

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

BRUNO VIANA CONTIN HUNGER
FERNANDO YUJI MAKITA

**AVALIAÇÃO DO POTENCIAL DO AÇO AISI H13 ENDURECIDO
POR TRATAMENTO TERMO-REATIVO DE BORETAÇÃO COMO
FERRAMENTA DE CORTE**

TRABALHO DE CONCLUSÃO DE CURSO

CURITIBA

2015

BRUNO VIANA CONTIN HUNGER

FERNANDO YUJI MAKITA

**AVALIAÇÃO DO POTENCIAL DO AÇO AISI H13 ENDURECIDO
POR TRATAMENTO TERMO-REATIVO DE BORETAÇÃO COMO
FERRAMENTA DE CORTE**

Monografia 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. Daniel Hioki, Dr. Eng.

CURITIBA

2015

TERMO DE APROVAÇÃO

Por meio deste termo, aprovamos a monografia do Projeto de Pesquisa “Avaliação do potencial do aço AISI H13 endurecido por tratamentos termo-reativo de boretção como ferramenta de corte”, realizada pelos alunos Bruno Viana Contin Hunger e Fernando Yuji Makita, 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. Dr., Eduardo Mauro do Nascimento

DAMEC, UTFPR

Orientador

Prof. Dr., Rodrigo Lupinacci Villanova

DAMEC, UTFPR

Avaliador

Prof. Dr., Milton Luiz Polli

DAMEC, UTFPR

Avaliador

Curitiba, 16 de julho de 2015.

AGRADECIMENTOS

Agradecemos ao Professores Eduardo Nascimento e Daniel Hioki pela orientação e dedicação, que permitiram que este trabalho ganhasse forma.

Às nossas famílias pelo carinho e motivação.

Às nossas companheiras pelo incentivo e apoio.

À SpectroScan pela análise de espectrometria de emissão óptica no material utilizado neste trabalho.

RESUMO

HUNGER, Bruno Viana Contin; MAKITA, Fernando Yuji. **Avaliação do potencial do aço AISI H13 endurecido por tratamento termo-reativo de boretação como ferramenta de corte**. 2015. 61 f. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação) – Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Curso Superior de Engenharia Mecânica, Curitiba, 2015.

Neste trabalho, foram avaliados os efeitos do processo termo-reativo de boretação (banho de bórax com adição de alumínio) nas principais propriedades do aço AISI H13, assim como o potencial de utilização das amostras submetidas a tal tratamento como ferramenta de corte. Para tanto, primeiramente, corpos-de-prova foram usinados com geometria para encaixe em um porta ferramenta, em seguida eles foram afiados para obtenção dos ângulos e arestas que caracterizam uma ferramenta de corte. Após essa preparação, as amostras sofreram o tratamento superficial de boretação, seguido de têmpera e revenimento. Na sequência, foi realizada a caracterização do material por meio de espectrometria óptica e da camada de boretos formada pela boretação, através de análise microscópica (ótica e eletrônica), microdureza e adesividade da camada endurecida de seções transversais dos corpos-de-prova. A camada de boretos foi comprovada e identificada com a técnica de difratometria de raios-X. Por fim, foi analisado o potencial de utilização dos corpos-de-prova tratados pela boretação como ferramenta de corte através de testes de torneamento. Os resultados mostraram que a boretação foi eficaz para obtenção de uma camada superficial de elevada dureza, entretanto os corpos-de-prova apresentaram desgaste prematuro no gume durante o ensaio de usinagem. Atribui-se o resultado a espessura média da camada endurecida, a qual mostrou-se insuficiente para severidade do processo de usinagem. Além disso, a fragilidade intrínseca à elevada dureza da camada de boretos e a presença de duas fases (FeB e Fe₂B) com propriedades mecânicas distintas podem ser outros fatores responsáveis pela deterioração precoce das amostras.

Palavras-chave: AISI H13, boretação.

ABSTRACT

HUNGER, Bruno Viana Contin; MAKITA, Fernando Yuji. **Avaliação do potencial do aço AISI H13 endurecido por tratamento termo-reativo de boretção como ferramenta de corte.** 2015. 61 f. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação) – Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Curso Superior de Engenharia Mecânica, Curitiba, 2015.

In this work, the effects of the thermo-reactive process of boriding (borax bath with addition of aluminum) in the main properties of the AISI H13 steel were analyzed, as well as the potential for use of samples submitted to this process as cutting tool. For that, firstly some samples were machined with the geometry for assembly on a tool holder, after that they were sharpened for obtainment of the angles and edges that characterize a cutting tool. After this preparation, the samples were submitted to the superficial treatment of boriding, following by quenching and tempering. In the sequence, it was performed the characterization for the material by optical spectrometry and for the boride's layer formed during the boriding through microscopic analysis (optical and electronic), micro hardness and hardened layer's adhesiveness in cross-sections of the samples. The boride layer was confirmed and identified using the X-ray diffractometry technique. Lastly, it was analyzed the potential of usage for the samples treated by boriding as cutting tool in the turning tests. The results showed that the boriding was effective to obtain superficial layer with high hardness value, however the samples presented premature wear in the cutting edge during the machining trials. The result was assigned to the average thickness of the hardened layer, which was insufficient for the severity of the machining process. Besides, the intrinsic fragility to the high hardness of the boride layer and the presence of two phases (FeB e Fe₂B) with different mechanical properties could be other factors responsible for the early deterioration of the samples.

Keywords: AISI H13, boriding.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 - Flanco de uma ferramenta com marcas de desgaste de largura B.....	16
Figura 2 - Representação de uma cratera (VB: largura da marca de desgaste; KT: profundidade da cratera; KM: distância da cratera ao gume; D: deslocamento do gume; Kl: faixa entre o gume e início da cratera).....	17
Figura 3 - Diagrama com representação do endurecimento secundário para o aço AISI H13.....	19
Figura 4 - Composição do aço H13 do fornecedor <i>Villares Metals S.A.</i>	19
Figura 5 - Métodos de Tratamentos Superficiais.....	20
Figura 6 - Diagrama de fases Ferro-Boro.....	22
Figura 7 - Seção transversal de uma camada de boretos em ferro, mostrando a trinca propagando-se preferencialmente na interface das fases FeB e Fe ₂ B	24
Figura 8 - Representação das etapas de crescimento dos cristais Fe ₂ B	25
Figura 9 - Influência do tempo e da temperatura a na formação da camada de boretos	26
Figura 10 - Influência do dos elementos de liga na espessura da camada de boretos	28
Figura 11 - Fluxograma da metodologia experimental e análise de resultados	29
Figura 12 - Geometria dos corpos de prova.....	30
Figura 13 - Cadinho confeccionado para realização da boretação	31
Figura 14 - Cadinho com banho bórax e Al após tratamento	33
Figura 15 - Difratorômetro Shimadzu XRD 7000.....	35
Figura 16 - Torno mecânico (Marca: Nardini; Modelo: Mascote 350).....	37
Figura 17 - Microscopia óptica de amostra após revenimento e ataque com Nital. Camada de boretos próxima à superfície (faixa esbranquiçada).	41
Figura 18 - MEV de amostra antes do revenimento e ataque com Nital. Camada de boretos, subcamada e substrato	42

Figura 19 - MEV de amostra após revenimento e ataque com Nital. Camada de boretos (FeB e Fe ₂ B), subcamada e substrato	43
Figura 20 - MEV de amostra após revenimento e ataque com Nital. Pontos de maior e menor espessura e espessura média	44
Figura 21 - Difractogramas de raios-x da amostra boretada.....	45
Figura 22 - Perfil de dureza 1 na amostra boretada e revenida obtido com carga 490mN (HV _{0,05}).....	47
Figura 23 - Perfil de dureza 2 na amostra boretada e revenida obtido com carga 980,7mN (HV _{0,10}).....	47
Figura 29 - Indentações Vickers na interface entre subcamada com o substrato.	48
Figura 30 - Indentações Vickers na interface entre camada de boretos com a subcamada.....	49
Figura 26 - Cavacos resultantes do teste de usinagem.	50
Figura 27 - a) vista superior amostra 1; b) vista superior amostra 2; c) superfície de saída amostra 1; d) superfície de saída amostra 2.....	51
Figura 28 - Marca de desgaste da amostra 1 (VB=1,60mm).....	52
Figura 29 - Marca de desgaste da amostra 2 (VB=1,15mm).....	52

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Propriedades das fases FeB e Fe ₂ B	23
Tabela 2 - Parâmetros para afiação do gume das amostras.....	30
Tabela 3 - Parâmetros da usinagem para pastilha de metal duro e bit de H13 boretado	38
Tabela 4 - Composições químicas do aço AISI H13 e da amostra de material analisada	39

LISTA DE ABREVIATURAS, SIGLAS E ACRÔNIMOS

ABNT – Associação Brasileira de Normas Técnicas
 Al – Alumínio
 AISI – *American Iron and Steel Institute*
 B_2O_3 – Trióxido de boro
 C – Carbono
 CP – Corpo-de-prova
 Cr – Cromo
 CrB – Boreto de cromo
 Cr_5B_3 – Boreto de cromo
 Cr_7C_3 / $Cr_{23}C_6$ – Carboneto de cromo
 CVD – Deposição Química de Vapor
 Fe – Ferro
 FeB, Fe_2B – Boreto de ferro
 Fe_3C , Fe_7C_3 – Carbeto de ferro
 $Fe_3(B,C)$ – Borocarbeto de ferro (borocementita)
 $FeSi_{0,4}B_{0,6}$, Fe_5SiB_2 – Boreto de ferro silício
 HV – Unidade de medida de dureza Vickers
 K_0 – Constante da taxa de crescimento da camada (cm^2/s)
 Kg – Quilograma
 K_t – Profundidade da cratera (desgaste de ferramentas)
 KV – Quilovolt
 m/min – Unidade de velocidade de corte (metro/minuto)
 mA – Miliampère
 min – Minuto
 mm – Milímetro
 mN – Milinewton
 mm/volta – Unidade de avanço da ferramenta (milímetro/volta)
 N - Newton
 $Na_2B_4O_7$ – Borato de sódio (Bórax)
 PUCPR – Pontifícia Universidade Católica do Paraná
 PVD – Deposição Física de Vapor

Q – Energia de ativação (KJ/Kmol)

R – Constante universal dos gases

Ra – Rugosidade média

Rp – Rugosidade máxima

Rt – Rugosidade total

T – Temperatura absoluta (K)

TRD – Tratamento termo-reativo de deposição e difusão

μm – Micrometro

UTFPR – Universidade Tecnológica Federal do Paraná

V – Vanádio

V_2O_5 – Óxido de vanádio

W – Tungstênio

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	8
1.1	Contexto do Tema	8
1.2	Caracterização do Problema	9
1.3	Objetivos	9
1.4	Justificativa	9
2	REVISÃO DA LITERATURA	11
2.1	Aços para ferramentas de corte	11
2.1.1	Características fundamentais dos aços para ferramentas de corte	11
2.1.2	Falha e desgaste da ferramenta de corte	14
2.1.3	Critério de fim de vida	15
2.1.4	Aço AISI H13	17
2.2	Tratamentos Superficiais	19
2.2.1	Boretação	21
3	MATERIAIS E MÉTODOS	29
3.1	Preparação dos corpos-de-prova, aquisição do bórax e confecção dos cadinhos	30
3.2	Determinação das composições químicas do aço AISI H13	31
3.3	Tratamento termo-reactivo em banho de borato de sódio (boretação) e têmpera	32
3.4	Revenimento	33
3.5	Caracterização das amostras	33
3.5.1	Microscopia ótica	34
3.5.2	Microscopia eletrônica de varredura (MEV)	34
3.5.3	Difração de raios-X	34
3.5.4	Medição da espessura da camada	35
3.5.5	Microdureza Vickers	36
3.5.6	Ensaio de adesividade das camadas	36
3.6	Ensaio de usinagem	36
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	39
4.1	Composição química	39
4.2	Microscopia Ótica	40
4.3	Microscopia eletrônica de varredura (MEV)	41
4.4	Espessura da camada	43
4.5	Difração de raios-X	45
4.6	Microdureza Vickers	45
4.7	Adesividade das camadas	48
4.8	Ensaio de usinagem	50
5	CONSIDERAÇÕES FINAIS	53
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	55
7	REFERÊNCIAS	56
	APÊNDICE A – CERTIFICADO DE ESPECTOMETRIA	59

1 INTRODUÇÃO

1.1 Contexto do Tema

A evolução dos métodos e materiais de usinagem sempre foi impulsionada por uma necessidade básica: produzir-se mais em menos tempo. Dessa forma, é uma prática comum submeter materiais usados em ferramentas a tratamentos térmicos e superficiais que possibilitem o incremento de suas propriedades, como dureza e resistência ao desgaste, a fim da obtenção de um instrumento com maior tempo de vida.

Dentre os processos utilizados para tal fim, pode-se citar: nitretação, carbonitretação, aspersão térmica, deposição química de vapor (CVD), deposição física por vapor (PVD), entre outros. Através desses processos, uma série de novos aços-ferramenta (provenientes de diferentes tratamentos) foi criada, apresentando características superiores aos que eram utilizados anteriormente. No entanto, essa elevada tecnologia também se reflete no custo desses novos materiais, tornando-os diversas vezes produtos de difícil acesso à grande parte do mercado, como as empresas de pequeno porte nacional. Com foco nesse público-alvo, foi analisada a formação de camadas endurecidas pelo processo termo-reativo de boretção no aço AISI H13.

Basicamente, a boretção é um processo que tem como objetivo principal a formação de boretos nas camadas superficiais dos materiais tratados, através da difusão de elementos presentes no meio do tratamento para a peça, propiciando assim o aumento de suas propriedades superficiais.

Analisando-se os efeitos de tais processos em conjunto com ensaios de torneamento, pretende-se não apenas caracterizar a camada superficial formada pelo tratamento de boretção no aço AISI H13, mas também avaliar o potencial da mesma para a aplicação como ferramenta de corte em processos de usinagem.

1.2 Caracterização do Problema

O aço rápido é um dos materiais mais utilizados pelas empresas que realizam serviços de usinagem. Apesar de apresentar ótimas propriedades para essa atividade, é muito comum seu emprego em pequenas empresas, as quais na maioria das vezes, não possuem os requisitos necessários (elevada potência e rigidez das máquinas de usinagem, por exemplo) para máxima utilização da ferramenta. Desta forma existe um investimento considerável em ferramentas, as quais não podem ser utilizadas com o máximo de suas capacidades devido a outros fatores limitantes.

1.3 Objetivos

O objetivo deste trabalho consiste na obtenção de camada de boretos no aço AISI H13, por meio de tratamento em banho de bórax e também na caracterização, principalmente em termos da determinação de suas composições e verificação do potencial deste material para ser utilizado como uma ferramenta de usinagem.

Além disso, através dessa análise será possível verificar as peculiaridades do tratamento termo-reactivo em meio salino, desde os requisitos básicos para obtenção da camada endurecida até mesmo as eventuais dificuldades para utilização desse processo continuamente por uma empresa.

1.4 Justificativa

Considerando o público alvo do presente trabalho, composto por pequenas empresas de usinagem nacionais, surge a oportunidade para o estudo de tratamentos superficiais que aliem efetividade com uma boa relação custo/benefício. Portanto, caso o material estudado apresente potencial para ser utilizado como ferramenta de corte para usinagem (comparando-se com as equivalentes de aço rápido M2), haverá a possibilidade da utilização do mesmo nessa área.

