



ESCOLA POLITÉCNICA DA UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA

PMC-581 Projeto Mecânico II

***ESTUDO COMPARATIVO ENTRE
BORETAÇÃO E NITROCEMENTAÇÃO
EM TUCHOS AUTOMOTIVOS***

Ricardo Gava Garcia N°.USP 2030011
Walter Oda N°.USP 2014423

Prof. Orientador: Amilton Sinatora
Prof. Coordenador: Edson Gomes

São Paulo, Dezembro de 2000

15
Sete Cinco
Amilton Sinatora
Edson Gomes
21/12/00

DEDALUS - Acervo - EPMN



31600005951

ÍNDICE

ÍNDICE	1
1. Introdução	3
2. Objetivo	4
3. Modelos de fadiga de contato e <i>scuffing</i>	4
4. Materiais e Métodos para Tratamentos	14
4.1. Cementação e Carbonitretação	14
4.1.1. Introdução	14
4.1.2. Meios para realização dos processos	15
4.1.3. Mecanismo de cementação	16
4.1.4. Mecanismo de carbonitretação	18
4.2. Boretação	19
4.2.1. Introdução	19
4.2.2. Mecanismo do Processo	20
4.2.3. Composto em pó	20
4.2.4. Composto em pasta	21
4.2.5. Características da Camada Boretada	21
4.2.6. Vantagens da Boretação	24
4.2.7. Desvantagens da Boretação	25

4.2.8. Boretação de Metais Ferrosos.....	26
4.2.9. Características das camadas de FeB e de Fe ₂ B.....	26
4.2.10. Influência dos elementos de liga.....	28
4.2.11. Tratamento térmico após a boretação.....	30
4.3. Têmpera e Revenido	30
5. Materiais e Métodos para Ensaios	31
5.1. Metodologia dos Ensaios	33
5.2. Ensaios em Amostras 16MnCr5 Nitrocementadas	35
5.3. Ensaios em Amostras 1020 Nitrocementadas e Boretadas	36
6. Fenômenos	36
6.1. Modelo de Hofer-Block.....	37
6.2. Modelo de Arrehnius	37
7. Conclusões.....	37
Anexo A.....	39
Anexo B	53
Anexo C	64
Referências bibliográficas.....	69

1. Introdução

O movimento de uma superfície sólida sobre outra, assim como as consequências que isso implica, constituem objeto de estudo de grande importância no funcionamento dos mais diversos tipos de mecanismos, sejam naturais ou produtos de engenharia.

A ciência e a tecnologia da interação das superfícies em movimento relativo, envolvendo o estudo do atrito, desgaste e lubrificação, recebe o nome de *tribologia* e suas descobertas têm ajudado a desenvolver materiais e tratamentos que possibilitam construir equipamentos cada vez mais duráveis e confiáveis.

O motivo está no desgaste. Sempre que existe movimento de uma superfície sobre outra, ocorre o desgaste que, por sua vez, pode ser definido como o dano causado a uma ou mais superfícies, geralmente implicando em perda progressiva de material. Na grande maioria dos casos, o desgaste acaba sendo prejudicial por acarretar folgas maiores entre os componentes móveis, surgimento de graus de liberdade indesejáveis, perda de precisão, vibrações, aumento da carga mecânica e falha por fadiga. A perda de material é uma consequência que pode vir a provocar falha de operação inclusive em máquinas de grande porte.

Um método para reduzir o atrito e o desgaste consiste na lubrificação das superfícies. Dessa forma, o estudo da lubrificação está intimamente ligado ao do atrito e desgaste. Contudo, esse estudo deve levar em consideração a topografia das superfícies, a maneira como elas interagem no contato, os fatores que influenciam o atrito e a resposta dos materiais empregados.

Outro método, dessa vez empregado para aumentar a resistência à fadiga, consiste em submeter o material a tratamentos que lhe fornecem características de durabilidade como, por exemplo, maior dureza superficial e resistência à corrosão.

O mecanismo de desgaste pode ser ainda classificado em desgaste por deslizamento ou por partículas sólidas – abrasão e erosão – e sua análise é fundamental na formulação de um modelo satisfatório.

A rigor, as irregularidades das superfícies poderiam ser analisadas até o nível molecular ou atômico. No entanto, até mesmo os mais polidos materiais de engenharia não requerem tal precisão dimensional, de forma que métodos que apresentem sensibilidade comparável à da microscopia eletrônica e que utilizem os recursos normais de metalografia são adequados ao levantamento do perfil topográfico.

