos valores de espessura

Nesta seção serão discutidos os valores de espessura das camadas encontradas em todas as amostras obtidas.

Segundo o gráfico mostrado na Figura 5, a profundidade estimada para a camada boretada é aproximadamente de 115 μm a 190 μm , lembrando que é uma estimativa para aços comuns ao carbono. Dessa forma, em todos os tratamentos de boretação, os valores obtidos ficaram abaixo da expectativa.

Levando-se em conta que o aço M2 possui grande quantidade de elementos de liga, principalmente Molibdênio e Cromo, os valores encontrados para o tratamento de boretação Parte I e Parte II ficaram em um valor próximo ao estipulado por Petrova, entre 50-55 μm , sendo o da Parte II um pouco abaixo do valor esperado, 45 μm . Na Parte III, conseguiu-se um valor menor em função do menor tempo de tratamento.

A Tabela 3 mostra uma comparação da espessura da camada encontrada para as 3 partes dos tratamentos.

Tabela 3 - Espessura média das camadas endurecidas por boretação

Boretação	Espessura da camada endurecida (μm)
Parte I	58
Parte II	45
Parte III	24

Fonte: Autoria própria.

4.1.5 Difração de Raio-X

Para a amostra da parte III tratada por boretação, a análise do gráfico da Figura 29 confirmou a presença dos boretos de ferro (FeB, Fe₂B), conforme esperado. A presença maior de FeB é indesejada, pela sua fragilidade maior em relação ao Fe₂B.

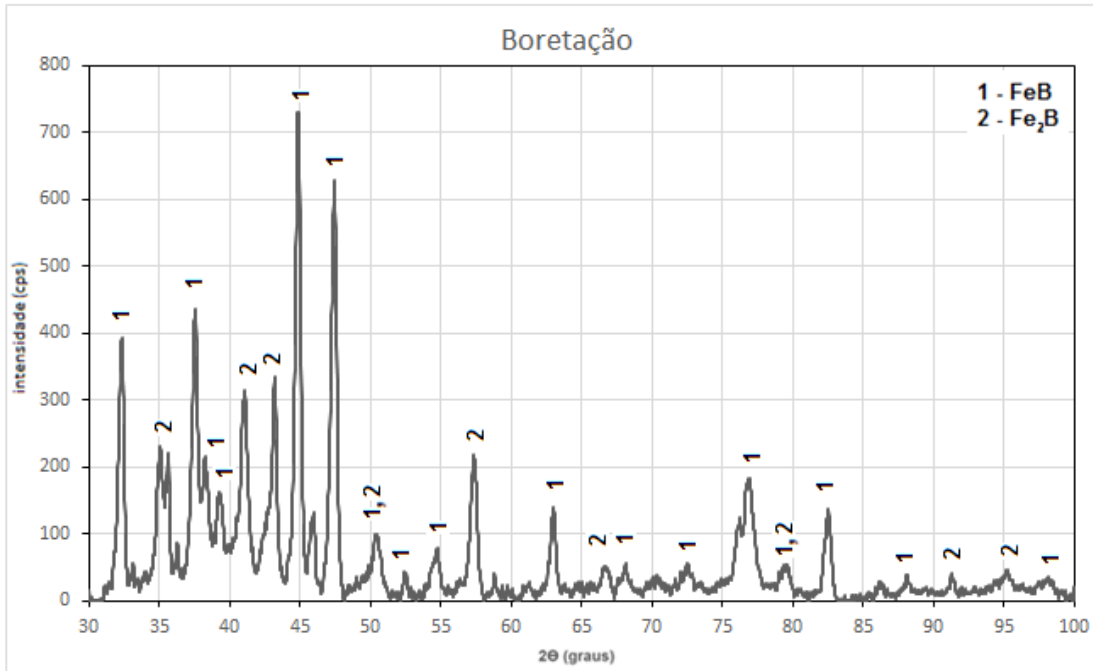


Figura 29 – Difração de raio-X após Boretação III, temperada e revenida.

Fonte: Autoria própria.

4.1.6 MEV – Microscopia Eletrônica De Varredura

A fim de se analisar a camada endurecida, em destaque na Figura 30, fez-se imagens obtidas por microscopia eletrônica para as amostras referentes a terceira parte do tratamento.

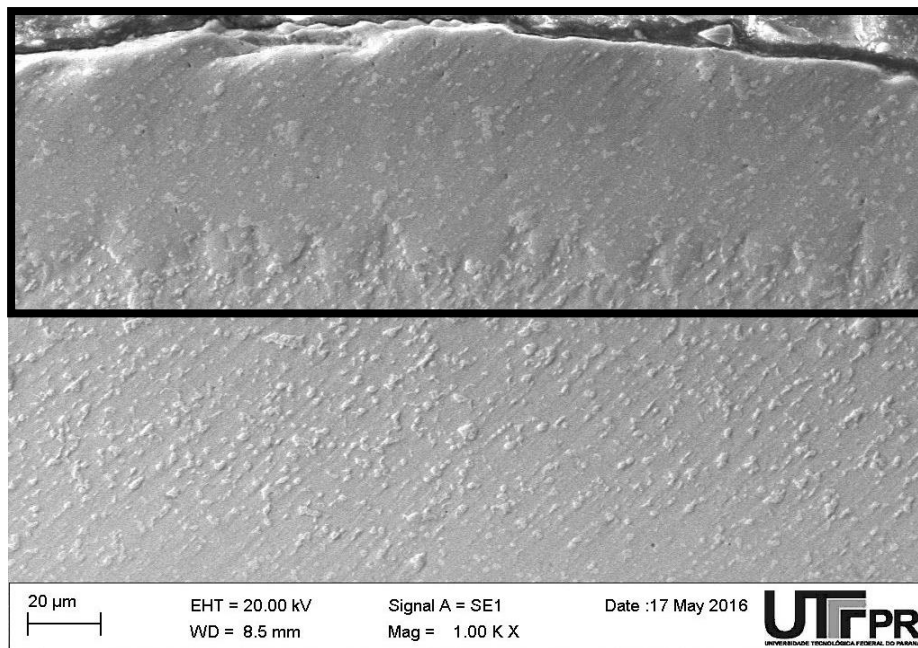


Figura 30 – MEV do aço M2 após Boretação III, temperado e revenido.
Fonte: Autoria própria.

A região mais externa da amostra é a camada endurecida, formada por boretos de ferro. Percebe-se que a camada é bem homogênea. Os pontos claros dispersos por toda a amostra são carbonetos formados.

4.1.7 Dureza Vickers Das Amostras

Com a finalidade de comparação do ganho de dureza média obtida pelas camadas endurecidas nas amostras das três partes dos tratamentos elas foram submetidas ao teste de dureza Vickers e os resultados são mostrados na Tabela 4.

Tabela 4 - Resumo dos valores de dureza média obtidos nas amostras.

Boretação	Dureza média
Parte I	1880
Parte II	1740
Parte III	1574

Fonte: Autoria própria.

Na literatura, a dureza encontrada para o tratamento de boretação encontra-se numa faixa entre 1400 e 1800 HV (OLIVEIRA, 2006). Portanto os valores encontrados nas amostras dos três tratamentos estão compatíveis com a literatura.