Já a escolha do aço AISI H13 deve-se pelo fato do mesmo ter um custo inferior ao aço M2, além de possuir as características requisitadas para essa aplicação (pertencendo à classe de aços-ferramentas para trabalho a quente).

2 REVISÃO DA LITERATURA

Este tópico tem como objetivo fornecer as informações básicas para a compreensão do projeto. Para isso, realizou-se uma revisão dos principais pontos conceituais envolvidos na apresentação da proposta: os aços para ferramentas, tratamentos superficiais e a boretação.

2.1 Aços para ferramentas de corte

Provavelmente os aços para ferramentas e matrizes são os que exigem maiores cuidados, desde a sua fabricação até o tratamento térmico final. Observando os requisitos que esses materiais precisam possuir e o nível de severidade dos serviços a que se destinam é possível compreender o nível de complexidade dos mesmos. Dois fatores são fundamentais para atingir tais requisitos: a composição química (elementos de liga) e tratamentos térmicos (CHIAVERINI, 2008).

Apesar da inúmera variedade de materiais de corte disponíveis atualmente, nenhum deles possui todas essas qualidades no mais alto grau. Pelo contrário, geralmente aquele material que se apresenta muito acima da média em algumas propriedades, se mostra inferior em outras. Devido a isto, para cada trabalho específico devem ser analisadas as principais exigências e assim escolher o material mais adequado (STEMMER, 2001).

2.1.1 Características fundamentais dos aços para ferramentas de corte

Segundo Chiaverini (2008), os aços utilizados para fabricação de ferramentas devem possuir as seguintes características:

- Dureza à temperatura ambiente: propriedade fundamental, visto que a dureza da ferramenta precisa ser maior do que o material a ser usinado.
- Resistência ao desgaste: o desgaste pode causar falhas ao longo da vida da ferramenta. Existem diversos fatores que influenciam essa característica, como a composição e a resistência mecânica do aço.
- Temperabilidade: a maior penetração de dureza garante melhor uniformidade das propriedades mecânicas ao longo da peça. Elementos de liga tendem a diminuir a diferença de dureza entre a superfície e o substrato.
- Tenacidade: é difícil conciliar a tenacidade com alta dureza. Os fatores que influenciam a tenacidade dos aços são: tensões internas, encruamento, granulação grosseira, dureza excessivamente alta, teor em ligas e segregação anormal.
- Resistência mecânica: como os aços ferramenta devem suportar esforços sem o aparecimento de falhas ou deformação permanente, elevada resistência mecânica é imprescindível. Limites elásticos, limites de escoamento e em alguns casos a resistência à compressão são utilizados para especificar a resistência mecânica de um material.
- Dureza a quente: devido ao calor proveniente das condições de trabalho, essa é uma característica altamente desejável. Dureza a quente é a propriedade dos aços de manter alta dureza a temperaturas elevadas. A composição química é um fator determinante para um aço apresentar esse comportamento, sendo que os elementos de liga (tungstênio, molibdênio,

cobalto, cromo e vanádio) são os responsáveis por tal propriedade nos aços-ferramenta.

- Tamanho de grão: Granulações finas estão associadas com características mecânicas superiores, sendo, portanto, a opção preferencial para os aços-ferramenta.
- Usinabilidade: Como a usinabilidade está associada com a capacidade de um material ser usinado, é evidente que essa característica não pode ser conciliada com as demais citadas acima. Quanto maior o teor de elementos de liga, menor será a usinabilidade do material. Dessa forma é comum realizar a usinagem das ferramentas em primeiro momento e depois realizar os tratamentos (térmicos e/ou superficiais) para que propriedades como elevada dureza e resistência ao desgaste possam ser obtidas (CHIAVERINI, 2008). Além do material utilizado, a usinabilidade é função de uma série de outras variáveis que podem estar associadas: à máquina (rigidez, força de corte, potência), à ferramenta (geometria, material), à peça (dimensões, temperatura, composição), ao fluido de corte (temperatura, intensidade de aplicação, propriedades químicas) e ao processo (velocidade, avanço) (STEMMER, 2001).

Os aços para ferramentas de corte podem ser divididos de acordo com a AISI em sete categorias principais:

- Aços temperáveis em água;
- Aços resistentes ao choque;
- Aços-ferramenta para moldes;
- Aços-ferramenta para fins especiais;
- Aços-ferramenta para trabalho a frio;
- Aços-ferramenta para trabalho a quente;
- Aços rápidos.

2.1.2 Falha e desgaste da ferramenta de corte

De acordo com Stemmer (2001), a falha de uma ferramenta de corte pode acontecer de três maneiras diferentes: lascamento do gume, desgaste no flanco (superfície de incidência) e desgaste na face (superfície de saída). Em seguida, cada um dos tipos de falha será visto em detalhe.

2.1.2.1 Lascamento

É a quebra de pedaços do gume devido a excessivas solicitações térmicas ou mecânicas, criando superfícies irregulares. Segundo Stemmer (2001), as causas de lascamentos são as seguintes:

- Ferramenta pouco resistente: ângulo de cunha ou de quina muito pequenos, mau acabamento do gume, pastilha muito dura e pouco tenaz;
- Excessivas solicitações mecânicas: impactos, inclusões duras no material, vibrações, dimensões excessivas do cavaco.
- Excessivas solicitações térmicas: resfriamento brusco de pastilhas quentes.

2.1.2.2 Desgaste no flanco (Marca de desgaste)

Representa-se pela faixa desgastada no flanco da ferramenta, portanto, a largura da faixa é diretamente proporcional ao grau de desgaste. Através do uso de um raio de quina correto, existe tendência à diminuição da faixa (STEMMER, 2001).

2.1.2.3 Desgaste na face (Cratera)

Neste modo de falha, ocorre o aparecimento de crateras na superfície de saída da ferramenta. Isto ocorre devido o atrito entre o cavaco e a ferramenta. É caracterizada pela profundidade e pela distância ao centro do cume (STEMMER, 2001).

2.1.2.4 Causas do desgaste em ferramentas de corte

É possível apontar as seguintes causas para o desgaste das ferramentas de corte (STEMMER, 2001):

- Deformação plástica: É observada quando a dureza a quente do material não é suficiente para resistir à pressão de usinagem. Geralmente ocorre em elevados valores de avanço;
- Abrasão: Escorregamento entre ferramenta e peça sob altas temperaturas e pressões leva ao arrancamento de pequenas partículas, aumentando o número de inclusões no aço;
- Aderência: Em altas temperaturas e pressões, pode haver a aderência entre o material da peça e da ferramenta. O principal efeito da aderência é a formação do gume postiço (soldagem de partículas na face da ferramenta), o qual dificulta o deslizamento do cavaco, provocando maior atrito;
- Difusão: Temperaturas muito elevadas propiciam energia para movimentação dos átomos. Raramente vista em ferramentas de aço carbono e aço rápido, porque a faixa de temperaturas para difusão é muito maior do que para o amolecimento da ferramenta;
- Oxidação: Formação de carepas (película de óxido de ferro) a altas temperaturas.

2.1.3 Critério de fim de vida

É importante determinar um ponto no qual seja preciso interromper o funcionamento de uma máquina para a troca ou reafiação da ferramenta de corte, pois a utilização de uma ferramenta desgastada influencia diretamente no processo de usinagem. As consequências que isto traz para o processo são variadas: aumento da temperatura, força de corte, potência consumida, alteração nas dimensões da peça usinada e piora no acabamento superficial. Em situações críticas pode ocorrer um faiscamento intenso e a superfície usinada se torna áspera (STEMMER, 2001). Caso se ignore os sintomas mencionados, é provável que ocorra o lascamento ou

destruição total do gume, o que é altamente indesejável já que geraria um longo trabalho para reafiação da ferramenta.

Na prática e em ensaios laboratoriais, diversos critérios são utilizados como base para determinação do fim da vida de uma ferramenta. Esses critérios dependem basicamente das exigências da usinagem (tolerância dimensional, grau de acabamento superficial) e do material da ferramenta (STEMMER, 2001). Lista-se alguns destes critérios abaixo:

- Falha completa da ferramenta pelo lascamento, quebra ou superaquecimento;
- Falha preliminar da ferramenta, caracterizada pelo aparecimento de faíscas e também de uma faixa altamente polida na superfície da peça, o que indica um alto atrito de escorregamento com o flanco (superfície de incidência) da ferramenta.
- Largura da marca de desgaste no flanco é o critério mais empregado para determinação do fim da vida de uma ferramenta de metal duro e cerâmica. Os valores admissíveis para a largura da marca para estes tipos de ferramentas situam-se entre 0,8mm a 2mm (STEMMER, 2001), sendo a marca de desgaste a faixa demonstrada no flanco da ferramenta, conforme a figura 1;

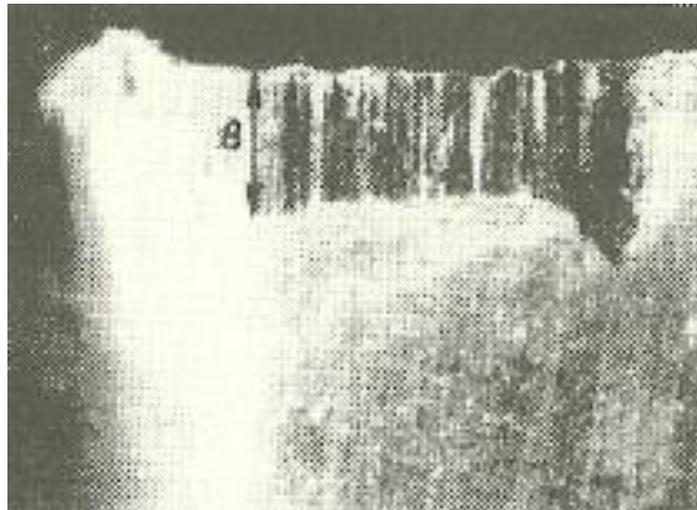


Figura 1 - Flanco de uma ferramenta com marcas de desgaste de largura B.

Fonte: Stemmer, 2001

- Vibrações intensas da peça ou ferramenta;

- Aumento da profundidade da cratera K_t e da faixa entre o gume e o início da cratera K_l , indicados na figura 2. O aumento da cratera pode anunciar o lascamento da ferramenta e a diminuição da faixa K_l ameaça a integridade do gume;

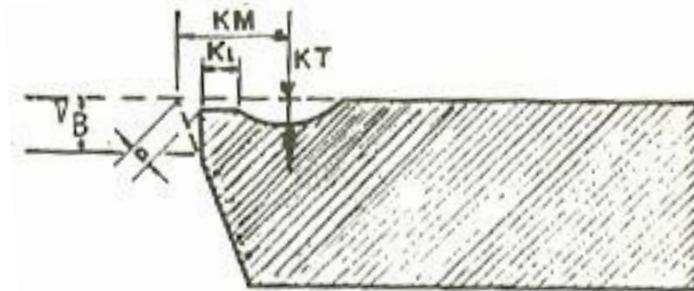


Figura 2 - Representação de uma cratera (VB: largura da marca de desgaste; KT: profundidade da cratera; KM: distância da cratera ao gume; D: deslocamento do gume; Kl: faixa entre o gume e início da cratera)
 Fonte: Stemmer, 2001

- Alteração do acabamento superficial, normalmente ocorre uma mudança repentina (piora) no grau de acabamento superficial;
- Formação de rebarbas na peça;
- Brusca variação no formato dos cavacos;
- Alteração nas dimensões da peça, já que o desgaste causa um deslocamento do gume da ferramenta;
- Aumento da força de corte, de avanço, torque ou potência requerida na máquina. Pode-se pré-estabelecer um valor limite para estes parâmetros e medi-los através da utilização de dinamômetros.

2.1.4 Aço AISI H13

O aço H13 pertence à categoria dos aços para trabalho a quente e, dentro desse grupo, situa-se na classe de aços ao cromo-molibdênio. Aços desse grupo caracterizam-se por baixo teor de carbono e o que resulta em elevada tenacidade e conseqüentemente boa resistência ao choque. Usualmente são empregados em

ferramentas e matrizes para serviço a quente, pois apresentam melhor dureza a quente que os aços ao cromo (CHIAVERINI, 2008).

Os elementos de liga apresentam importante papel para os materiais desses grupos. Eles aumentam a endurecibilidade dos aços, permitindo o uso de meios de resfriamento menos bruscos e reduzindo a probabilidade de empenamento na têmpera. Esse fato é importante em aços para ferramentas, devido sua geometria complexa e arestas finas. Outra vantagem da utilização de elementos de liga encontra-se no aumento da tenacidade à mesma dureza, porque os mesmos originam uma granulação mais fina e reduzem as tensões internas, pois possibilitam temperaturas de revenido mais elevadas sem prejudicar a dureza da peça (CHIAVERINI, 2008).

Possivelmente a maior vantagem da presença de elementos de liga na composição de um aço-ferramenta deve-se a formação de carbonetos. Além de serem duros e resistentes ao desgaste (conferindo maior resistência à abrasão) os carbonetos originados dos elementos de liga propiciam a característica mais importante dos aços para ferramentas: a dureza a quente. Utilizando-se os elementos de liga (tungstênio, molibdênio, cromo, vanádio) combinados, formam-se carbonetos complexos, os quais precipitam a martensita e apresentam relutância a coalescerem quando sujeitos às condições de serviço de uma ferramenta (elevado atrito, portanto altas temperaturas). Esse comportamento dos carbonetos origina o efeito de endurecimento secundário, que pode ser visto em detalhe na figura 3 (COLLINS, 1996).

Especificamente para o aço AISI H13, na têmpera recomendam-se temperaturas entre 1010° e 1030°C. Além disso, para se obter altas durezas finais e também um ligeiro endurecimento secundário, é necessário revenido em altas temperaturas.

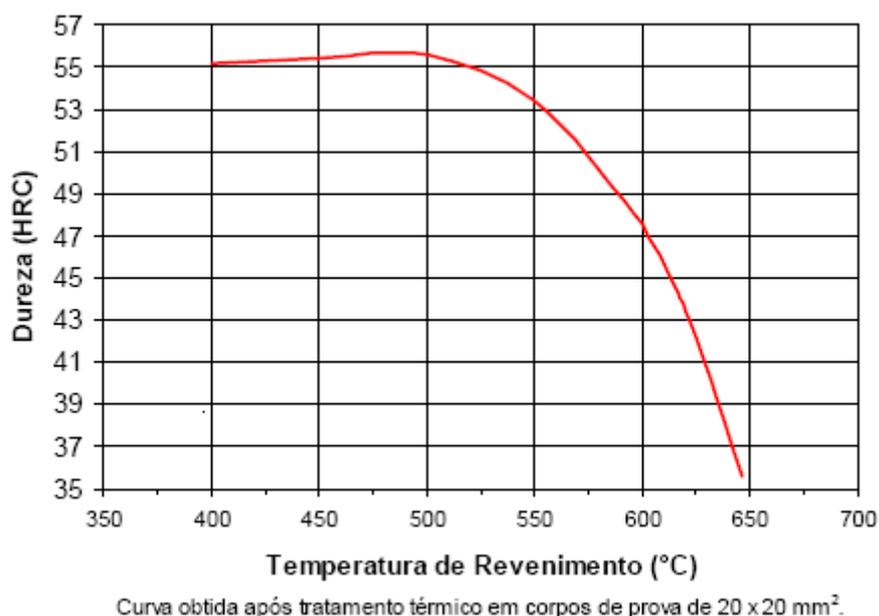


Figura 3 - Diagrama com representação do endurecimento secundário para o aço AISI H13

Fonte: www.villaresmetals.com.br/portuguese/files/FT_12_VH13ISO.pdf

Na figura 4 apresenta-se a composição química do aço H13 fornecida pelo fabricante Villares (fornecedor da barra que originou os corpos de prova deste trabalho).