2. Objetivo

O presente trabalho tem como objetivo analisar a resistência à falha no filme de óleo lubrificante, denominada *scuffing*, no caso de tuchos de larga aplicação nos motores da indústria automotiva. São levantados os resultados em dois tipos de tratamento: carbonitretação e boretação.

3. Modelos de fadiga de contato e *scuffing*

Na grande maioria das aplicações em que ocorre desgaste por deslizamento, as superfícies encontram-se inicialmente lubrificadas de alguma forma. Em condições severas de operação, surge um fenômeno caracterizado como fadiga de contato e que também pode ser associado às palavras *scuffing*, *scoring* e *galling*. Contudo, a designação varia conforme o país. No Reino Unido, a palavra *scuffing* refere-se ao dano superficial localizado e associado a micro-soldas entre as superfícies em deslizamento. O termo é freqüentemente utilizado para descrever a falha no filme lubrificante, normalmente em altas velocidades. Nos Estados Unidos, o termo *scoring* pode ser encontrado como sinônimo de *scuffing* e ambos também podem implicar em algum tipo de desgaste abrasivo. Já o termo *galling* representa uma forma mais severa de *scuffing*, devido a soldas localizadas, e está associado a danos maiores na superfície. Estes são provocados por deslizamento entre as superfícies, geralmente sem

lubrificação e a baixas velocidades, afetando suas rugosidades, através de deslocamento de fragmentos do material.

O desenvolvimento de um modelo confiável para predizer a ocorrência do fenômeno de *scuffing* requer a compreensão de seu mecanismo, e de como ele se inicia. O processo pode ser considerado catastrófico, na medida em que produz danos severos nas superfícies sólidas em deslizamento, a tal ponto de torná-las inutilizáveis. Ele pode ocorrer em engrenagens e outros mecanismos lubrificados que operam numa combinação de altas cargas de contato e deslizamento. O fenômeno é conhecido há muitos anos e várias tentativas têm sido feitas para defini-lo. Contudo, nenhum método de prevenção ao *scuffing* é completamente aceito com segurança, e uma das razões principais é que o mecanismo que o inicia ainda não foi totalmente comprovado. Várias hipóteses já foram levantadas, e as principais encontram-se a seguir, na Figura 1, em ordem de aparição:

Hipótese	Autor	Ano
1 Temperatura crítica de contato	Block	1937
2 Força de atrito crítica	Matveevsky	1948
	Bell & Dyson	1972
3 Instabilidades termoelásticas	Barber	1969
4 Filmes finos de lubrificação	Christensen	1972
5 Geração de pressões internas	Dyson	1976
6 Influência de partículas dos debrí	Ludema	1984
7 Surgimento de asperezas	Jacobson, et alii	1987

Figura 1: Principais modelos de *scuffing*

Em geral, cada um dos modelos desenvolvidos está baseado em um mecanismo particular de falha no filme lubrificante, embora isto não seja explícito nos dois primeiros modelos. Dos que foram listados, os mais conhecidos são os de *Block* e *Dyson*.

A hipótese de *Block* (1937) diz que o *scuffing* ocorre quando a máxima temperatura no contato chega a um valor crítico. Há referência à temperatura de dissociação e de fusão do lubrificante, ou a temperatura na qual o filme lubrificante enfraquece sob regime elastohidrodinâmico(EHD) a altas pressões, e escoa lateralmente, caracterizando a falha. Apesar de formulada há mais de 50 anos, a hipótese de *Block* é provavelmente a mais aplicada, talvez pela simplicidade conceitual.

O modelo de *Block* não leva em conta a parte da teoria elastohidrodinâmica(EHD) que sugere que a formação do filme fluido não depende da temperatura no centro do contato, mas sim das condições nas proximidades da entrada. O modelo de *Dyson*(1976), por sua vez, é baseado na análise da teoria EHD e estabelece que o *scuffing* ocorre quando um campo insuficiente de pressões é gerado nas proximidades da entrada do filme EHD. Isto ocorre quando a viscosidade do lubrificante na entrada do contato é reduzida abaixo de um valor crítico, normalmente devido a um aumento na temperatura, ou quando a rugosidade da superfície de contato torna-se tal que a maior parte da pressão de entrada é suportada através das asperezas e o fluido lubrificante não recebe a pressão suficiente, diminuindo sua viscosidade, o que compromete o contato. O modelo de *Dyson*, embora simples conceitualmente, é difícil de ser aplicado na prática, pela necessidade de se levar em conta a influência da rugosidade da superfície na entrada do contato. A distribuição da rugosidade, além de ser estocástica, também varia muito durante os testes.