As cargas aplicadas foram de 0,05 e 0,1 kgf, conforme mostrado nas figuras do perfil de dureza gerados para cada amostra. Valores maiores não foram suportados pelas camadas que acabavam se partindo.

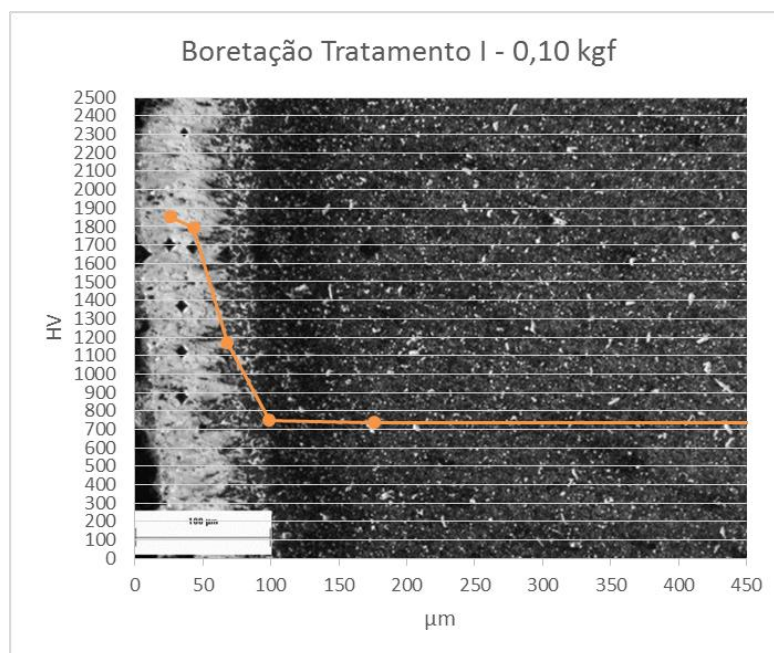


Figura 31 – Perfil de dureza obtido da amostra após Boretação I.
Fonte: Autoria própria.

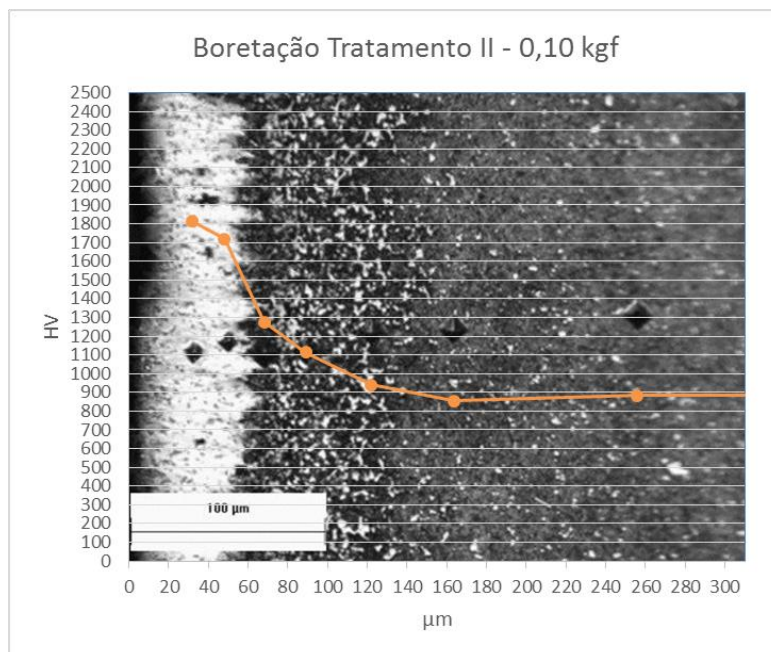


Figura 32 – Perfil de dureza obtido da amostra após Boretação II.
Fonte: Autoria própria.

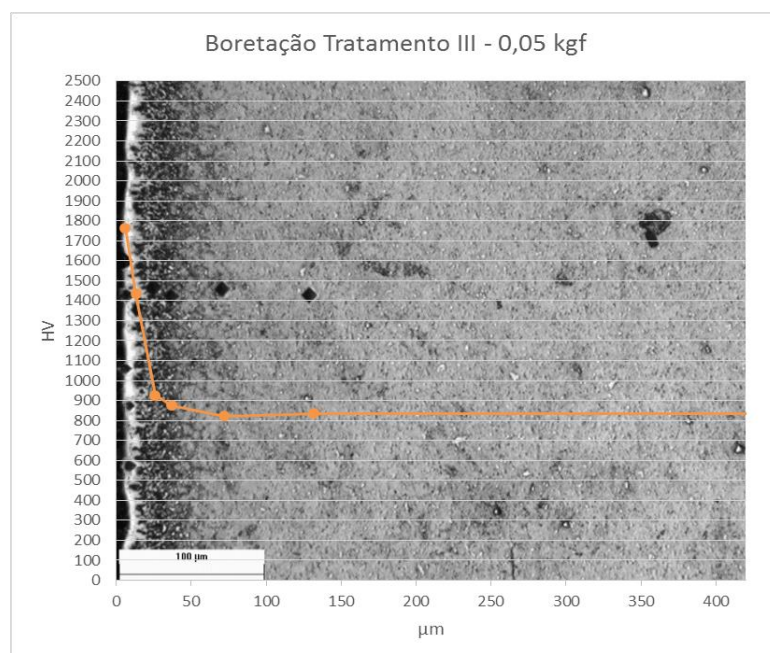


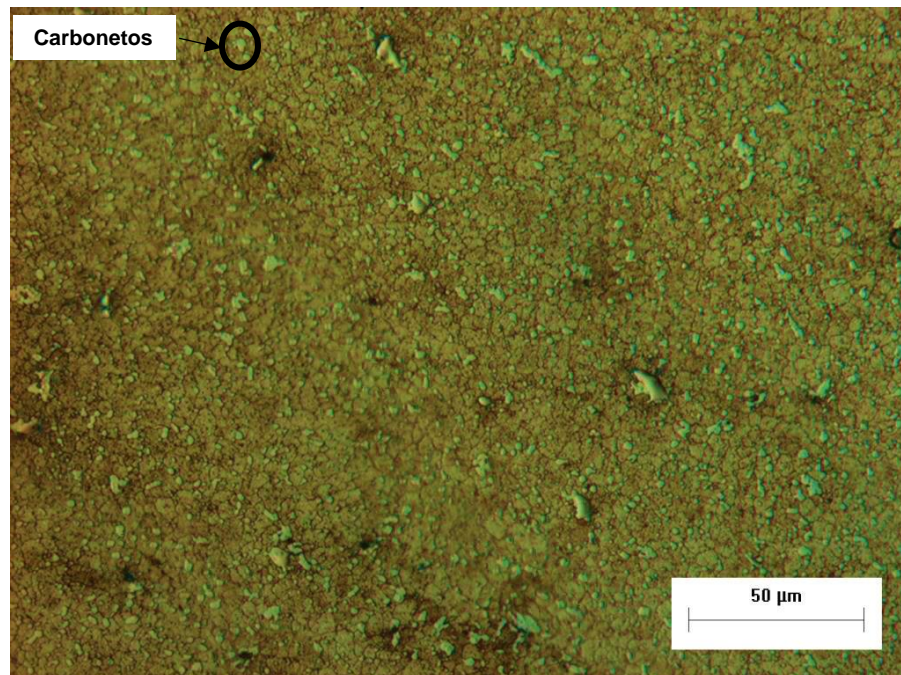
Figura 33 – Perfil de dureza obtido da amostra após Boretação III.
Fonte: Autoria própria.