C	Si	Mn	Cr	Mo	V
0,40	1,00	0,35	5,20	1,50	0,90

Figura 4 - Composição do aço H13 do fornecedor *Villares Metals S.A.*

Fonte: www.villaresmetals.com.br/portuguese/files/FT_12_VH13ISO.pdf

2.2 Tratamentos Superficiais

Os tratamentos superficiais são processos usados para aumentar a resistência ao desgaste de um material, aumentando sua dureza superficial e assim, prolongando

a vida útil da peça. Existe uma enorme variedade de processos que possibilitam o endurecimento superficial, os quais são divididos em dois grandes grupos (ASM, 1991):

- Métodos que envolvem a introdução intencional de uma nova camada;
- Métodos que envolvem a modificação da superfície e sub-superfície sem adição ou aumento das dimensões da peça.

A figura 5 mostra em resumo das categorias e métodos de Tratamentos Superficiais.

Métodos de Tratamentos Superficiais	
Por Deposição de Camadas	Por Tratamento do Substrato
Endurecimento superficial Endurecimento por fusão Spray térmico (thermal spray)	Processos de Difusão Carbonetação Nitretação Carbonitretação Nitrocarburação Boretção Difusão Titânio-carbono Processo Toyota de difusão
Revestimentos Revestimento eletroquímico Deposição química de vapor Revestimentos finos deposição física de vapor aspersão, revestimento iônico Disperção iônica	Processos seletivos de endurecimento Têmpera por chama Têmpera por indução Têmpera por laser Têmpera por feixe de elétrons Implantação iônica Carbonetação e nitretação Uso de processos a arco elétrico

Figura 5 - Métodos de Tratamentos Superficiais

Fonte: Adaptado de ASM Handbook vol.4, 1991

Esses tratamentos ganham ainda mais importância na aplicação dos aços-ferramenta, visto que esses devem possuir resistência ao desgaste e à corrosão, além de baixo coeficiente de atrito. O principal motivo para o uso de revestimentos duros em ferramentas é econômico (redução de parada de máquina, aumento da vida útil

da ferramenta, redução de custos com manutenção, melhor acabamento do produto, ganhos de produtividade e eliminação do fluido refrigerante). Revestimentos de TiN, por exemplo, podem aumentar o tempo de vida de uma ferramenta em até dez vezes (SUBRAMANIAN *et al.*, 1993).

Atualmente, indústrias de ferramentas de corte utilizam largamente processos de endurecimento superficial através de deposição de camadas, como o CVD (Deposição química de vapor) e PVD (Deposição química de vapor). Devido à complexidade de serem realizados em meios gasosos de atmosfera controlada, os custos desses processos impactam diretamente o custo final da ferramenta.

Neste projeto foi analisada a camada endurecida formada pelo tratamento termo-reactivo de boretação. Portanto, o próximo subcapítulo será voltado para esse método de endurecimento superficial.

2.2.1 Boretação

A boretação é um processo de endurecimento superficial termoquímico, no qual átomos de boro transferem-se de um meio (pastoso, líquido ou gasoso) para o substrato de um material. Por ter raio atômico relativamente menor, o boro consegue difundir-se em uma grande variedade de materiais, produzindo uma camada de boretos com alta dureza, resistência mecânica e baixo coeficiente de atrito. Uma das principais vantagens da camada formada por esse método é especificamente a elevada dureza (aproximadamente 1800 HV quando aplicada no aço AISI H13), muito superior a outros métodos (ASM, 1991). Como pode ser visto na figura 6, em ferros e aços, os boretos ferrosos FeB e Fe₂B são as principais fases presentes na camada formada pela difusão de boro no substrato (ALLAOUÏ *et al.*, 2006).

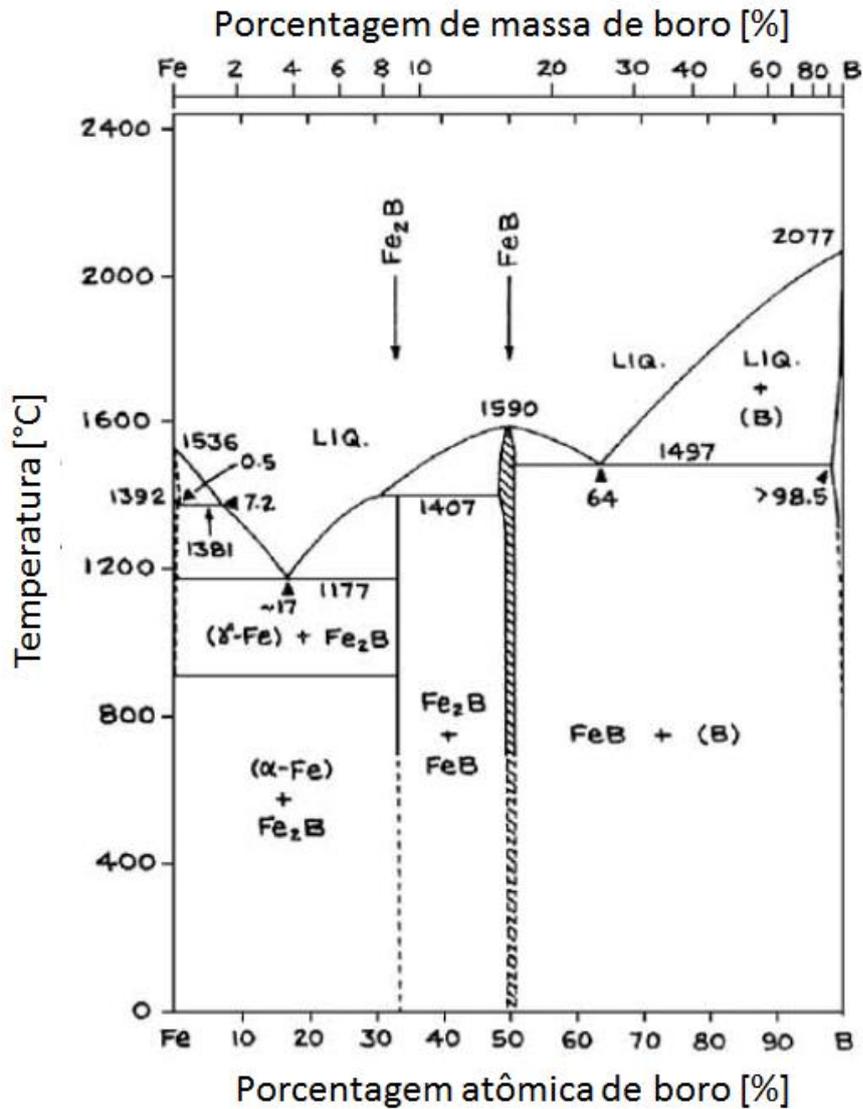


Figura 6 - Diagrama de fases Ferro-Boro
 Fonte: Surface and Coatings Technology, 2006

Os boretos de ferro mencionados anteriormente possuem propriedades diferentes, as quais são mostradas na tabela 1.

Tabela 1 - Propriedades das fases FeB e Fe₂B

Boretos de ferro	FeB	Fe₂B
Microdureza [GPa]	19-21	18-21
Módulo de elasticidade [GPa]	590	285-295
Densidade [g/cm ³]	6,75	7,43
Estrutura cristalina (Célula unitária)	Ortorrômbica 4 átomos de ferro 4 átomos de boro	Tetragonal de corpo centrado 12 átomos
Coefficiente de expansão térmica	23 ppm/°C	7,65 ppm/°C
Parâmetros de rede	a = 4,053 Å b = 5,495 Å c = 2,946 Å	a = 5,078 Å c = 4,249 Å

Fonte: Adaptado de ASM Handbook vol.4, 1991

A formação de uma fase simples de Fe₂B é preferível à camada de dupla fase com FeB. Isso se deve ao fato do FeB ser mais frágil e também porque os dois boretos têm coeficientes de expansão térmica e volumétricas diferentes e quando formam a camada dupla, alternam tensões de compressão e de tração, podendo levar a formação de trincas, conforme figura 7 (ASM, 1991).

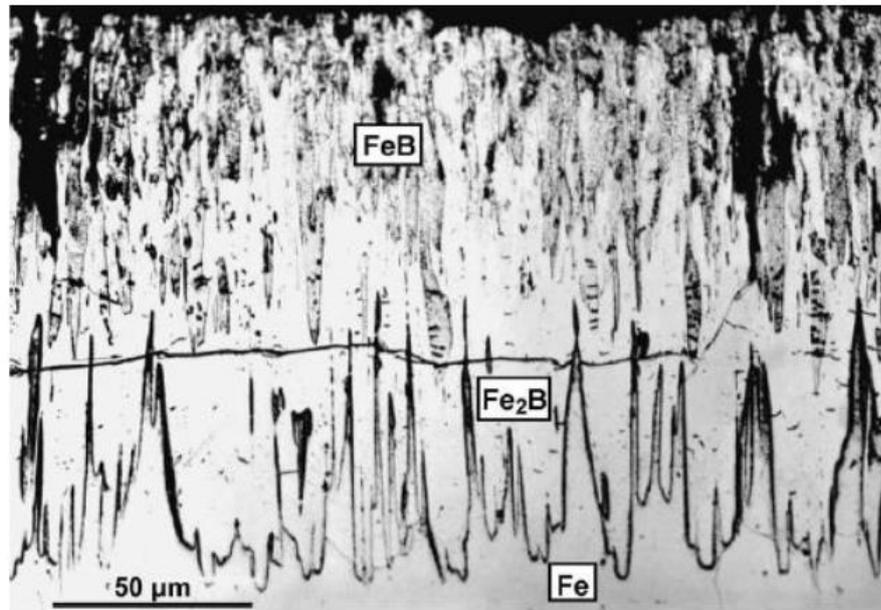


Figura 7 - Seção transversal de uma camada de boretos em ferro, mostrando a trinca propagando-se preferencialmente na interface das fases FeB e Fe₂B

Fonte: Wear, 2004

De acordo com Martini, Palombarini e Carbucicchio (2004), a dinâmica de crescimentos dos boretos a partir da superfície pode ser dividida em três etapas, representadas na figura 8.

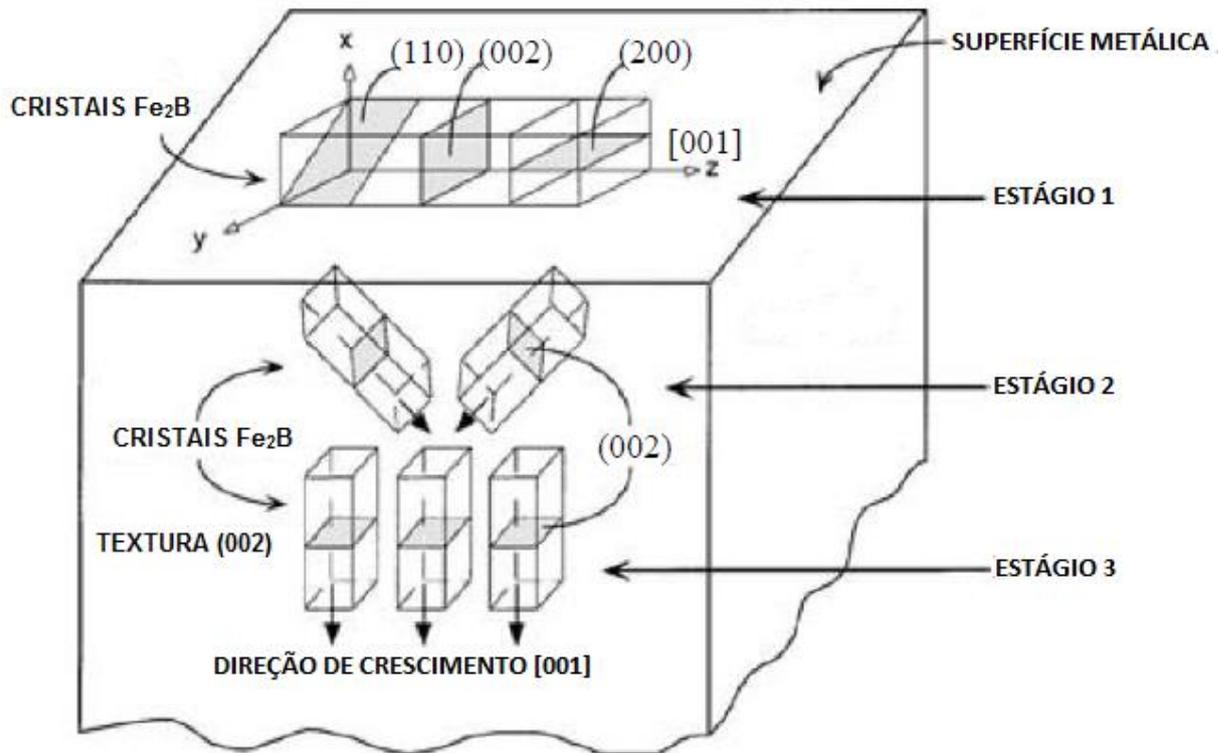


Figura 8 - Representação das etapas de crescimento dos cristais Fe₂B

Fonte: Journal of Materials Science, 2004

- Estágio 1: Ocorre o crescimento de cristais aciculares de Fe₂B, preferencialmente na direção [001], na interface entre a superfície da peça tratada e partículas de boro. Dessa forma obtém-se uma primeira camada superficial composta por cristais de orientações aleatórias;
- Estágio 2: Caracteriza-se pelo crescimento da fase Fe₂B dentro do material metálico. Com a cobertura da superfície durante o estágio 1, cristais de Fe₂B passam a se encontrar, de modo que os mesmos são forçados a mudar de orientação para que continuem seu crescimento;
- Estágio 3: Na última fase de formação da camada de boretos, os cristais desenvolvem-se na direção perpendicular à superfície, com o objetivo de evitar a resistência exercida por cristais próximos. Assim, esse estágio é caracterizado pela orientação uniforme (002) dos cristais no eixo mais propício ao crescimento dos cristais.

Em camadas mistas, compostas por Fe_2B e FeB , ocorre primeiro a o crescimento dos cristais de Fe_2B , como descrito anteriormente. Em seguida, as camadas mais externas de Fe_2B reagem com o boro ativo, originando a fase FeB com suas propriedades características (MARTINI *et al*, 2004).

O processo boretação geralmente é realizado sob temperaturas de 840 a 1050°C e pode ser realizada em diversos tipos meios: pós, pastas, óxidos fundidos, sais, gases (SAHIN, 2009). Na boretação em banho salino (que é o método que será executado nesse trabalho) a peça a ser tratada deve ser imersa em um meio com boro, por exemplo, o Bórax ($\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$), juntamente com um elemento redutor (Fe-Al, Al, entre outros). A redução que ocorre entre o meio e o elemento redutor permite a difusão do átomo de boro na peça. Como se trata de um processo de difusão, a espessura da camada de boretos é diretamente proporcional ao tempo e à temperatura do processo, como mostra a figura 9.