Esses dois modelos têm sido exaustivamente testados, inclusive com resultados contraditórios. O maior problema ao determinar qual seria o modelo mais apropriado é que todas as teorias, com exceção da teoria de *Ludema*, dependem basicamente do conceito de uma temperatura crítica alcançada, seja na entrada, no centro ou nas laterais do contato. Nos ensaios, as temperaturas tendem a variar dentro do sistema. Um segundo problema é que os modelos são originalmente elaborados para serem aplicados a lubrificantes que não contêm aditivos químicos. As aplicações

modernas utilizam aditivos ou operam sob condições que produzem alterações químicas no lubrificante.

O modelo de *Ludema* sugere que o *scuffing* ocorre quando as partículas dos debríss carregam carga suficiente para reduzir a pressão do fluido abaixo de um valor estável. Trata-se de uma contribuição pouco conhecida no desenvolvimento dos modelos de *scuffing*.

Recentemente, em 1995, *Enthoven* e *Spikes* divulgaram um ensaio produzido na Inglaterra, em que uma esfera de aço, parcialmente imersa num lubrificante, é carregada e rotacionada, com auxílio de um motor, contra uma superfície de safira. O carregamento é aumentado em estágios até que ocorra o *scuffing*. Como a safira é transparente, tanto para a radiação visível quanto para a radiação infravermelha, torna-se possível observar e medir diretamente as condições no contato antes e durante o *scuffing*. É fácil saber quando ocorre o *scuffing*, pois há um aumento repentino no atrito, que pode ser medido com o auxílio de extensômetros, além de um barulho característico. Dessa forma, os mecanismos de *scuffing* podem ser diretamente testados no contato, conforme ilustra a Figura 2.

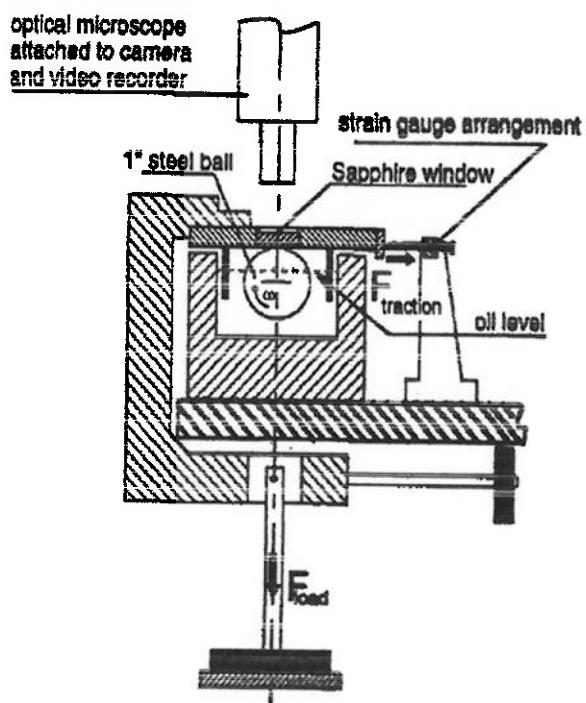


Figura 2: Esquema do ensaio

Os autores do ensaio acreditam que a insegurança em saber qual modelo deve ser aplicado está no fato de que a maioria das pesquisas é essencialmente indireta, tratando a região do contato como uma caixa preta, e em uma pequena gama de condições, lubrificantes e materiais. Isto faz com que os resultados sejam limitados, uma vez que não há como confirmar o mecanismo que está por trás do colapso do filme.

Dois métodos de observação são empregados. No primeiro, a temperatura da esfera de aço sobre o contato é plotada continuamente usando-se um microscópio infravermelho. Este método mostra que o *scuffing* não ocorre nem na temperatura crítica máxima, nem na temperatura crítica de entrada. No segundo método, uma câmera de vídeo é usada para monitorar o contato visualmente durante o *scuffing*. Este método sugere que, para uma variedade de lubrificantes diferentes, o início do *scuffing* é sempre seguido do aumento da presença de resíduos de desgaste na entrada do contato. Isto causa a diminuição da resistência do contato seguido de repentino *scuffing* na saída do contato.

Os resultados finais obtidos deste modelo sugerem que, para o sistema estudado, o *scuffing* deve ser iniciado não por alguma condição de temperatura crítica, mas pela acumulação de partículas de resíduo de desgaste no contato.