Percebe-se em todos os perfis de dureza gerado que a dureza é muito elevada na superfície da camada, tendo uma queda repentina ao se avançar em direção ao substrato, mantendo-se relativamente constante ao longo deste.

4.2 CARACTERIZAÇÃO DOS TRATAMENTOS – TRD

4.2.1 TRD Parte I

As duas unidades de macho máquina foram submetidas ao tratamento de TRD com têmpera resfriada em óleo e seguida por revenimento. A Figura 34 mostra o substrato resultante do processo. Percebe-se também uma matriz martensítica com a presença de carbonetos dispersos, representados pelos pontos claros. Martensita é extremamente dura e frágil. A dureza média encontrada para o substrato foi de aproximadamente 900 HV.



**Figura 34 - Substrato após tratamento de TRD. Ataque químico Nital 5%.
Fonte: Autoria própria.**

A Figura 35 e Figura 36 mostram a camada endurecida obtida na ferramenta de aço rápido. Percebe-se três regiões distintas, sendo que a região mais externa, próxima ao baquelite (região escura), é a camada obtida com o tratamento TRD. Em seguida existe uma zona intermediária, formada pela camada TRD com substrato e após isso, há o substrato.

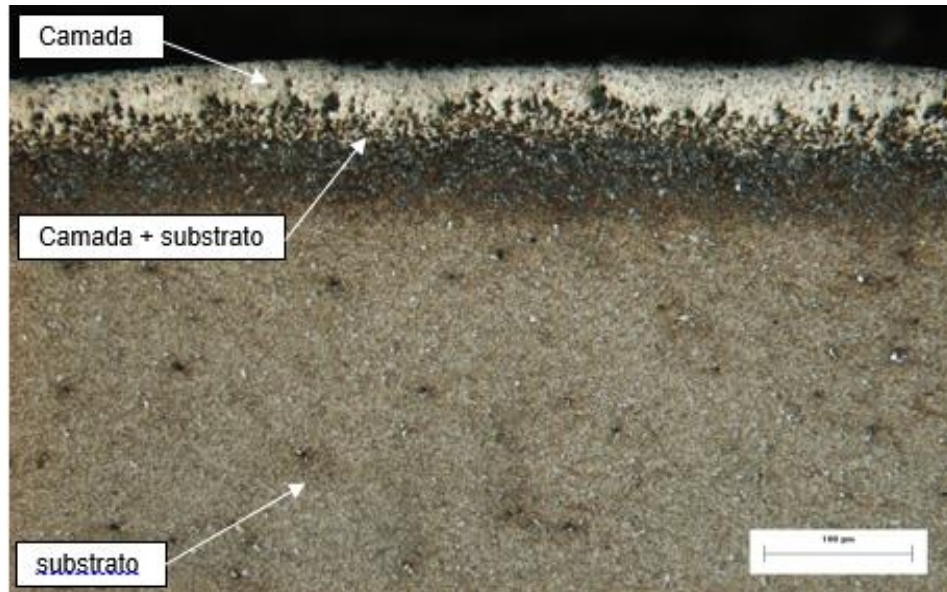


Figura 35 - Microscopia do aço rápido M2 após TRD I, têmpera em óleo e revenimento. Ataque químico Nital 5%.

Fonte: Autoria própria.

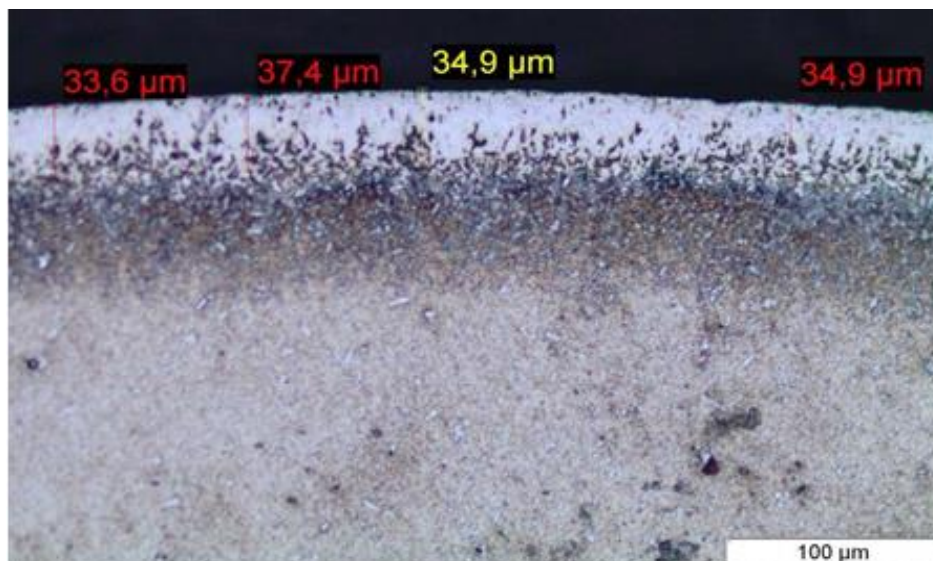


Figura 36 - Camada formada após TRD I. Ataque químico Nital 5%.

Fonte: Autoria própria.

A espessura média encontrada foi de 35 µm.

4.2.2 TRD Parte II

As duas unidades de macho máquina foram submetidas ao tratamento de TRD com têmpera resfriada ao ar e seguida por revenimento. Assim como no primeiro, o substrato é formado por uma matriz martensítica com a presença de carbonetos dispersos, conforme mostrado na Figura 34. A dureza média encontrada para o substrato foi de aproximadamente 1000 HV.

A Figura 37 e Figura 38 mostram a camada endurecida obtida na ferramenta de aço rápido. Percebe-se três regiões distintas, sendo que a região mais externa, próxima ao baquelite (região escura), é a camada obtida com o tratamento TRD. Em seguida existe uma zona intermediária, formada pela camada TRD com substrato e após isso, há o substrato.