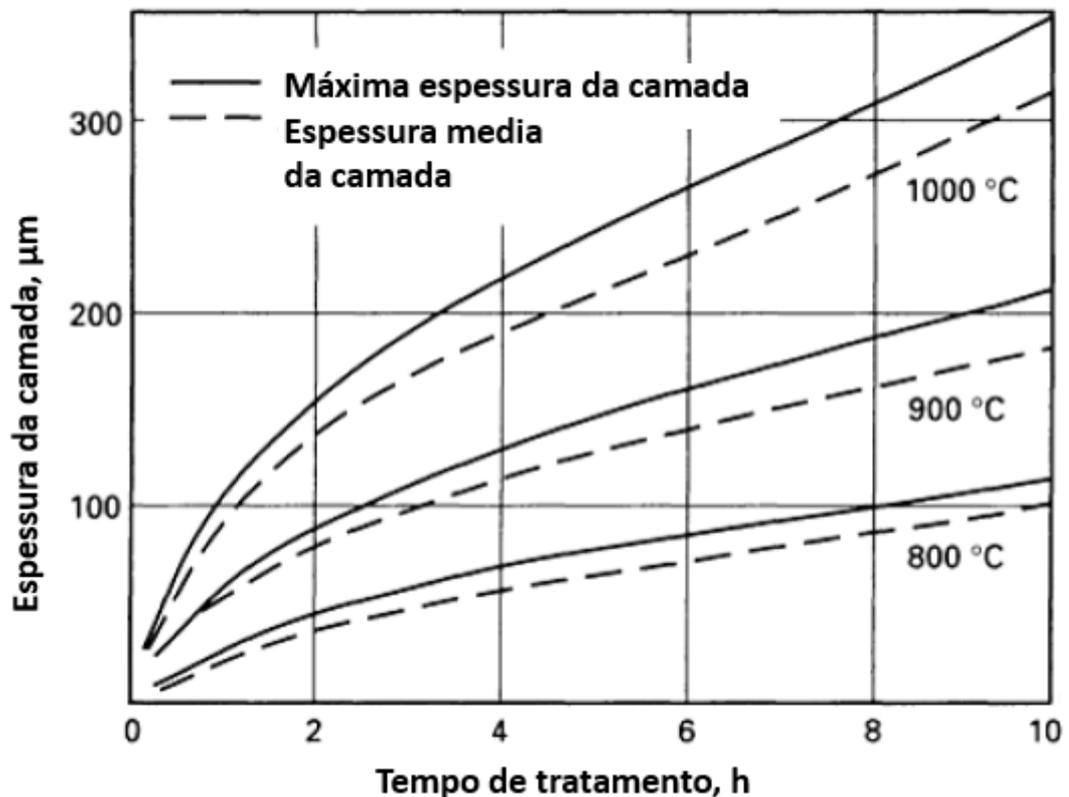


Figura 9 - Influência do tempo e da temperatura a na formação da camada de boretos

Fonte: ASM Handbook vol.4, 1991

Há ainda a influência dos elementos de liga. As camadas formadas dependem diretamente da composição química do substrato do material que sofre a boretção. Em aços baixo carbono, como o AISI H13, a interface entre a camada de boretos e o substrato caracteriza-se pelo aspecto dentado (MATIŠAOVSKÝ, 1988).

Já os elementos carbono e silício não se dissolvem na camada de boretos (Fe_2B e FeB) e acumulam-se abaixo dessas camadas formando outros compostos, como $\text{FeSi}_{0,4}\text{B}_{0,6}$, Fe_5SiB_2 , Fe_3C , Cr_{23}C_6 , Fe_7C_3 e $\text{Fe}_3(\text{B,C})$ (BEJAR; MORENO, 2006). Para o aço AISI H13, percebe-se a formação de uma subcamada rica em silício, o qual é estabilizador de ferrita, gerando uma região de baixa dureza (HECK, 2010). Entretanto, a presença de elementos de liga pode ocasionar a formação de outros tipos de boretos (ASM, 1991). O cromo, por exemplo, associa-se ao boro, formando uma camada de boretos ainda mais complexa, diminui a morfologia dentada da interface da camada com o substrato e é ainda responsável em aumentar a quantidade da fase FeB (BEJAR; MORENO, 2006). A figura 10 mostra a influência de diferentes elementos de liga na espessura da camada de boretos.

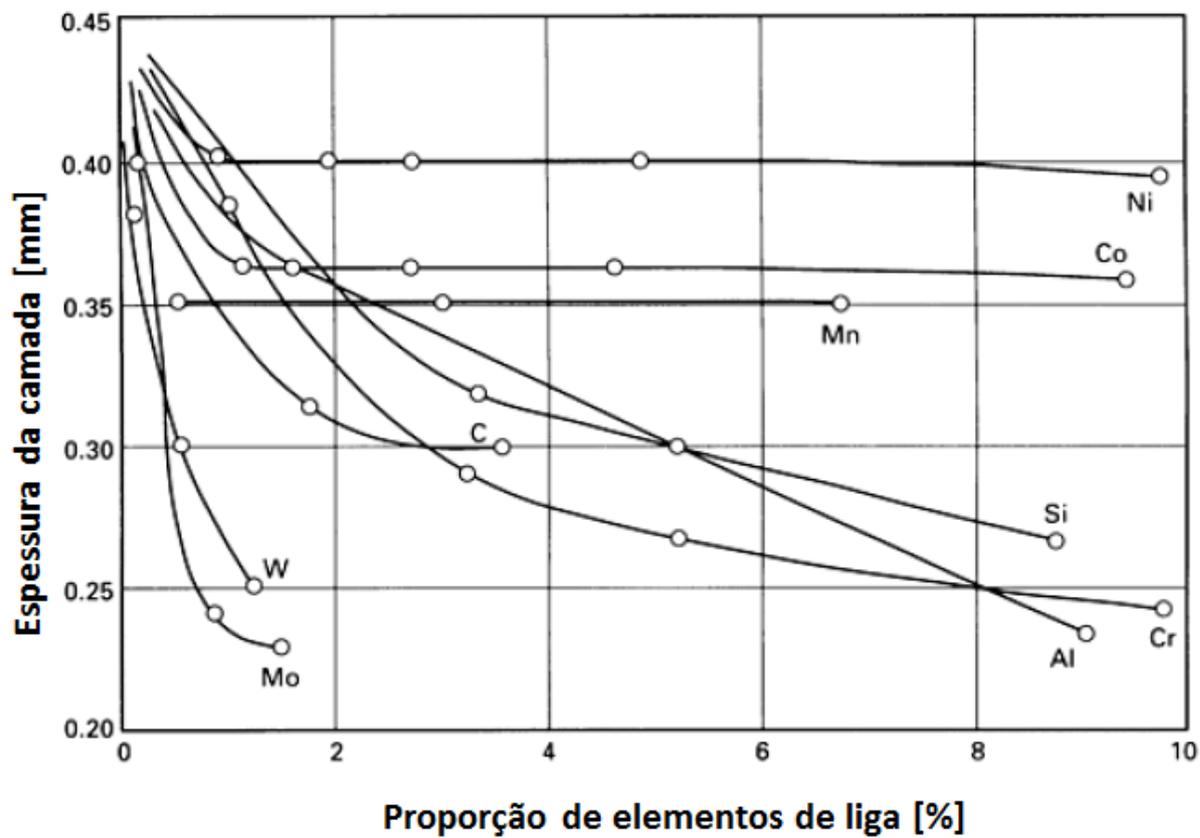


Figura 10 - Influência do dos elementos de liga na espessura da camada de boretos

Fonte:ASM Handbook vol.4, 1991

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Para proporcionar um melhor controle de execução, o trabalho foi dividido em uma série etapas, sendo algumas delas caracterizadas pelo aspecto experimental e outras voltadas para análise de resultados.

O fluxograma da figura 11 permite a compreensão da ordem cronológica e operacional das fases realizadas ao longo desse trabalho. Em seguida as fases serão descritas em detalhes.

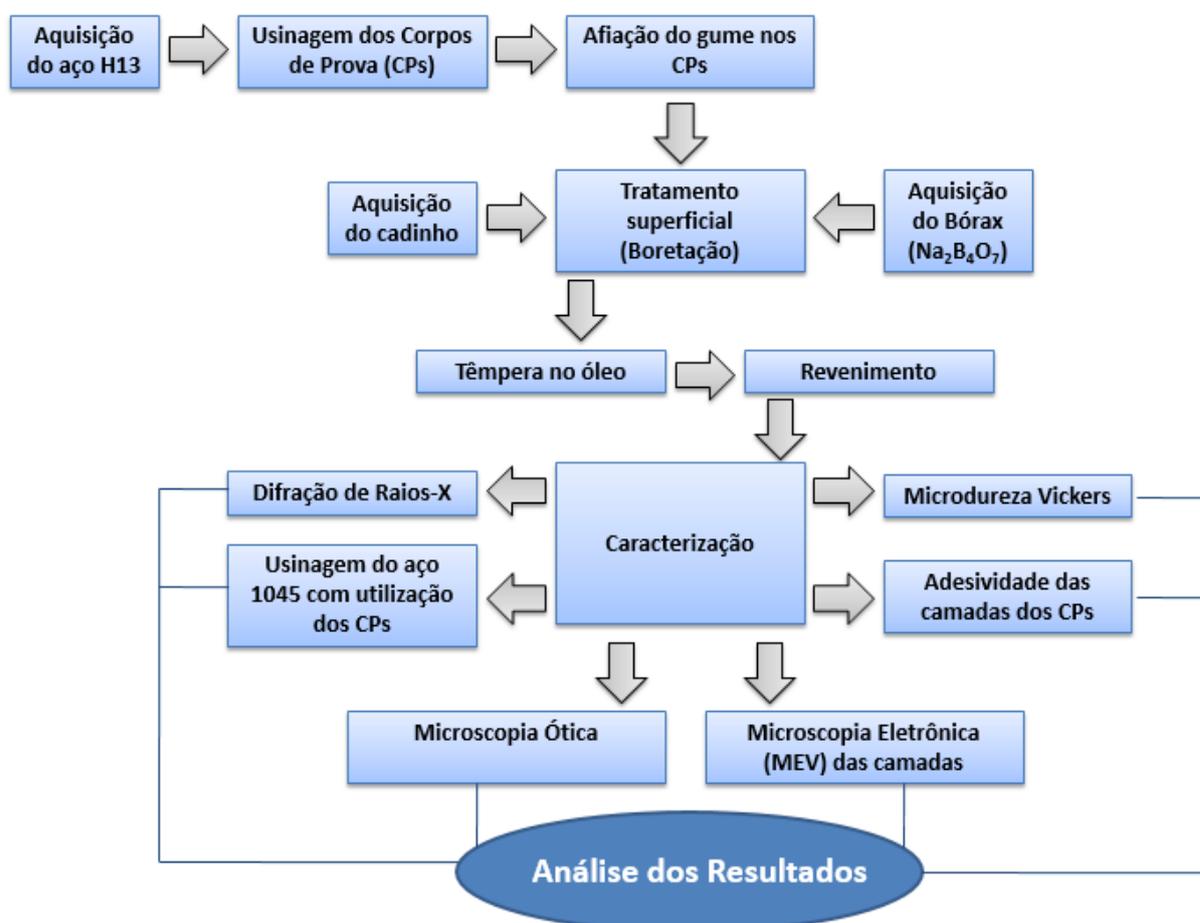


Figura 11 - Fluxograma da metodologia experimental e análise de resultados

3.1 Preparação dos corpos-de-prova, aquisição do bórax e confecção dos cadinhos

Para fabricação das amostras, uma barra de aço AISI H13, proveniente do fornecedor *Villares Metals S.A.*, foi comprada na empresa *Aços TRIO Comércio de Aços Especiais Ltda.* A partir desta barra foram usinados os corpos-de-prova com dimensões padrões de uma barra 5/16 polegadas (7,93 milímetros), conforme a figura 12, de forma a garantir a fixação nos porta-ferramentas existentes na UTFPR.

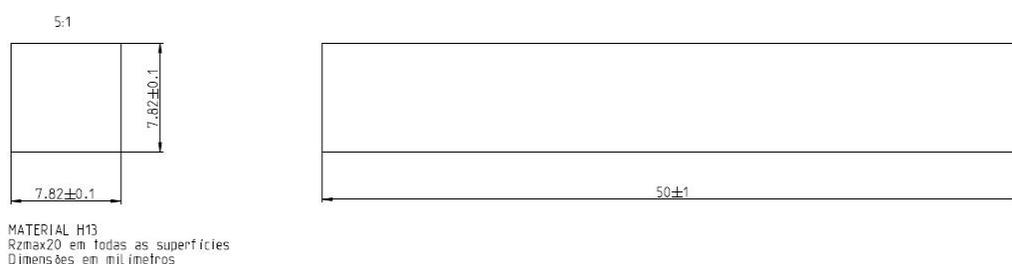


Figura 12 - Geometria dos corpos de prova

Após isso, as amostras foram enviadas para afiação da aresta de corte, de acordo com os ângulos mais utilizados para aços rápidos, conforme a tabela 1. Em paralelo à preparação das amostras.

Tabela 2 - Parâmetros para afiação do gume das amostras

Ângulos no gume de corte dos corpos de prova		
Ângulo de incidência	A	10°
Ângulo de incidência secundário	α'	10°
Ângulo de direção	Kr	90°
Ângulo de direção secundário	Kr'	30°
Ângulo ortogonal de saída	γ_0	15°

Em seguida, foi realizado o lixamento de todas as faces dos corpos-de-prova, através do uso sequencial das lixas de granulometria 200, 400, 500 e 1200, de forma a garantir acabamento superficial adequado antes do tratamento de boretação.

Em paralelo, foram comprados um tubo de diâmetro 76,2mm, espessura de 1,5mm e 100mm de altura e uma chapa quadrada de 80x80mm e 2mm de espessura feitos de aço inoxidável da empresa *Ecoinox Indústria e Comércio Ltda.* A chapa foi soldada como base ao tubo no Laboratório de Soldagem da UTFPR, de forma a obter-se o cadinho para a realização de boretação nas amostras, como mostrado na figura 13.



Figura 13 - Cadinho confeccionado para realização da boretação

O bórax, um sal hidratado de sódio e ácido bórico, é um produto vendido comercialmente. Para realização da boretação, foi comprado uma embalagem de 1kg de bórax em estado de pó e deca hidratado.

3.2 Determinação das composições químicas do aço AISI H13

A fim de averiguar a composição química do aço AISI H13, foi realizada a espectrometria de emissão óptica em uma amostra na condição de fornecimento, em cooperação entre a empresa *Spectroscan Tecnologia de Materiais* e a UTFPR. A temperatura durante o ensaio era de 24,7°C e a umidade relativa era 44%. Foram

realizadas quatro queimas em pontos diferentes da superfície da peça e as composições apresentadas no trabalho são a média dessas medições para cada elemento químico presente no material.

3.3 Tratamento termo-reativo em banho de borato de sódio (boretação) e têmpera

Depois da preparação dos corpos-de-prova e do cadinho e da aquisição do bórax, iniciou-se o tratamento superficial de boretação. Para tanto, utilizou-se o forno mufla EDGCON FC-2.