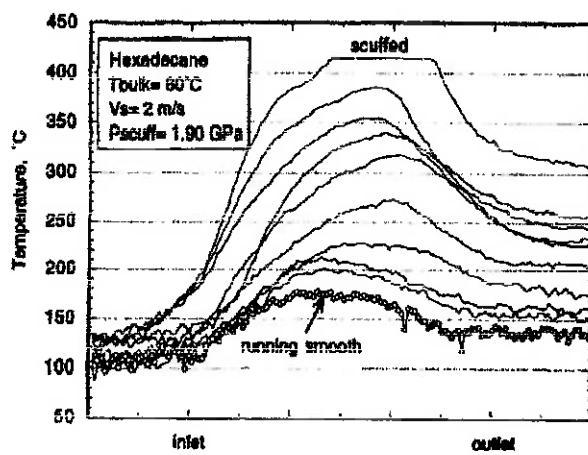


Figura 3: Perfis de temperatura (microscópio infravermelho)

A figura 3 mostra 10 sucessivos perfis de temperatura para um teste usando lubrificante hexadecano, purificado com alumina ativada e sílica em pó, à temperatura de 80°C, carga de 250N, velocidade de deslizamento de 2 m/s, sendo que os perfis têm intervalo de amostragem de 0,06 segundo.

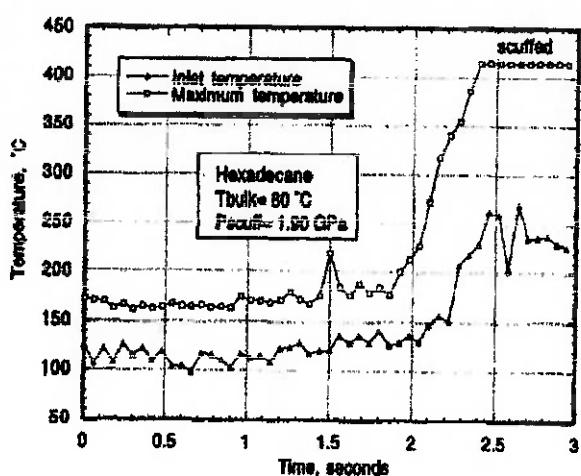


Figura 4: Variação na temperatura de entrada e de contato máximo nos últimos três segundos do teste com hexadecano

A figura 4 mostra as temperaturas máxima e de entrada de 50 sucessivos perfis de temperatura para um teste usando lubrificante hexadecano à temperatura de 80°C, carregamento de 250N, velocidade de deslizamento de 2 m/s, sendo que os perfis tem intervalo de amostragem de 0,06 segundo. É possível visualizar que ambas crescem sensivelmente num intervalo menor que 0,3 segundo.

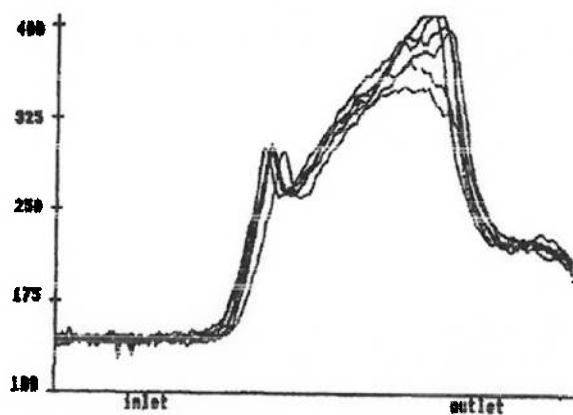


Figura 5: Perfis de temperatura antes e durante o *scuffing*, usando fluido de tração

A figura 5 mostra os sete últimos e sucessivos perfis de temperatura para um teste usando fluido de tração à temperatura de 100°C, carregamento de 350N, velocidade de deslizamento de 2 m/s, sendo que os perfis tem intervalo de amostragem de 0,06 segundo. O teste evidencia o aumento de temperatura no contato durante o *scuffing*. Os picos apresentam valores muito mais altos do que os do fluido, devido aos altos valores para o coeficiente de atrito, como era esperado para um fluido de tração.

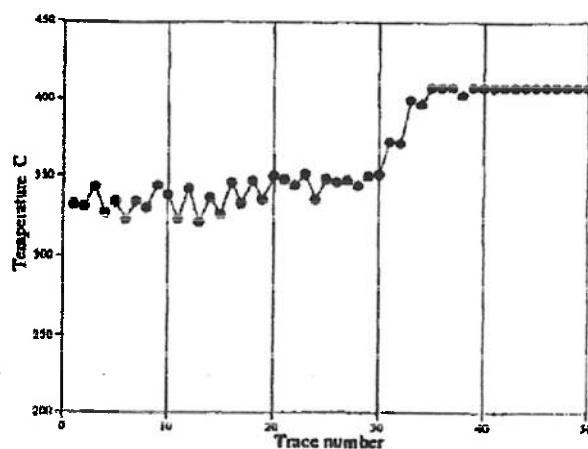


Figura 6: Variação na temperatura de entrada e de contato máximo nos últimos 3 segundos do teste com o fluido de tração

A sequência de 10 fotografias tiradas de um dos testes é mostrada nas figuras 7(a) até 7(j) . Este é um teste usando lubrificante hexadecano à temperatura de 80°C, carregamento em degraus de 50N a cada dois minutos e velocidade de deslizamento de 2 m/s.