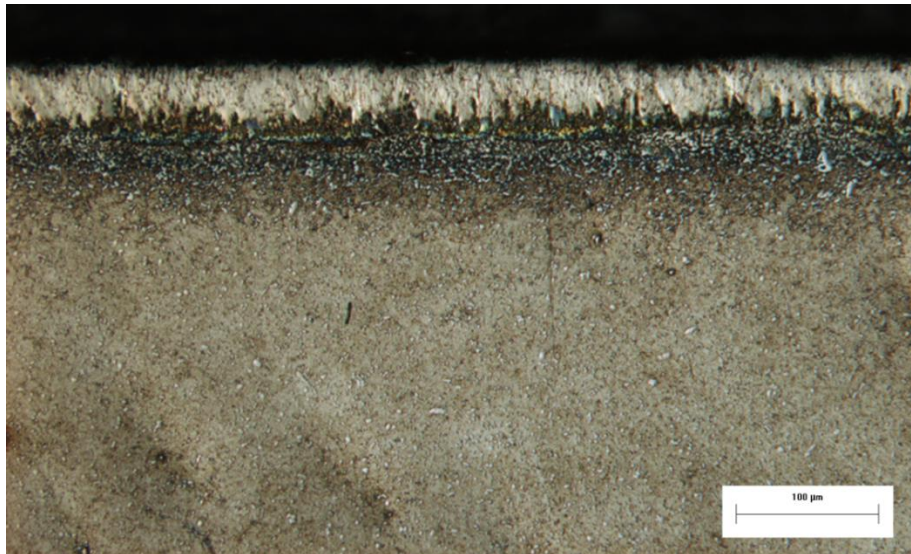
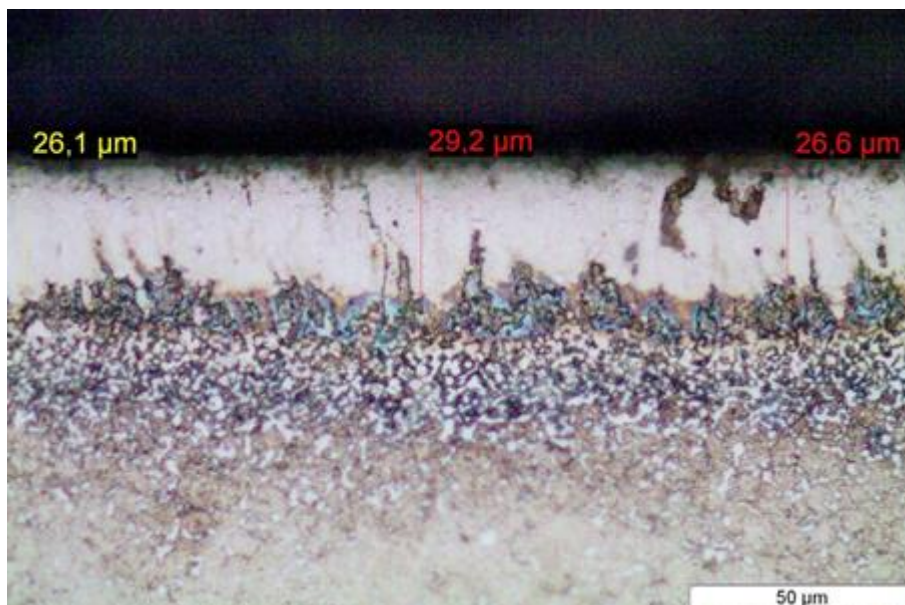


Figura 37 - Microscopia do aço rápido M2 após TRD II, têmpera em óleo e revenimento. Ataque químico Nital 5%.

Fonte: Autoria própria.



**Figura 38 - Camada formada após TRD II. Ataque químico Nital 5%.
Fonte: Autoria própria.**

A espessura média encontrada foi de 27 μm.

4.2.3 TRD Parte III

A unidade de macho máquina foi submetida ao tratamento de TRD com têmpera resfriada ao ar e seguida por revenimento de apenas 1 hora, feito a 300 °C, a fim de se evitar o endurecimento secundário. Assim como nos primeiros, o substrato é formado por uma matriz martensítica com a presença de carbonetos dispersos, conforme mostrado na Figura 34. A dureza média encontrada para o substrato foi de aproximadamente 800 HV.

A Figura 39 e Figura 40 mostram a camada endurecida obtida na ferramenta de aço rápido. Percebe-se três regiões distintas, sendo que a região mais externa, próxima ao baquelite (região escura), é a camada obtida com o tratamento TRD. Em seguida existe uma zona intermediária, formada pela camada TRD com substrato e após isso, há o substrato.

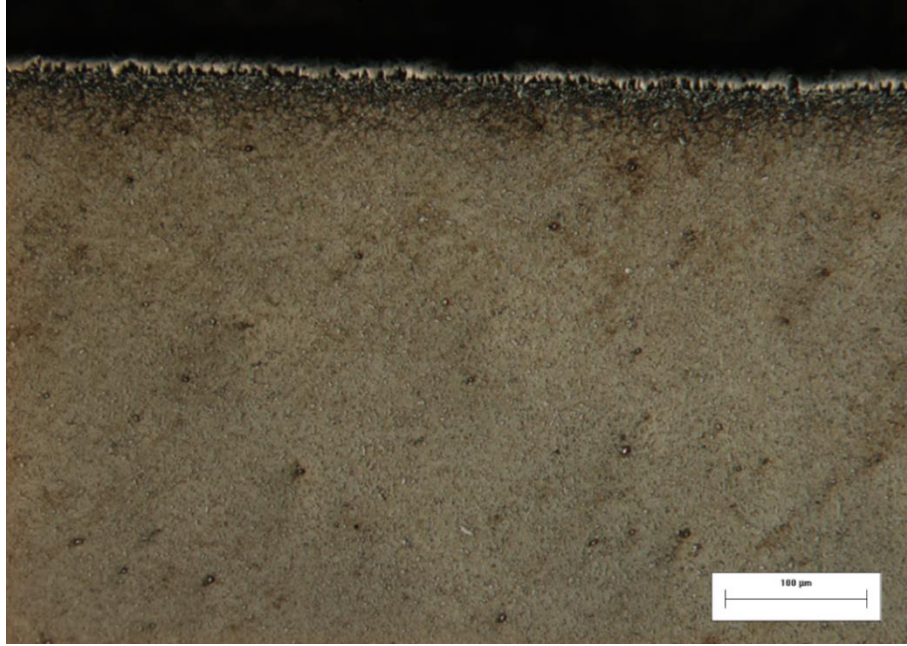


Figura 39 - Microscopia do aço rápido M2 após TRD III, têmpera em óleo e revenimento. Ataque químico Nital 5%.

Fonte: Autoria própria.

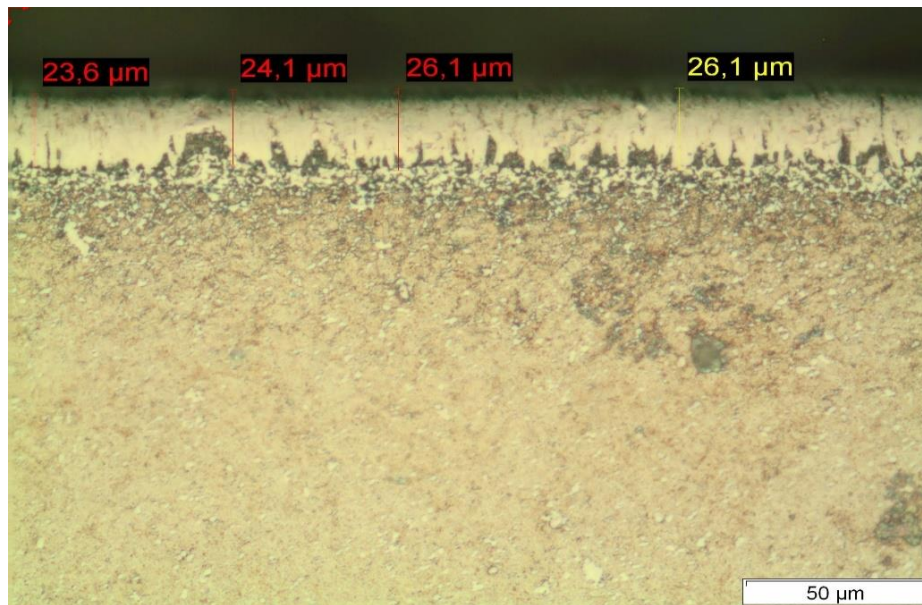


Figura 40 - Camada formada após TRD III. Ataque químico Nital 5%.