O forno foi programado para atingir 1000°C e com auxílio da balança de precisão do Laboratório de Materiais da UTFPR, 300g de Bórax foram fundidos dentro do cadinho. Devido a brusca expansão de volume do Bórax durante a fusão, os 300 gramas de Bórax foram fundidos em frações de 30 gramas e cada fração era adicionada ao banho após 15 minutos. Após a fusão do Bórax, adicionou-se ao banho pedaços de alumínio (agente redutor). Para a boretação, a composição do banho foi: $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7 + 15\%\text{Al}$ (OLIVEIRA, 2006). Após adicionar o alumínio ao banho a 1000°C, a mistura foi agitada para garantir dissolução uniforme do agente redutor.

Finalmente, as amostras foram introduzidas no cadinho e foram deixadas no banho a aproximadamente 1000°C durante quatro horas em atmosfera ambiente. Após isso, os corpos de prova foram retirados do banho e resfriados em óleo, caracterizando o processo de têmpera. A figura 14 ilustra o aspecto do banho após o término do tratamento e resfriamento da mistura.

Mesmo após o resfriamento em óleo, resíduos de Bórax permaneceram nas amostras e foram removidos com a imersão da peça em banho de água fervente por cerca de quinze minutos.



Figura 14 - Cadinho com banho bórax e Al após tratamento

3.4 Revenimento

A fim de garantir tenacidade ao substrato das amostras e promover alívio de tensões, as peças foram submetidas ao revenimento durante duas horas a 540°C e resfriadas a temperatura ambiente. A temperatura de revenimento foi escolhida com base na curva de endurecimento secundário da empresa produtora do aço AISI H13 (Figura 3) e também atende a janela de temperaturas recomendada para revenimento em Chiaverini, 2008.

3.5 Caracterização das amostras

Como o principal objetivo do trabalho era a obtenção da camada endurecida formada por boretos, houve uma série de análises e ensaios para caracterizar a região endurecida. Os procedimentos para essas análises serão descritos nos próximos subcapítulos.

3.5.1 Microscopia óptica

Para a realização da microscopia óptica, foram analisadas duas amostras: uma retirada do corpo-de-prova, antes do revenimento e sem ataque com Nital a 5% e uma retirada do mesmo corpo-de-prova, porém após o revenimento e ataque com Nital a 5%. Na preparação das amostras, foram cortados pedaços do corpo-de-prova transversalmente à camada e então preparados para a microscopia: embutimento em baquelite, lixamento nas lixas de granulometria 200, 400, 500 e 1200, polimento em alumina 0,05. A microscopia óptica foi realizada no Laboratório de Materiais da UTFPR e o equipamento usado foi um microscópio Olympus BX51M com um analisador de imagem.

3.5.2 Microscopia eletrônica de varredura (MEV)

Na microscopia eletrônica, foi analisada a mesma amostra que havia sido preparada para microscopia óptica. Foram capturadas imagens com diferentes ampliações (300x a 1500x), com foco na entre camada de boretos, na subcamada abaixo da camada de boretos e zona de transição com o substrato. O equipamento usado foi o MEV Hitachi TM3000.

Além disso, o MEV foi utilizado para medição da espessura das camadas e obtenção das imagens dos perfis de dureza e dos ensaios de adesividade (indentações Vickers).

3.5.3 Difração de raios-X

Segundo a Lei de Bragg, os materiais cristalinos têm diferentes distâncias interatômicas, os quais originam picos de difração em ângulos específicos. Através desse conceito, a análise de difração de raio-X foi realizada com a finalidade de se identificar as fases presentes na superfície das peças após o tratamento termoquímico de boretação. Para tanto, uma amostra foi ensaiada, após o tratamento de boretação,

com o difratômetro Shimadzu XRD 7000 da PUCPR, mostrado na figura 15. Escolheu-se o ângulo de varredura (2θ) variando entre 30° a 120° , velocidade de $2^\circ/\text{min}$ e utilizou-se radiação de cobre (com uma diferença de potencial de 40 kV e corrente de 30 mA, incidindo-se o feixe na superfície da peça analisada).



Figura 15 - Difratômetro Shimadzu XRD 7000

Fonte: <http://www.shimadzu.com.br/analitica/produtos/difratometros/xrd-7000.shtml>

3.5.4 Medição da espessura da camada

Apesar do perfil dentado da camada boretada ao se observar sua seção transversal, a espessura média da mesma apresenta pouca variação entre os lados da amostra observada. Dessa forma, a espessura média foi calculada como a média aritmética entre seis pontos de uma região analisada: três deles com as menores espessuras de camada de boreto e três deles com as maiores espessuras. Realizou-se a medição de camada em uma amostra após o revenimento.

3.5.5 Microdureza Vickers

Com o auxílio de um microdurômetro digital (Shimadzu HMV) com dois micrometros adaptados para movimentação da amostra, foram criados dois perfis de dureza na seção transversal da peça analisada. Um perfil foi criado a partir de uma carga de 490mN ($HV_{0,05}$) e outro com uma carga de 980,7mN ($HV_{0,1}$). As medições iniciam na camada boretada e seguem até o substrato. Cada valor de dureza representa a média de três medições. A distância entre as indentações e os valores medidos serão discutidos no próximo capítulo.

3.5.6 Ensaio de adesividade das camadas

A adesividade da camada boretada foi analisada através de impressões Vickers nas proximidades das interfaces entre as camadas, atentando-se para possíveis trincas ou deslocamento da camada endurecida (OLIVEIRA, 2006). Dessa forma, foram analisadas as interfaces entre a camada boretada e a subcamada e entre a subcamada e o substrato, com cargas crescentes variando de 490,3mN a 9,507N.

3.6 Ensaio de usinagem

Para análise da potencialidade do tratamento superficial de boretção nas amostras, alguns corpos de prova foram montados em um torno mecânico da marca Nardini, modelo Mascote do Laboratório de Usinagem da UTFPR, mostrado na figura 16. O aço ABNT 1045 (situação usual em empresas que prestam serviço de usinagem) foi usinado conforme recomendação da ISO 3685. Inicialmente, as barras do aço 1045 foram usinadas com uma pastilha de metal duro (classe 2025 do fornecedor *Sandvick*) para faceamento e uniformização das barras, deixando-as com o diâmetro de 31mm.



Figura 16 - Torno mecânico (Marca: Nardini; Modelo: Mascote 350)

Após a preparação, as barras foram usinadas com as amostras boretadas utilizando velocidade de corte de 20m/min, valor normalmente utilizado na indústria para torneamento do aço ABNT 1045 com ferramentas de aço rápido. Segundo Ferraresi (1977), a velocidade de 45m/min é a máxima velocidade que uma ferramenta de aço rápido suportaria.

De posse dos valores de diâmetro e velocidade de corte, obteve-se a rotação do torno através da equação:

$$V_c = \frac{\pi DN}{1000}$$

Onde V_c é velocidade de corte em m/min, D é o diâmetro da barra a ser usinada em mm e N é a rotação do torno em rpm (rotações por minuto).

Para faceamento e uniformização da barra de aço 1045, desejava-se uma rotação de 600 rpm e uma velocidade de corte de 60 m/min, porém a rotação mais próxima que a configuração do torno permitia era de 630 rpm. Recalculando a velocidade de corte, obteve-se o valor real de 63,33 m/min. O avanço utilizado foi de 0,05 mm/revolução e a profundidade de corte de 0,5 mm no diâmetro.

Para a realização do teste com as amostras boretadas, a rotação calculada foi de 205 rpm, porém o valor mais próximo na configuração do torno era de 200 rpm, o que resultou em uma velocidade de corte real de 19,96 m/min. O avanço utilizado foi de 0,297 mm/revolução, a profundidade de corte foi de 1 mm no diâmetro da peça e para cada bit boretado foi reservado uma extensão de 60mm da barra para realização da usinagem. Os parâmetros utilizados para os testes de torneamento estão descritos na tabela 3.

Tabela 3 - Parâmetros da usinagem para pastilha de metal duro e bit de H13 boretado

	Pastilha Metal Duro		Bit H13 Boretado	
	Teórico	Real	Teórico	Real
Rotação [rpm]	600	630	205	200
Velocidade de corte [m/min]	60	63.33	20	19.96
Profundidade de corte (diâmetro) [mm]	0.5		1.0	
Avanço [mm/rotação]	0.050		0.297	

Após os testes, foi feita a análise do desgaste nas pontas das ferramentas através da lupa do Laboratório de Materiais da UTFPR.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste capítulo são apresentados os resultados das análises feitas para caracterizar a camada de boretos originada pelo tratamento termo-reativo de boretação e também os ensaios realizados para averiguar o comportamento das mesmas durante o torneamento e sob aplicação de carga concentrada (adesividade).

4.1 Composição química

Na tabela 4 são apresentadas as composições químicas encontradas na amostra do material utilizado no trabalho (espectrometria de emissão óptica) em comparação com as composições padrão AISI H13.

Tabela 4 - Composições químicas do aço AISI H13 e da amostra de material analisada

Aço	C [%]	Cr [%]	Mo [%]	Mn [%]	V [%]	Si [%]
AISI H13 (nominal)	0,32-0,45	4,75-5,5	1,1-1,75	0,2-0,5	0,8-1,2	0,8-1,2
AISI H13 (amostra)	0,384	3,927	1,373	0,415	0,602	0,975

Apesar da amostra de material analisada apresentar as composições dentro do especificado para a maioria dos componentes, os percentuais de cromo e vanádio estavam abaixo do intervalo esperado. O baixo teor de carbono e a presença de elementos de liga como cromo, vanádio e molibdênio evidencia que o material se enquadra na categoria de aços-ferramenta para trabalho a quente e mais especificamente da classe de aços ao cromo-molibdênio, como pode ser observado na tabela 3. Entretanto, com os teores obtidos na espectrometria, a amostra apresenta porcentagem de cromo equivalente a um aço Tipo 523, porcentagem de vanádio semelhante a um aço H10 ou H12 e os demais componentes de acordo com o aço AISI H13, como pode ser verificado na tabela 5. Os efeitos de menor porcentagem

dos elementos cromo e vanádio serão discutidos em detalhe nos subcapítulos referentes a estrutura da camada de boretos.

4.2 Microscopia Óptica

A microscopia óptica foi a primeira análise realizada após o tratamento de boretação e possibilitou a comprovação do surgimento de uma camada superficial. É possível observar que a espessura média da camada de boretos (FeB e Fe₂B) é semelhante em todo o perímetro da seção analisada, demonstrando a difusão uniforme em toda seção da peça. Em ampliações maiores, pode-se identificar que a camada endurecida apresenta uma interface dentada com o substrato, conhecida como dente-de-serra (TAKTAK, 2007), como mostra a figura 17. Este perfil da interface com o substrato é decorrente da direção preferencial de difusão do boro na peça (ASM, 1991), a partir da superfície, (área em contato com o bórax), em direção ao substrato.

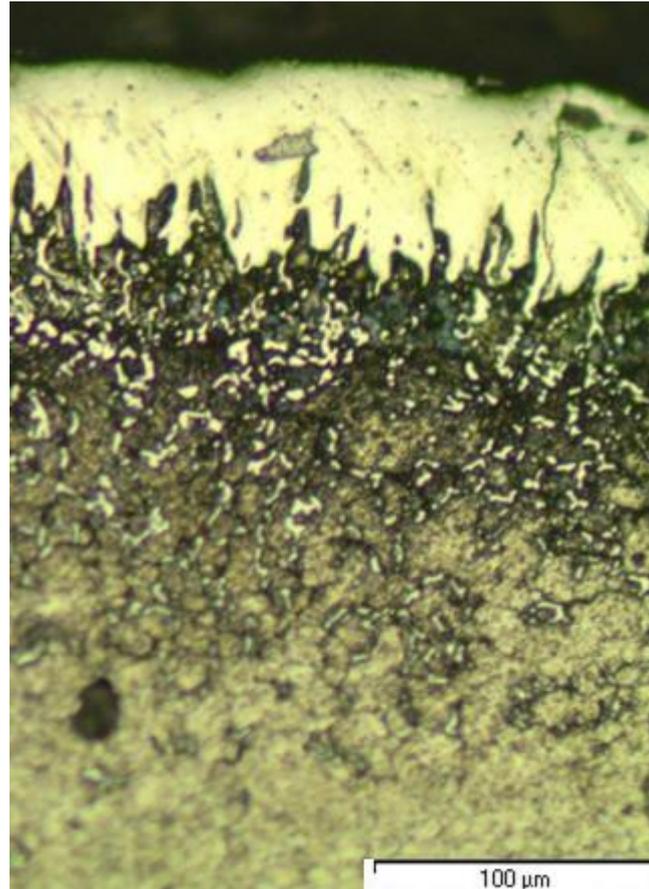


Figura 17 - Microscopia óptica de amostra após revenimento e ataque com Nital. Camada de boretos próxima à superfície (faixa esbranquiçada).

4.3 Microscopia eletrônica de varredura (MEV)

Através da microscopia eletrônica nota-se que existe uma camada intermediária entre a camada boretada e o substrato, conhecida como subcamada, conforme figura 18.

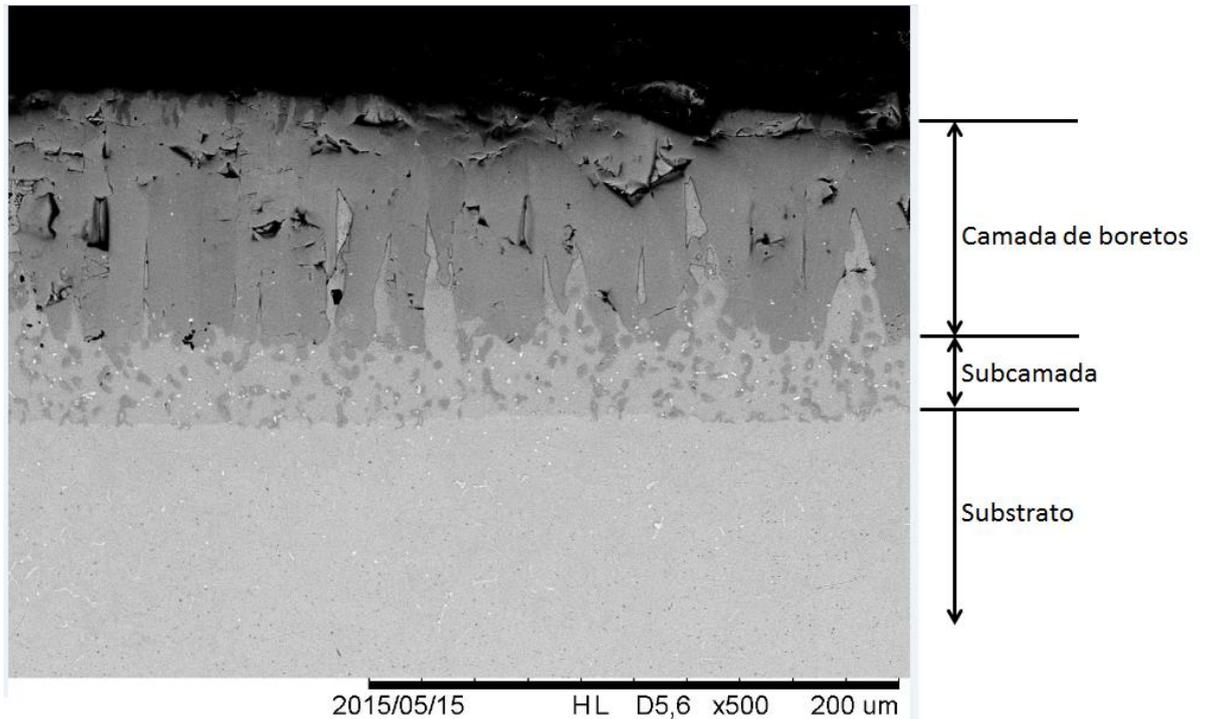


Figura 18 - MEV de amostra antes do revenimento e ataque com Nital. Camada de boretos, subcamada e substrato

Esta subcamada é indesejada, pois apresenta alta concentração de silício, que por sua vez é um elemento estabilizador de ferrita, acarretando em uma subcamada mole (CHICCO, 1998). Isto acontece porque o silício não é solúvel na camada de boretos. Desta forma a medida que a camada avança, o silício é empurrado a frente da camada boretada, permanecendo nessa região ao fim do processo termo-reativo (ASM, 1991). A formação desta subcamada mole é também favorecida pelo baixo teor de carbono do aço AISI H13 (CHICCO, 1998).