Fonte: Autoria própria.

A espessura média encontrada foi de 25 μm .

4.2.4 Análise dos valores de espessura

Nesta seção serão discutidos os valores de espessura das camadas encontradas em todas as amostras obtidas.

A Tabela 5 mostra uma comparação da espessura da camada encontrada para as 3 partes dos tratamentos realizados por TRD.

Tabela 5 - Espessura média das camadas endurecidas por TRD

TRD	Espessura da camada endurecida (μm)
Parte I	35
Parte II	27
Parte III	25

Fonte: A autoria própria.

O processo de TRD, conforme já dito, prevê a formação de uma camada com espessura base entre 5 e 15 μm , sendo os valores encontrados superiores a esses.

O motivo desta ocorrência pode ter sido que o teor de alumínio utilizado foi mais alto do que em outros trabalhos referência, reduzindo uma maior quantidade de B_2O_3 , com conseqüente liberação de átomos de boro, levando a uma maior formação de boretos e carbonetos. Com isso, produziu-se não somente VC, mas também FeB e Fe_2B . A elevação do teor de EFC poderia ter minimizado esse efeito, assim como a diminuição do teor de alumínio.

4.2.5 Difração de Raio-X

O gráfico gerado para a difração na amostra tratada por TRD, Figura 41, mostra que a maior parte das estruturas geradas na camada endurecida são os boretos de ferro. Foi verificada uma presença baixa de carboneto de vanádio. Isto pode ter ocorrido devido à quantidade de alumínio utilizada no banho para o tratamento TRD, que potencializou a formação dos boretos de ferro.

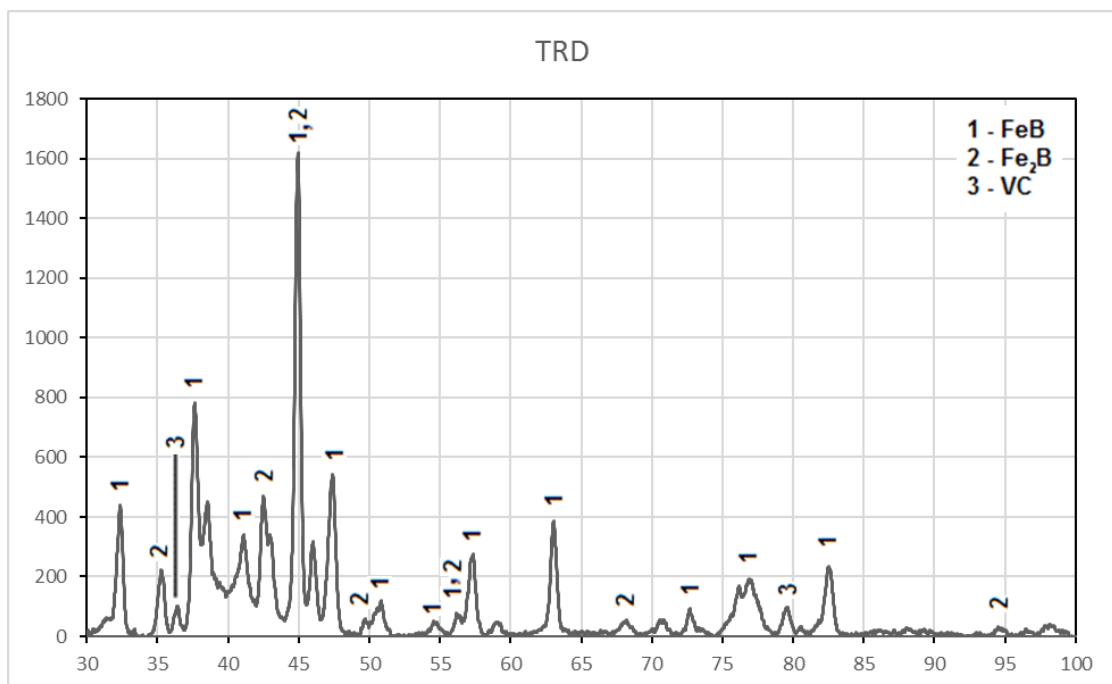


Figura 41 - Difração de raio-X após TRD III, temperada e revenida.

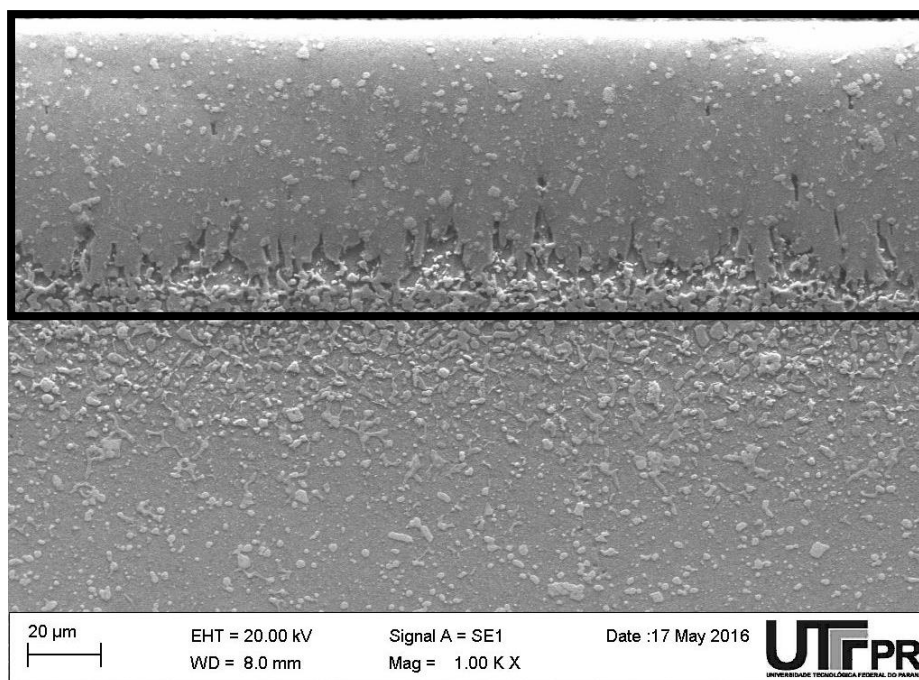
Fonte: Autoria própria.

4.2.6 MEV – Microscopia Eletrônica De Varredura

A fim de se analisar a camada endurecida, em destaque na Figura 42, fez-se imagens obtidas por microscopia eletrônica para as amostras referentes a terceira parte do tratamento de TRD.

A camada formada no tratamento TRD também é homogênea, e similar à formada na boretação. Também se percebe a presença de carbonetos dispersos tanto na camada endurecida quanto no substrato. A principal diferença visível nas duas

camadas é a região de transição entre a camada endurecida e o substrato, onde percebe-se no tratamento TRD uma maior concentração de carbonetos quando comparado com a boretação.



**Figura 42 – MEV do aço M2 após banho de TRD III, temperado e revenido.
Fonte: Autoria própria.**

4.2.7 Dureza Vickers Das Amostras

Com a finalidade de comparação do ganho de dureza média obtida pelas camadas endurecidas nas amostras das três partes dos tratamentos elas foram submetidas ao teste de dureza Vickers e os resultados são mostrados na Tabela 6.

Tabela 6 - Resumo dos valores de dureza média obtidos nas amostras.

TRD	Dureza média
Parte I	1993
Parte II	2220
Parte III	1733

Fonte: Autoria própria.

Um valor acima de 2000 HV era esperado. No tratamento da Parte II a camada medida teve um valor médio de 2220 HV, portanto conforme expectativa. Para a Parte I, ficou próximo ao valor esperado, 1993 HV. No terceiro tratamento por TRD, a ocorrência de uma maior formação de boretos ao invés de carbonetos pode explicar o valor de dureza encontrado, já que este situa-se um pouco abaixo do esperado para uma camada endurecida por TRD, 1733 HV, valor mais próximo de uma camada endurecida formada por boretos de ferro.

As cargas aplicadas foram de 0,05 e 0,1 kgf, conforme mostrado nas figuras do perfil de dureza gerados para cada amostra. Valores maiores não foram suportados pelas camadas que acabavam se partindo.

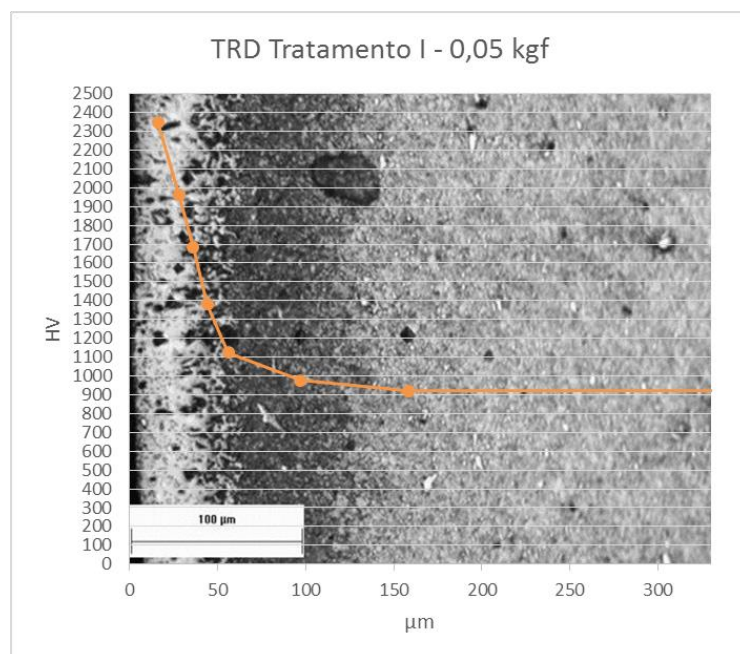


Figura 43 – Perfil de dureza obtido da amostra após TRD I.
Fonte: Autoria própria.

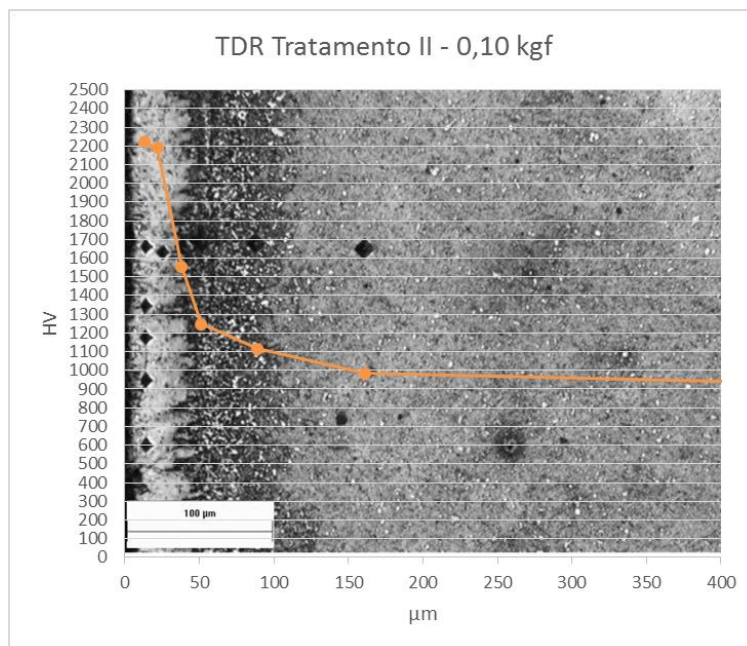


Figura 44 – Perfil de dureza obtido da amostra após TRD II.
Fonte: Autoria própria.

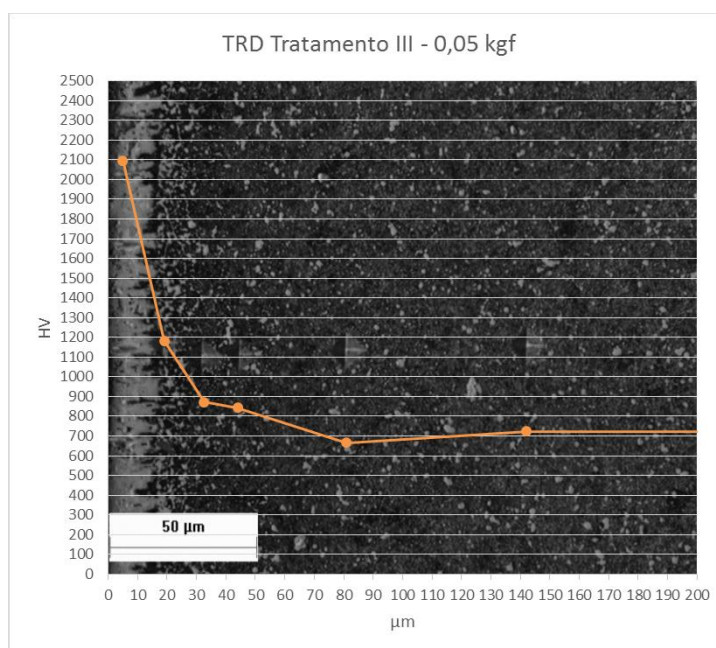


Figura 45 – Perfil de dureza obtido da amostra após TRD III.
Fonte: Autoria própria.

Percebe-se em todos os perfis de dureza gerado que a dureza é muito elevada na superfície da camada, tendo uma queda repentina ao se avançar em direção ao substrato, mantendo-se relativamente constante ao longo deste.

4.3 USINAGEM DAS ROSCAS

Nesta etapa será abordado os resultados e desempenhos de cada ferramenta para os tratamentos realizados. Para facilitar a compreensão, será mantida a divisão em partes, conforme mostrado no capítulo 3 pelo Quadro 1.

Primeiramente foram realizados os pré-furos com rotação de 600 RPM, equivalente à 9 m/min, conforme recomendado para a usinagem de aço carbono, em seguida foi realizada a usinagem dos corpos de prova conforme descrito a seguir.

4.3.1 USINAGEM DAS ROSCAS – PARTE I

Para a usinagem dos C.P pelas ferramentas desta parte inicial, primeiramente, foi realizado um pré-teste com a ferramenta não revestida, na finalidade de se comprovar a velocidade de corte e fixação do C.P.