Além disso, percebe-se que a camada de boretos pode ser subdividida em duas: a fase FeB externa e mais escura e a fase Fe₂B interna e mais clara (HECK, 2010), como representa a figura 19.

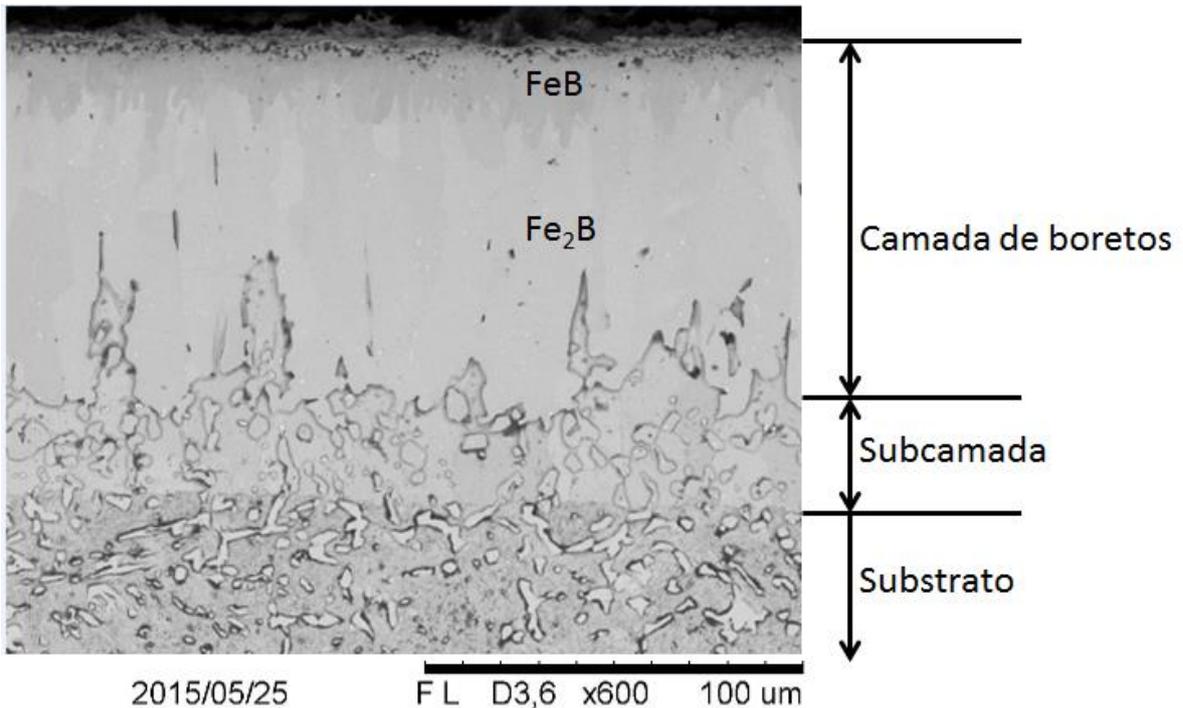


Figura 19 - MEV de amostra após revenimento e ataque com Nital. Camada de boretos (FeB e Fe₂B), subcamada e substrato

4.4 Espessura da camada

Na região analisada, a menor espessura de camada de boretos encontrada foi 37,5 μm e a maior foi 102,7 μm . Através de seis medições, obteve-se uma espessura média de 71,35 μm , como pode ser visualizado na figura 20. Apesar do aço analisado apresentar elementos de liga que tendem a dificultar a difusão de boro no interior da peça, por exemplo molibdênio e silício, a realização da boretação a 1000°C durante quatro horas (temperatura elevada e duração média para os parâmetros deste tipo de tratamento superficial) resultou em uma camada de boretos com espessura satisfatória. Segundo Chicco (1998), tanto do ponto de vista prático quanto industrial, aproximadamente 100 μm é uma espessura recomendável para uma camada boretada no aço AISI H13 aplicado em matrizes de forjamento. Pois, para matrizes de forjamento, espessuras maiores apresentam um risco muito maior para aparecimento de quebras.

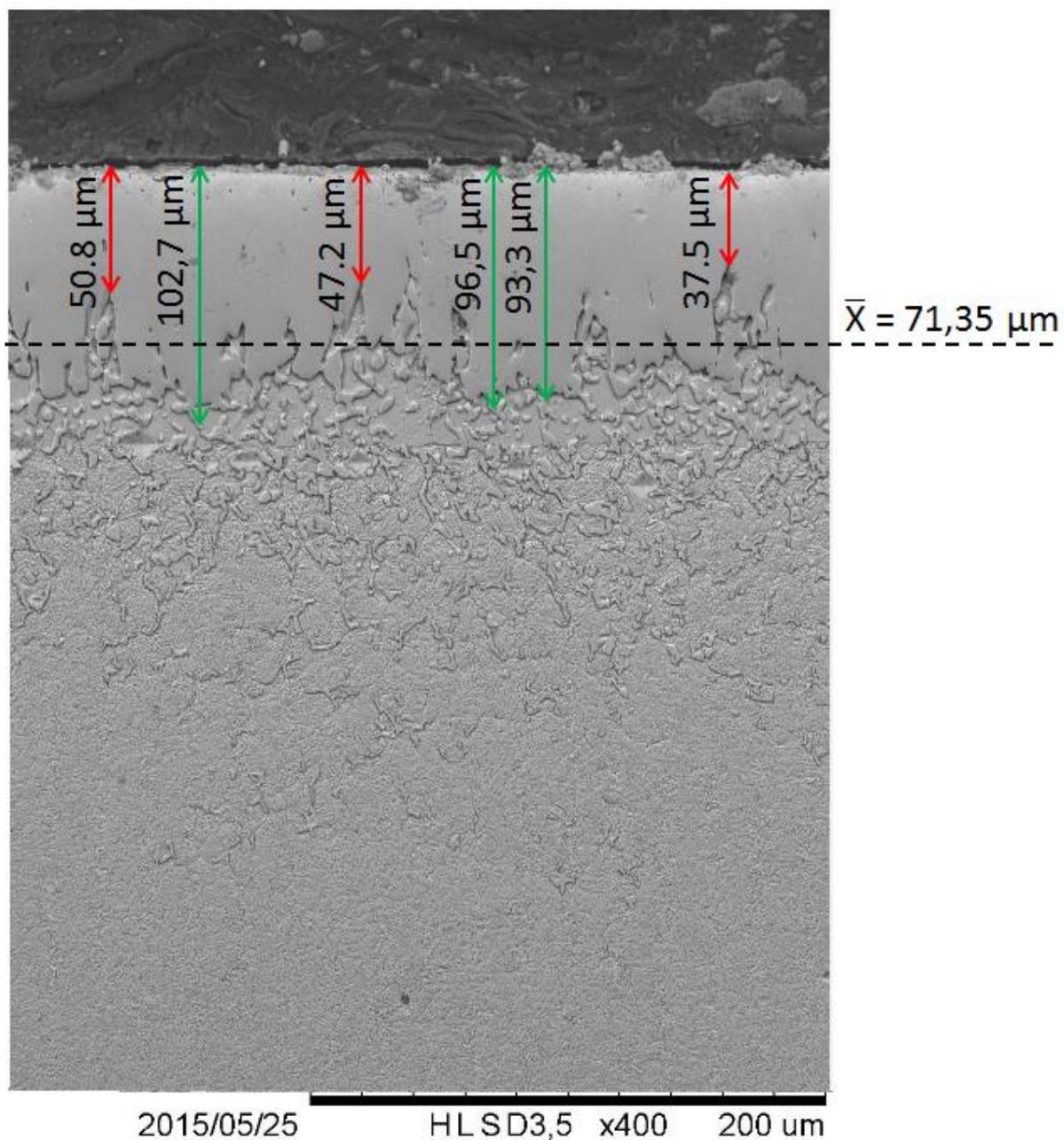


Figura 20 - MEV de amostra após revenimento e ataque com Nital. Pontos de maior e menor espessura e espessura média

4.5 Difração de raios-X

Através do difratograma de raios-x realizado na superfície de uma amostra após a boretação observa-se a presença das fases FeB e Fe₂B na camada endurecida, de acordo com a figura 21, comprovando os fatos percebidos na etapa de microscopia eletrônica.

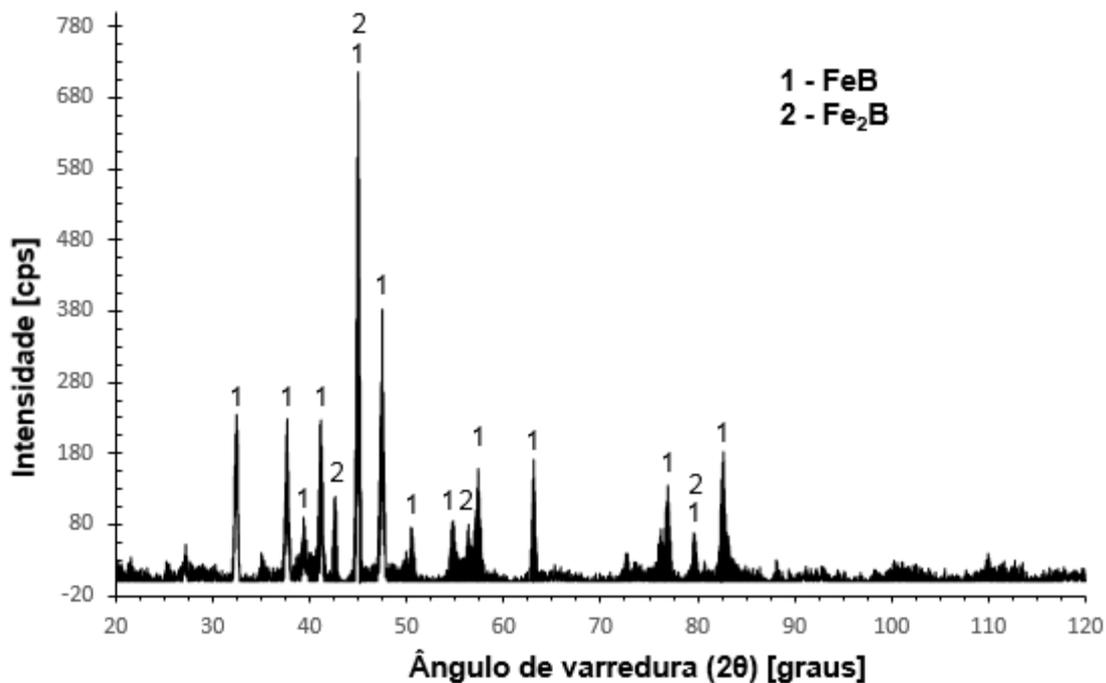


Figura 21 - Difratogramas de raios-x da amostra borexada

4.6 Microdureza Vickers

Nas figuras 22 e 23 estão os dois perfis (perfil 1 e 2) obtidos a partir do corpo-de-prova após a boretação e o revenimento. Percebe-se comportamento similar nos dois perfis: elevada dureza na camada de boretos, queda brusca na subcamada e um pequeno aumento de dureza no substrato (em relação a subcamada).

Outro fato relevante é a diferença de dureza dentro da própria camada de boretos. Para ambos os perfis, a primeira medição (distância aproximada de $35\mu\text{m}$ a superfície) apresentaram valor muito elevado de dureza: $2340\text{ HV}_{0,05}$ e $2346,5\text{ HV}_{0,10}$, valores respectivos aos perfis 1 e 2. As seguintes medições dentro da camada mostraram considerável redução de dureza ($1711\text{ HV}_{0,05}$ no perfil 1 e $1715,5\text{ HV}_{0,10}$ no perfil 2). Essa diferença pode ser explicada devida a maior quantidade da fase FeB (mais dura do que a fase Fe_2B), que está presente na região mais próxima à superfície (ASM, 1991). Outra possível explicação para esse resultado seria a presença do cromo como elemento de liga, o qual tende a aumentar a dureza da camada mais externa de boretos (BADINI, 1987), provavelmente devido a formação de boretos de cromo, como pode ser verificado durante com a difração de raios-x.

A baixa dureza da subcamada, como mencionado na seção sobre a microscopia eletrônica, deve-se a concentração excessiva de silício, o qual age como estabilizador de ferrita (fase com baixo valor de dureza). A medição de dureza na subcamada “mole” fica comprometida devido à baixa espessura desta zona. Entretanto no perfil 1, com a aplicação de uma carga mais baixa, obteve-se duas medições dentro da subcamada com durezas de $766\text{ HV}_{0,05}$ e $724\text{ HV}_{0,05}$. Já no perfil 2, encontrou-se o menor valor de dureza em um ponto dentro da subcamada, $594,5\text{ HV}_{0,10}$.

Por fim nota-se certa diferença na dureza de substrato entre os perfis 1 e 2. Enquanto dureza média do substrato (média entre os três pontos mais distantes da superfície) para o perfil 1 foi de $857\text{ HV}_{0,05}$, para perfil 2 foi de $663\text{ HV}_{0,05}$, para distâncias similares da superfície. Esta diferença pode ser explicada devido a chamada zona de transição, na qual pode-se encontrar pequenas concentrações de componentes não são solúveis na camada de boretos (CHICCO, 1998).

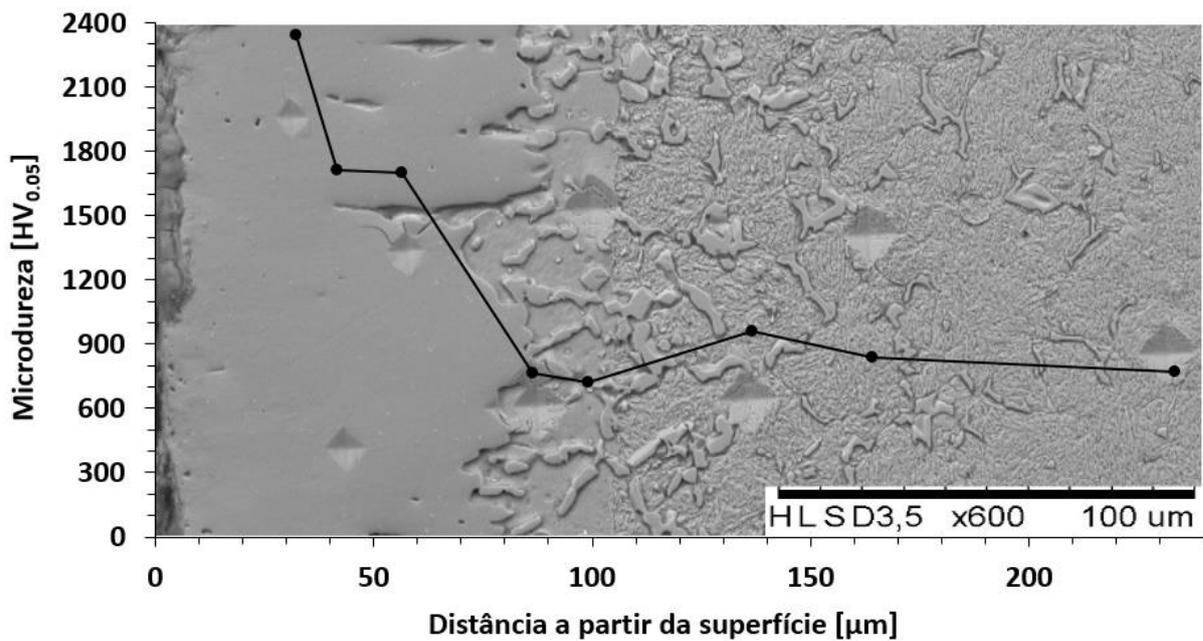


Figura 22 - Perfil de dureza 1 na amostra boretada e revenida obtido com carga 490mN (HV_{0,05})

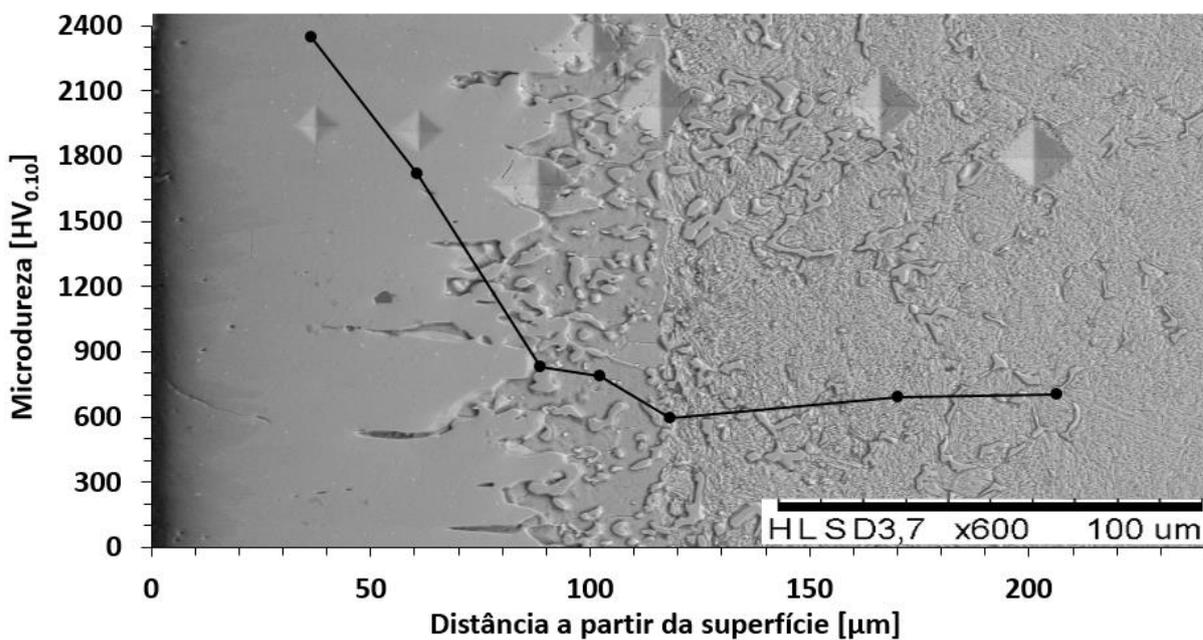


Figura 23 - Perfil de dureza 2 na amostra boretada e revenida obtido com carga 980,7mN (HV_{0,10})

4.7 Adesividade das camadas

Como descrito no capítulo 3, o ensaio de adesividade constitui-se da aplicação de cargas crescentes concentradas nas interfaces formadas durante o processo de boretção: camada de boretos/subcamada e subcamada/substrato.

Como pode ser observado na figura 29, para a interface entre a subcamada com o substrato não houve nenhum defeito visível, mesmo com a aplicação das maiores cargas (4,903 N e 9,507 N). Isto representa que mesmo que a subcamada apresente dureza inferior ao substrato, essa diferença não é significativa para originar uma trinca, mesmo com a introdução de um concentrador de tensão (indentação Vickers) nessa região. Entende-se que as áreas possuem tenacidade similar.

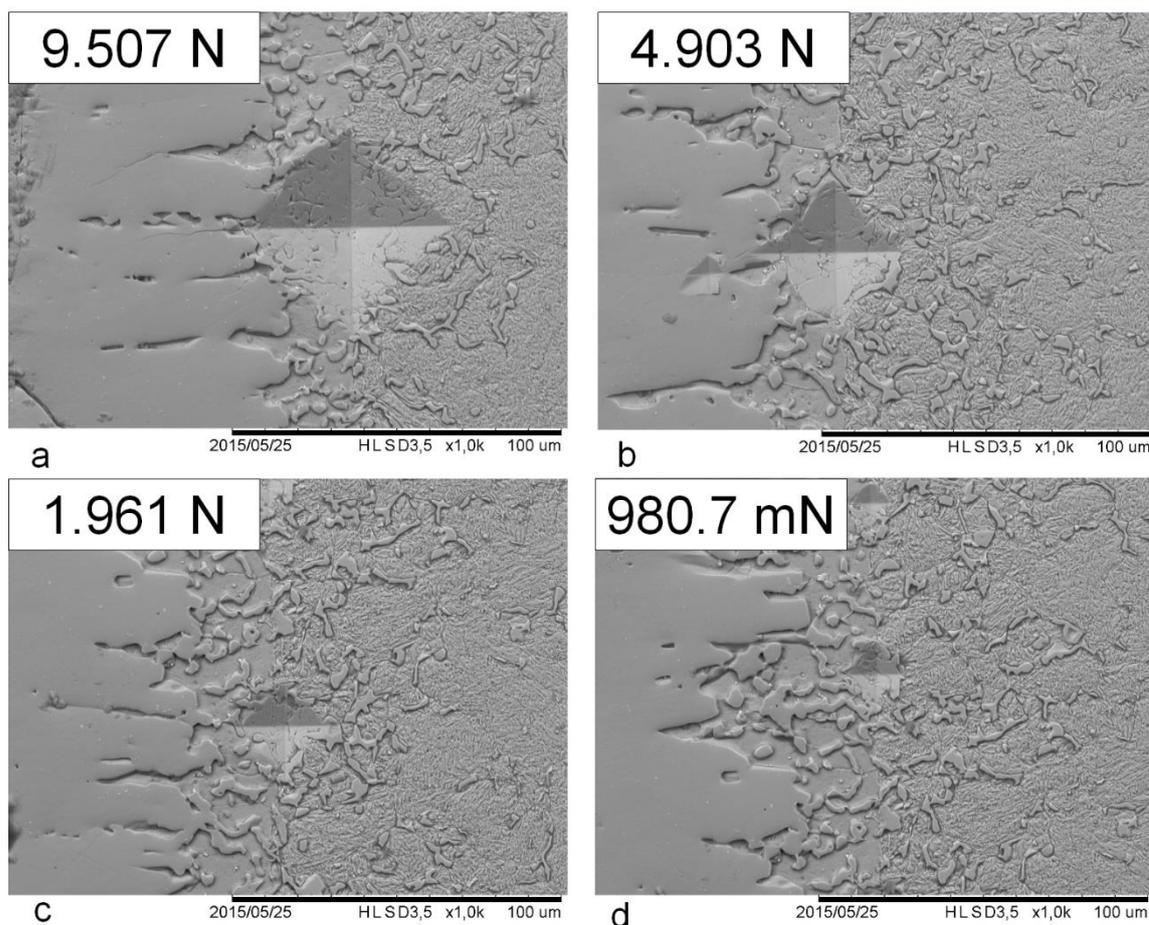


Figura 24 - Indentações Vickers na interface entre subcamada com o substrato.

Mas na outra interface analisada, entre a camada de boretos e a subcamada, notou-se o aparecimento de micro trincas nas extremidades das indentações, até mesmo com cargas menores (1,961 N e 980,7 mN), como mostra a figura 30.

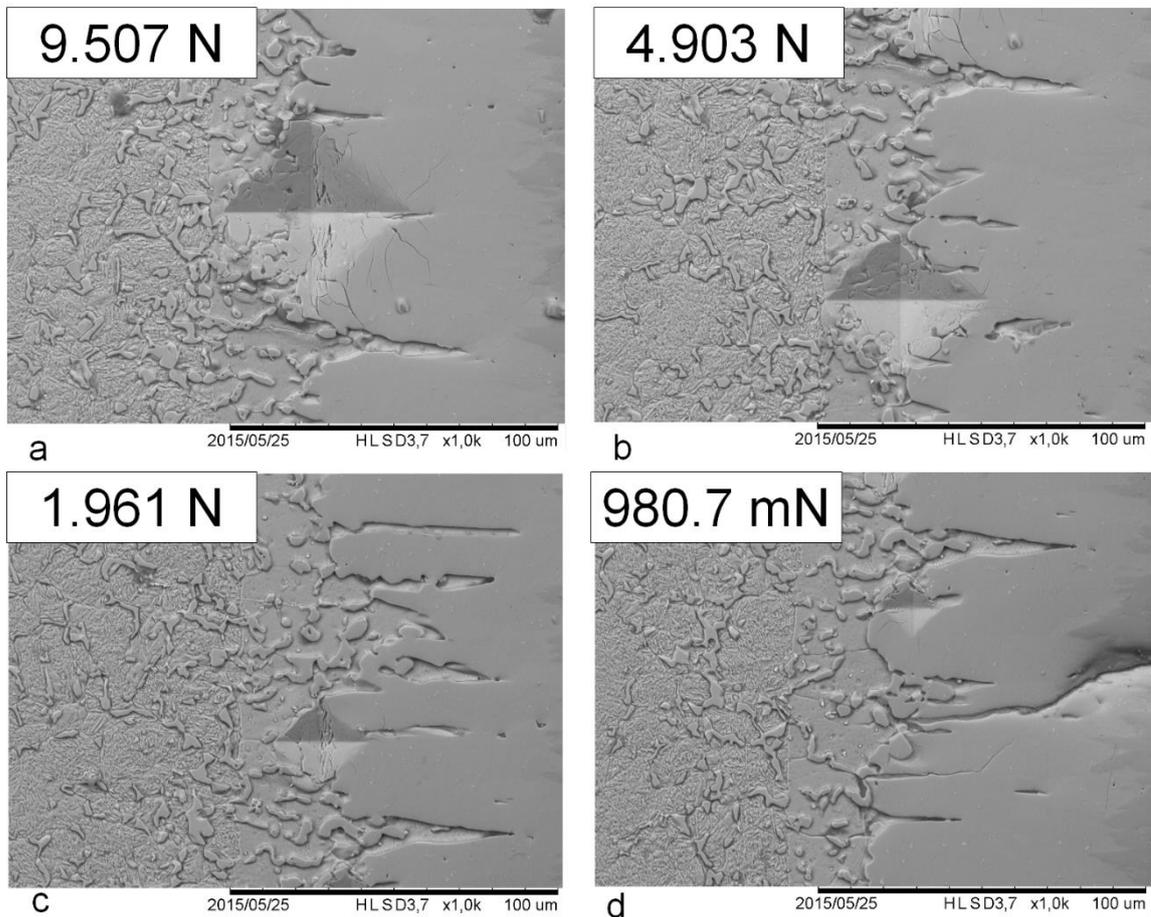


Figura 25 - Indentações Vickers na interface entre camada de boretos com a subcamada.

Analisando essas indentações mais detalhadamente, percebe-se que as trincas aparecem apenas do lado da camada de boretos e não na região de interface, como pode ser visto na figura 30. Desta forma, interpreta-se que existe ótima adesividade entre a camada de boretos e a subcamada, uma vez que não houve deslocamento ou trincas ao longo dessa interface mesmo com aplicação de cargas elevadas e concentradas exatamente na fronteira das camadas. O aparecimento de trincas na camada de boretos é acarretada pela elevada dureza da região, que está atrelada a menor ductilidade das fases formadoras desta zona.

4.8 Ensaio de usinagem

O objetivo inicial do trabalho era realizar os testes utilizando duas velocidades de corte diferentes (20m/min e 50m/min) porém durante a realização do ensaio com a velocidade de 20 m/min pôde-se observar que as amostras boretadas não atingiriam os resultados esperados pois após curto período de tempo do início dos testes, notou-se forte vibração da barra usinada e também o escurecimento dos cavacos gerados, conforme figura 26, indicando um aumento brusco da temperatura e o fim da vida da ferramenta. Segundo os critérios de fim de vida da ferramenta, este aumento na vibração da peça usinada e da ferramenta é um dos preceitos para determinação do fim da vida da ferramenta de corte juntamente com a piora no acabamento superficial da barra usinada e o escurecimento dos cavacos.



Figura 26 - Cavacos resultantes do teste de usinagem.

Através da análise das imagens obtidas na lupa, figura 27, confirmou-se que as ferramentas atingiram o fim de suas vidas, pois observou-se o lascamento na ponta das mesmas.