Realizadas e aprovadas 3 roscas completas no C.P teste confirmou-se que a velocidade de corte de 5 m/min era adequada e a usinagem com as ferramentas tratadas seria possível de ser realizada, porém as ferramentas dos dois tratamentos fraturaram logo após os primeiros filetes iniciarem o processo. A Figura 46 mostra as ferramentas após a usinagem dos C.P.

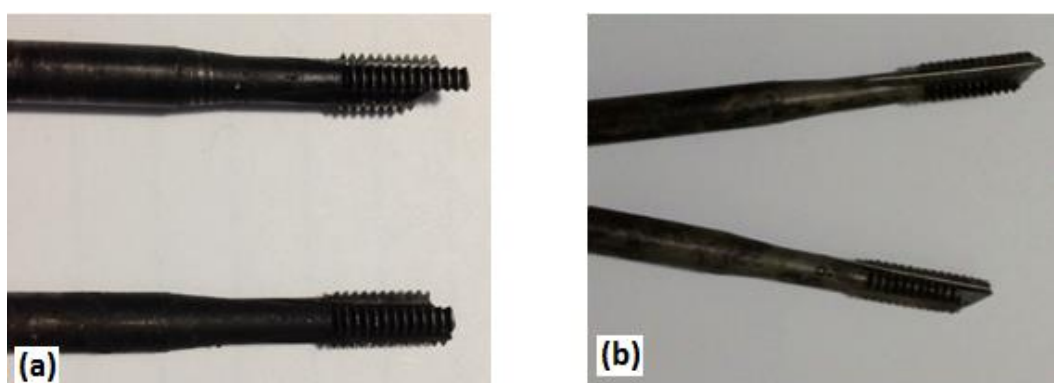


Figura 46 – a) TRD I; b) Boretação I.
Fonte: Autoria própria.

A quebra pode ter ocorrido devido às ferramentas desta primeira etapa se tornarem muito frágeis após a têmpera térmica, que, devido à grande e rápida variação de temperatura ocasionada pelo resfriamento em óleo à temperatura ambiente, fez com que a estrutura da ferramenta fosse afetada. É provável que o alto valor de dureza atingido tenha afetado a tenacidade da ferramenta, além disso, as tensões internas decorrentes da têmpera provavelmente não foram eliminadas pelo tratamento de revenimento. O resultado foi a fratura frágil das ferramentas tratadas nesta etapa.

4.3.2 USINAGEM DAS ROSCAS – PARTE II

Com os parâmetros da máquina já estabelecidos, a usinagem da segunda etapa iniciou com as ferramentas tratadas.

As primeiras a serem testadas foram as revestidas por TRD seguidas pelas tratadas por boretação, e, mais uma vez, ocorreu a fratura das mesmas. A ferramenta em estado de fornecimento foi, então, novamente testada e comprovou-se, após realizar e aprovar mais 3 roscas completas, que a usinagem deveria ter ocorrido normalmente com a montagem e velocidade de corte utilizadas. As ferramentas fraturadas estão mostradas na Figura 47.

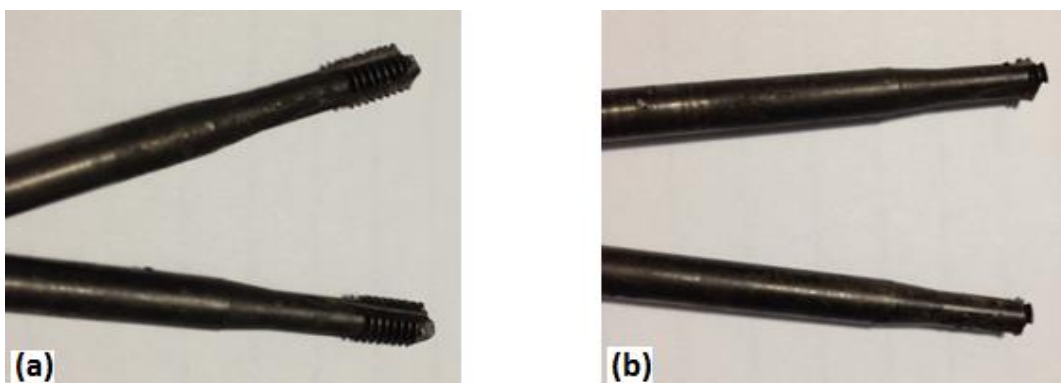


Figura 47 - a) TRD II; b) Boretação II.

Fonte: Autoria própria.

O fato de a têmpera ter ocorrido em ar ambiente nesta segunda etapa de forma com que não houvesse uma grande e rápida variação de temperatura, como na

têmpera em óleo, seguida pelo tratamento de revenimento, deveria tornar o material menos suscetível a uma fratura, já que se esperava maior tenacidade por parte do substrato, porém não foi suficiente para evitar a quebra do macho máquina.

4.3.3 USINAGEM DAS ROSCAS – PARTE III

Constatado a melhora na usinabilidade das ferramentas, porém ainda insuficiente, optou-se por refazê-los novamente mantendo-se a têmpera em ar, mas com a redução do tempo de banho para 2 horas, com a intenção de tornar a camada de revestimento menor. Com essa redução a estrutura do material não foi rigorosamente afetada e o revenido ocorreu à 300 °C.

Finalizado os tratamentos, a usinagem se iniciou de forma diferente à ocorrida nos dois últimos. Com o auxílio de um desandador foi possível realizar e aprovar a primeira rosca para a ferramenta tratada por TRD, e logo após, o mesmo ocorreu para a ferramenta boretada. Em seguida, utilizando a rosqueadeira de bancada, à 300 RPM, foi possível realizar e aprovar a segunda rosca utilizando as ferramentas tratadas. No entanto, mesmo com a evolução dos tratamentos ocorreu a quebra das ferramentas na realização da terceira rosca, conforme mostradas na Figura 48.



Figura 48 - a) TRD III; b) Boretção III.

Fonte: Autoria própria.

Nesta etapa final, após a fratura das ferramentas tratadas, foi reutilizada a sem revestimento, mantendo os parâmetros estabelecidos, para realizar a usinagem de 7 roscas completas, todas testadas e aprovadas pelo calibrador P/N-P.

5 CONCLUSÕES

O presente trabalho teve como objetivo a produção de camadas de boretos e carbonetos no aço AISI M2 através de tratamentos termoreativos em banho de Bórax e suas caracterizações, principalmente em termos de determinação de composição química e avaliação do potencial de resistência ao desgaste dos machos, através de roscamento em furos pré-realizados em corpos de prova em aço AISI 1020. Diante dos resultados, chegou-se aos seguintes resultados:

- No banho de boretação contendo somente alumínio, a camada endurecida foi constituída de boretos FeB e Fe₂B. A camada formada apresentou espessuras regulares e interfaces plana com o substrato. Quanto à dureza a camada atingiu um valor de dureza aproximado de 1730 HV, valor este que deveria contribuir com a resistência ao desgaste.
- No banho de TRD contendo Fe-V e Al, a camada endurecida foi constituída de boretos FeB, Fe₂B e o carboneto de Vanádio VC. A camada formada apresentou espessuras regulares e interface plana com o substrato. A camada apresentou uma espessura maior do que descrito na literatura, fato este, que pode ser atribuído ao elevado potencial de boretação, que, além da formação de carbonetos de vanádio, permitiu a formação de boretos.