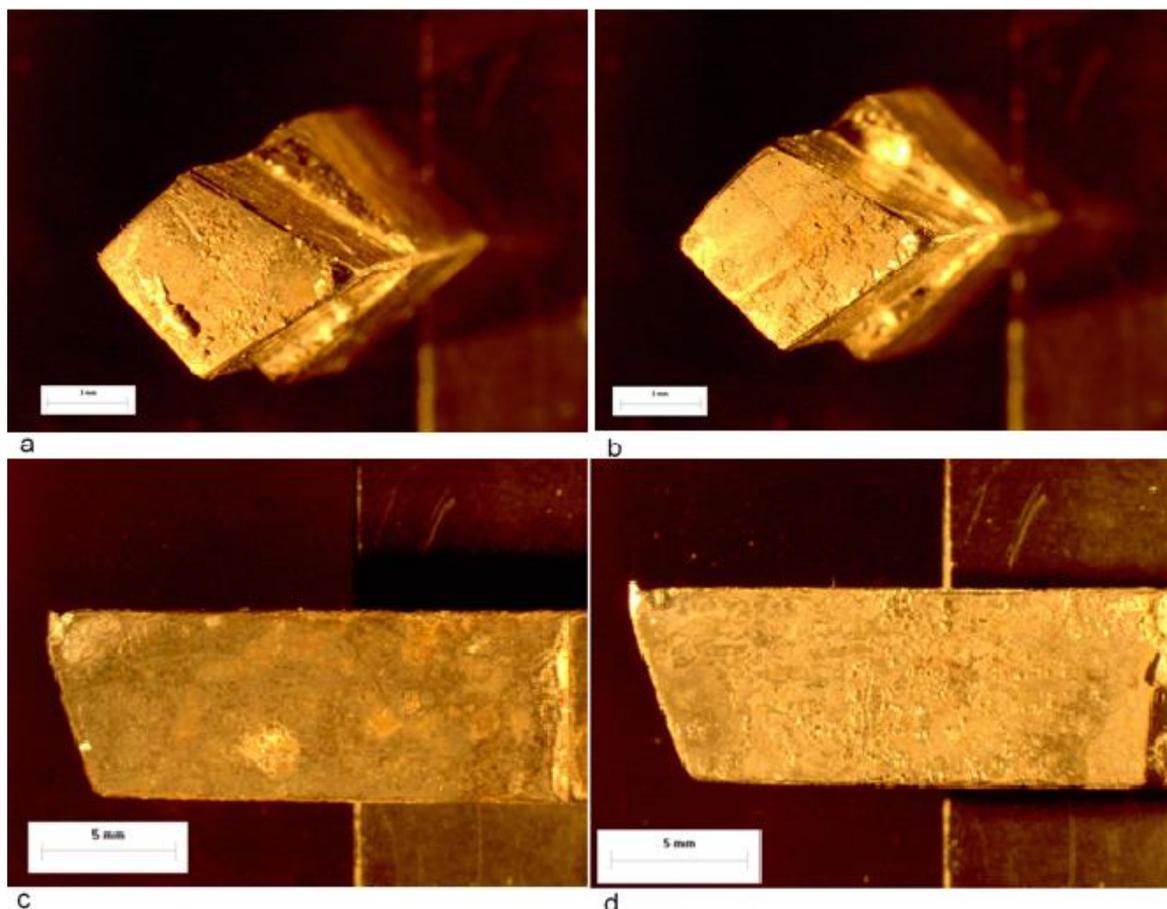


Figura 27 - a) vista superior amostra 1; b) vista superior amostra 2; c) superfície de saída amostra 1; d) superfície de saída amostra 2.

Através das figuras 28 e 29 mediu-se a largura da marca de desgaste (VB) dos bits boretados. Notou-se que apesar dos valores medidos (1,60 mm para a amostra 1 e 1,15 mm para a amostra 2) se encontrarem dentro da faixa admissível de 0,8 mm a 2 mm, considera-se que as amostras falharam segundo outros critérios de fim de vida de ferramentas de corte.

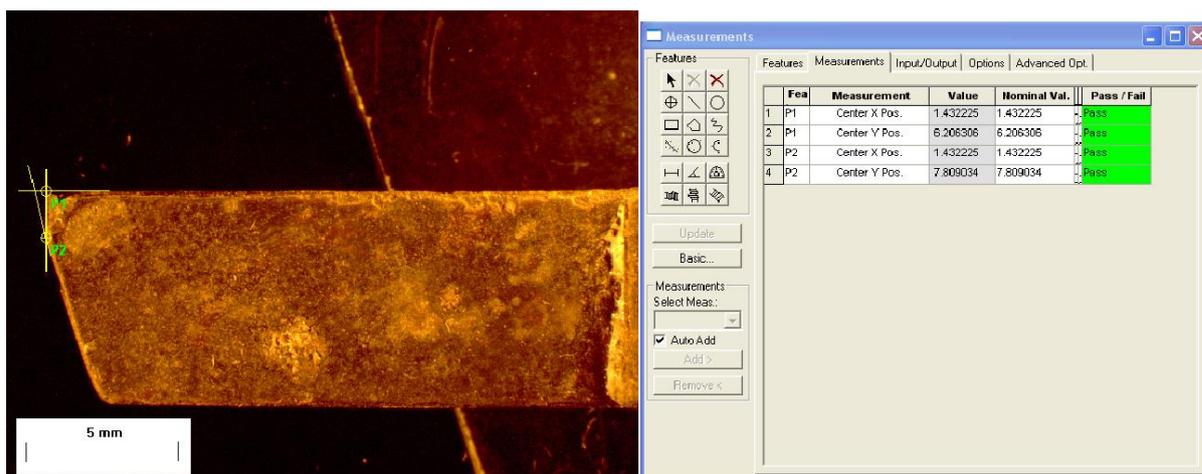


Figura 28 - Marca de desgaste da amostra 1 (VB=1,60mm).

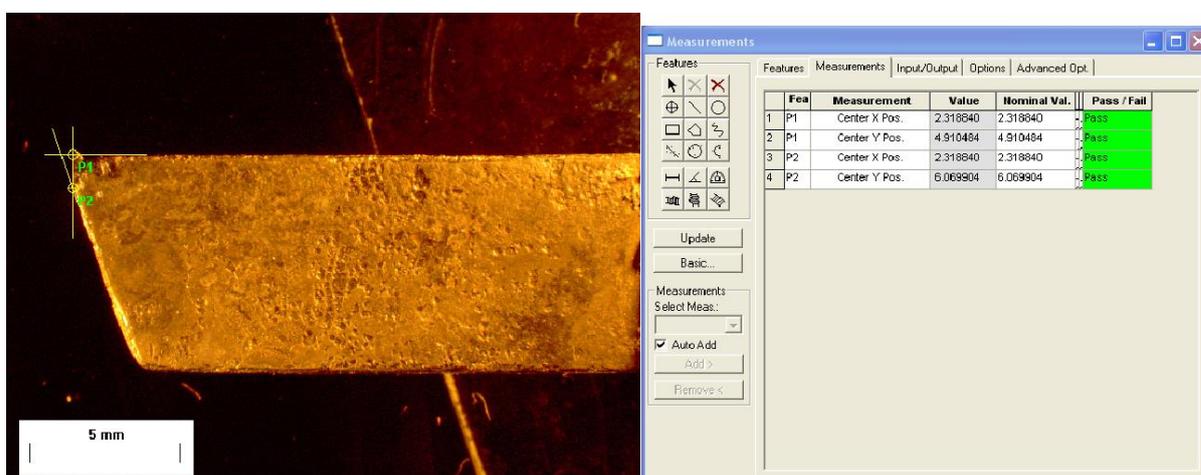


Figura 29 - Marca de desgaste da amostra 2 (VB=1,15mm).

Apesar das amostras atingirem valores de dureza muito altos na camada boreta, até 2350 HV próximo a superfície, as mesmas não obtiveram resultados satisfatórios nos testes de usinagem. Este resultado pode ter ocorrido devido a uma espessura insuficiente na camada de boretos, a qual não resistiu ao severo processo de usinagem. Há ainda outras possíveis causas como o comportamento frágil intrínseco aos materiais de elevada dureza, tensões residuais originadas durante o processo de boretação ou ainda micro trincas originadas entre as fases FeB e Fe2B durante o torneamento, visto que as fases apresentam coeficientes de dilatação térmica e elasticidade diferentes.

5 CONSIDERAÇÕES FINAIS

O trabalho teve o objetivo de produzir uma camada de boretos no aço AIS H13, através do tratamento superficial de boretação, além da caracterização da camada formada por meio de análises de composição, espessura, dureza, adesividade e avaliação durante ensaio de usinagem. A partir da análise resultados, pode-se enunciar as seguintes conclusões:

- Os parâmetros escolhidos para o tratamento de boretação foram eficazes para originar a camada de boretos com espessura satisfatória como previsto pela literatura.
- A camada de endurecida foi formada pelas fases FeB e Fe₂B, apresentando interface irregular (perfil dente-de-serra) com o substrato;
- Abaixo da camada de boretos formou-se uma subcamada com dureza inferior ao substrato. De acordo com a literatura isto ocorre, pois, esta camada é constituída por ferrita, que se estabiliza devido a elevada concentração de silício (o qual não é solúvel na camada de boretos).
- A camada de boretos apresentou valores muito elevados de dureza nas regiões mais próximas da superfície (aproximadamente 2350 HV), chegando a ser cerca de três vezes maiores do que os valores obtidos no substrato (857 HV_{0,05} no perfil 1 e 663 HV_{0,05} no perfil 2).
- Verificou-se excelente aderência da camada de boretos através de indentação Vickers na interface com a subcamada. Não houve deslocamento ou o aparecimento de trincas ao longo da fronteira entre as diferentes camadas. Entretanto, devido sua elevada dureza, a camada de boretos apresenta grande fragilidade, notando-se o aparecimento de trincas durante as medições de dureza com indentação Vickers.
- Apesar da elevada dureza e boa aderência da camada de boretos com a subcamada, os testes de usinagem mostraram falha completa das amostras pois houve lascamento seguido por superaquecimento do gume das ferramentas. Pode-se atribuir este resultado a uma espessura insuficiente da camada de boretos para a aplicação em usinagem. Além disso, comprovou-

se a existência de duas fases (FeB e Fe₂B) distintas na camada de boretos. Tal heterogeneidade pode ser prejudicial à estrutura do material, uma vez que estas fases apresentam propriedades mecânicas e coeficientes de expansão térmica diferentes, podendo originar concentrações de tensão e conseqüentemente trincas.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Análise do efeito da boretação utilizando diferentes substratos com potenciais para aplicação como ferramentas de usinagem (aço AISI D2, AISI M45);
- Análise de diferentes composições e espessuras da camada de boretos alterando-se os parâmetros do processo de boretação (temperatura, tempo, porcentagem de alumínio);
- Realização do tratamento de TRD (Tratamento termo-reativo de deposição e difusão) no aço AISI H13.

7 REFERÊNCIAS

ALLAOUI, O.; BOUAOUADJA, N.; SAINDERNAN, G. Characterization of boronized layers on a XC38 steel. **Surface and Coatings Technology**, v. 201, n. 6, p. 3475-3482, 2006.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS. Heat Treating. In: **Metals Handbook**, vol. 4, p. 1000-1013. 1991.

BADINI, C.; GIANOGLIO, C.; PRADELLI, G. The effects of carbon, chromium and nickel on the hardness of borided layers. **Surface and Coatings Technology**, v. 30, n. 2, p. 157-170, 1987.

BEJAR, M.; MORENO, E. Abrasive wear resistance of boronized carbon and low-alloy steels. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 173, n. 3, p. 352-358, 2006.

CALLISTER, W. D. JR. **Ciência e engenharia de materiais, uma introdução**; Quinta Edição, Rio de Janeiro, LTC, 2002.

CHICCO, B.; BORBIDGE, W/E/; SUMMERVILLE, E. Engineering the subsurface of borided AISI H13 steel. **Surf Eng.**, v14, n.1, p.25-30, 1998.

CHIAVERINI, V. **Aços e Ferros Fundidos**; Sétima edição, São Paulo, ABM, 2008.

CHILD, H.C.; PLUMB, S.A.; McDERMOTT, J.J. Carbide Layer Formation on Steels in Fused Borax Baths. Proceeding of the Heat Treatment 84. **The Metals Society**, p. 5.1-5.7, 1984.

COLLINS, D. N. Deep cryogenic treatment of tool steels: a review. **Heat Treatment of Metals**, v. 23, n.2, p. 40-42, 1996

FERRARESI, D. **Fundamentos da usinagem dos metais**, Segunda Edição, São Paulo, Edgard Blucher Ltda, 1977

HECK, S. C. **Influência da boretação com pó na resistência ao desgaste, corrosão e oxidação dos aços AISI 1060 e AISI H13**, 2010. Universidade de São Paulo.

MARTINI, C.; PALOMBARINI, G.; CARBUCICCHIO, M. Mechanism of thermochemical growth of iron borides on iron. **Journal of Materials Science**, v. 39, n. 3, p. 933-937, 2004.

MARTINI, C.; PALOMBARINI, G.; POLI, G.; PRANDSTRALLER, D. Sliding and abrasive wear behaviour of boride coatings. **Wear**, v. 256, p. 608-613, 2004.

MATIŠAOVSKÝ, K.; CHRENKOVÁ-PAUČÍROVÁ, M.; FELLNER, P.; MAKTA, M. Electrochemical and thermochemical boriding in molten salts. **Surface Coating Technology**, v.35, p.133-149, 1988.

OLIVEIRA, C. K. N. **Avaliação de camadas de carbonetos e de boretos produzidas nos aços AISI H13 e D2 por meio de tratamento termo-reativos**, 2006. Universidade de São Paulo.

SAHIN, S. Effects of boronizing process on the surface roughness and dimensions of AISI 1020, AISI 1040 and AISI 2714. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 209, n. 4, p. 1736-1741, 2009.

STEMMER, C. E. **Ferramentas de Corte I**; Quinta Edição, Florianópolis, Editora da UFSC, 2001.

SUBRAMANIAN, C.; STRAFFORD, K. N. Review of multicomponent and multilayer coatings for tribological applications. **Wear**, v. 165, p. 85-95

TAKTAK, S. Some mechanical properties of borided AISI H13 and 304 steels. **Materials & Design**, v. 28, n. 6, p. 1836-1843, 2007.

ANEXO A – CERTIFICADO DE ESPECTOMETRIA

 Tecnologia de Materiais Ltda.	REGISTRO DE ENSAIO	Identificação:	FORM 4.13-02
		Página:	1 de 1
	ESPECTROMETRIA DE EMISSÃO ÓPTICA	Data:	08/05/2014
		Revisão:	00

Amostra (s):	42486	Data da realização do ensaio:	30/10/14
Descrição:	Amostra H11	Temperatura durante o ensaio:	24°C
Relatório (s):	1	Umidade durante o ensaio:	44% UR
Técnico executante:	Luz	Equipamento utilizado:	<input checked="" type="checkbox"/> ESPEC-01 <input type="checkbox"/> ESPEC-02
Assinatura:	le.	Padrão utilizado:	1769
		Observação:	

Amostra : 42486-ALUMO-UTFR-AMOSTRA H11
 Liga : BXLIGA Modo :PA 30-Out-2014 Hora 19:08

Queima 1

Fe 91.68	C 0.383	Si 0.973	Mn 0.406	P 0.038
S 0.038	Cr 3.936	Ni 0.293	Mo 1.389	Cu 0.199
Al 0.022	Ti 0.003	V 0.601	Sn < 0.008	B < 0.0000
Nb 0.0172	Zr 0.0227			

Queima 2

Fe 91.70	C 0.385	Si 0.971	Mn 0.425	P 0.037
S 0.040	Cr 3.920	Ni 0.289	Mo 1.381	Cu 0.186
Al 0.022	Ti 0.004	V 0.601	Sn < 0.008	B < 0.0000
Nb 0.0181	Zr 0.0234			

Queima 3

Fe 91.76	C 0.382	Si 0.954	Mn 0.413	P 0.037
S 0.038	Cr 3.937	Ni 0.286	Mo 1.347	Cu 0.181
Al 0.022	Ti 0.004	V 0.598	Sn < 0.008	B < 0.0000
Nb 0.0171	Zr 0.0228			

Queima 4

Fe 91.64	C 0.384	Si 1.002	Mn 0.417	P 0.042
S 0.041	Cr 3.915	Ni 0.301	Mo 1.375	Cu 0.205
Al 0.023	Ti 0.003	V 0.608	Sn < 0.008	B < 0.0000
Nb 0.0189	Zr 0.0244			

Media

Fe 91.69	C 0.384	Si 0.975	Mn 0.415	P 0.039
S 0.039	Cr 3.927	Ni 0.292	Mo 1.373	Cu 0.193
Al 0.022	Ti 0.003	V 0.602	Sn < 0.008	B < 0.0000
Nb 0.0178	Zr 0.0233			


 RESALVA PARA % C.V.
 REF. 5% VILARES P/H11