Em relação à vida útil das amostras, tanto as ferramentas tratadas por boretação quanto por TRD, apresentaram uma vida útil muito curta em relação a amostras sem o tratamento. Este fato pode ser atribuído ao elevado potencial de redução nos banhos de boretação e de TRD, que levou a formação da camada FeB, que apresenta elevada dureza, mas com fragilidade maior em relação ao Fe₂B, o que diminuiu a tenacidade das amostras.

6 TRABALHOS FUTUROS

Diminuir o potencial de formação de átomos de boro, através da diminuição da quantidade de alumínio para o tratamento TRD para evidenciar de melhor forma a camada formada.

Depurar os parâmetros do tratamento de boretação a fim de se encontrar a temperatura, tempo de tratamento e concentração dos componentes químicos, de forma a se obter uma máxima formação de Fe_2B , para tratamentos de aço M2, e verificar sua posterior resistência ao desgaste.

Idealizar o tempo e a temperatura do revenimento a fim de eliminar ao máximo as tensões internas da ferramenta tornando-a menos frágil e com maior tenacidade.

7 REFERÊNCIAS

ARAI, T. **Carbide coatings process by use of molten borax bath in Japan. J. Heat Treat.** Japan, 1979.

ARAI, T.; HARPER, S. **Thermoreactive deposition/diffusion process.** ASM International. Ohio, 1991.

ARAI, T.; FUJITA, H.; SUGIMOTO, Y; OHTA, Y. **Diffusion carbide coatings formed in molten borax systems.** J. Mater. Eng., v.9, n.2, p.183-189, 1987.

ASM Handbook. **Heat Treating.** ASM International. Ohio, 1991. v. 4.

ASM Handbook. **Metals.** ASM International. Ohio, 1993. v. 1.

CHIAVERINI, V. **Tecnologia Mecânica.** 2.ed. São Paulo: Editora McGraw-Hill, 1986.

CHIAVERINI, V. **Aços e Ferros Fundidos.** 7.ed. São Paulo: Editora McGraw-Hill, 2002.

DIEBEL, J. R.; SRIDHARAN, K.; BULL, S. J. **Evaluation of four commercially produced surface treatments.** Wisconsin, 2001.

DINIZ, A.E., MARCONDES, F.C., LEMOS COPPINI, N. **Tecnologia da Usinagem dos Materiais,** 7ª ed. São Paulo: Ed. Artliber, 2010.

Faculdade de Tecnológica do Estado de São Paulo – FATEC. **Tratamentos Termoquímicos.** São Paulo.

JOHNSON, M. **Tapping: AMERICAN SOCIETY FOR METALS.** 9. ed. Ohio, 1989.

JOST, H. P. **Lubrication (tribology) Education and Research,** Department of Education and Science, HMSO. Londres, 1966.

KING TOOLS. **Calibradores de rosca.** Disponível em: http://www.kingtools.com.br/Administrativo/Files/20120702013849__5.pdf Acesso em 11 dezembro, 2015.

KRELLING, A. Estudo do comportamento tribológico do aço aisi h13 submetido a tratamento termoquímico de boretação. 88 p. Tese – Universidade do Estado de Santa Catarina. Joinville, 2015.

KHOEE, S.M.M.; ATA, A.; GECKINLI, A.E.; BOZKURT, N. **VC & NbC coating on DIN 115CrV3 steel in molten borax bath.** Mater. Sci. Forum, v.163-165, p.627-632, 1994.

MOTA, P. R; REIS, A. M; SILVA, M. B; MACHADO, A. R; GONÇALVES, R. A; ANDRADE, C. L. F. **Roscamento interno com machos de corte em ferro fundido vermicular**, 2009. Disponível em: <http://revista.ctai.senai.br/index.php/edicao01/article/download/235/218>. Acesso em 08 novembro, 2015.

OLIVEIRA, C. **Avaliação de Camadas de Carbonetos e de Boretos Produzidas nos Aços AISI H13 e D2 por Meio de Tratamentos Termo-reativos**. 116 p. Tese – Universidade de São Paulo. São Carlos, 2006

OSG Sulamericana. **Manual Técnico - Machos: ferramentas de precisão**. São Paulo: Osg, 1999.

OSG Sulamericana. **Catálogo de Produtos**. São Paulo, 2013.

OSG Sulamericana. **Macho máquina Mt: canal reto**. São Paulo, 2015. Disponível em http://www.osg.com.br/v4/paginas/produto_detalhe.asp?produto=55&lang=pt&tipo=M acho Acesso em 11 dezembro, 2015.

PETROVA, R. S.; SUWATTANANONT, N.; SAMARDZIC, V. **The Effect of Boronizing on Metallic Alloys for Automotive Applications**. Detroit, 2008.

PIMENTEL, R. **Estudo do custo da operação de roscamento com Machos de metal duro e aço-rápido sinterizado**. Joinville, 2009.

PINEDO, C. E. **Tratamentos Térmicos dos Aços Ferramenta – Um Ensaio**, 2010. Disponível em: <http://www.heattech.com.br/boletins/Boletim-T%C3%A9cnico-09-2010.pdf>. Acesso em 08 novembro, 2015.

PLUMB, S. **Toyota diffusion process shows advantages**. *Metallurgia*, v.52, p. 59-61, 1985.

SANTOS, S. C; REIS, A. M; JUNIOR, H. N; SALES, W. F; SILVA, M. B. **Estudo Da Relação Entre O Desgaste Das Ferramentas De Usinagem De Roscas E O Coeficiente De Atrito Em Juntas Aparafusadas**, 2009. Disponível em: <http://www.abcm.org.br/anais/cobef/2009/busca/artigos/011016046.pdf>. Acesso em 22 novembro, 2015.

SILVA, A. C. **Aços e Ligas Especiais**. 3.ed. São Paulo. Ed Blucher, 2010.

SILVA, E. N; BAPTISTA, E. A; COPPINI, N. L. **Otimização de processo de Usinagem: análise de viabilidade na adoção de condicionamento superficial especial em machos máquina**, 2013. Disponível em: http://www.abepro.org.br/biblioteca/enegep2013_TN_STO_177_013_22593.pdf. Acesso em 18 novembro, 2015.

STEMMER, C.E. **Ferramentas de Corte**. 2.ed. Florianópolis: Ed. da UFSC, 1989.

STEMMER, C. E. **Ferramentas de corte 2 - brocas, alargadores, ferramentas de roscar, fresas, brochas, rebolos, abrasivos**. 4.ed. FLORIANÓPOLIS: UFSC 2008.

VILLARES METALS, Aços rápido VMM2. São Caetano do Sul, 2003. Disponível em: <http://www.villaresmetals.com.br/content/download/28454/288050/file/VWM2-pt.pdf>. Acesso em 09 novembro, 2015.

VILLARES METALS. VT45 Aço carbono. São Caetano do Sul, 2015. Disponível em: <http://www.villaresmetals.com.br/pt/Produtos/Acos-Construcao-Mecanica/Acos-Carbono/VT45>. Acesso em 11 dezembro, 2015.