A primeira fotografia, figura 7(a), mostra o contato estacionário com uma carga de 50N. A segunda fotografia, figura 7(b), foi tirada logo que o motor foi acionado. O carregamento ainda é de 50N e a entrada do contato pode ser visualizada do lado esquerdo.

A figura 7(c) mostra o contato durante o estágio com carregamento de 150N. Uma região mais escura, que está situada na superfície da esfera de aço, pode ser vista na metade superior da área de contato.

A próxima fotografia, figura 7(d), foi tirada com carregamento de 200N e nela pode ser visualizado que linhas escuras apareceram em quase toda a superfície da esfera. Na parte de cima da área de contato um novo fenômeno foi observado. Aparecem partículas negras de desgaste que começam a se acumular na entrada do contato.

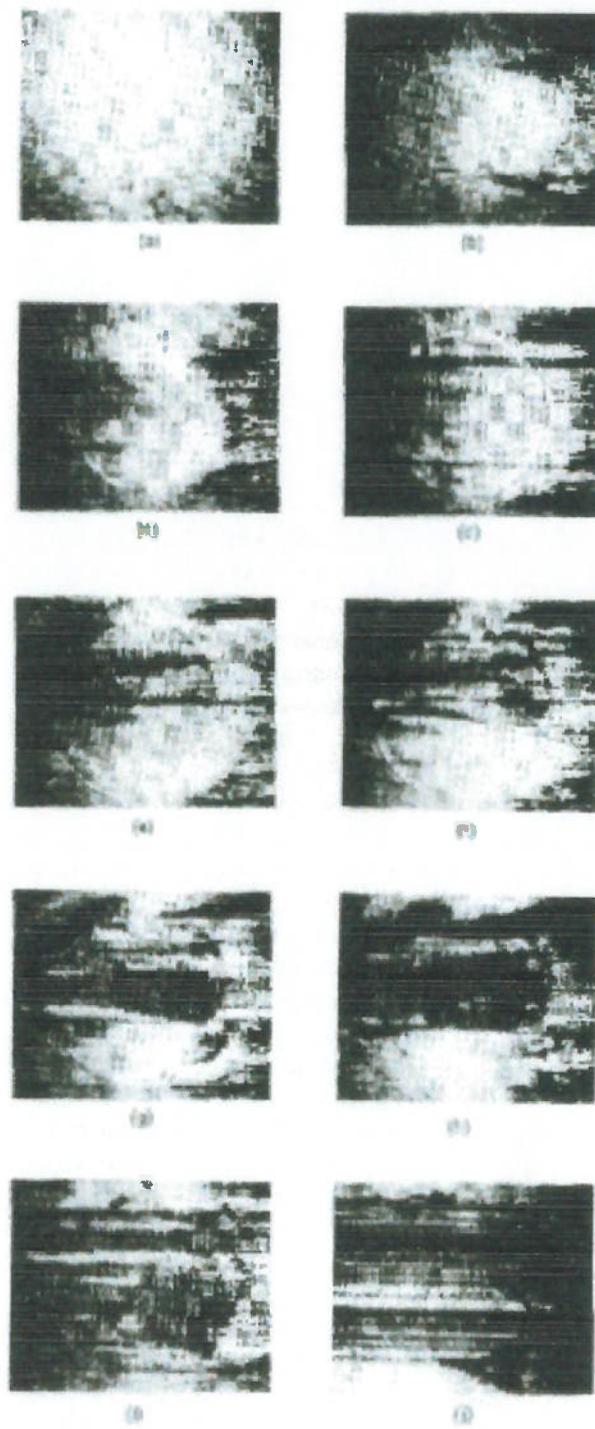


Figura 7: Quadros obtidos com a câmera de vídeo durante teste de scuffing com hexadecano

As figuras 7(e) até 7(i) são fotografias tiradas no último estágio de carregamento com 250N. Na figura 7(e) pode ser vista uma grande

quantidade de partículas acumuladas na área de entrada do contato. A figura 7(f) mostra o início do *scuffing*. Uma pequena mancha escura pode ser vista na linha de centro da área de contato, quase na extremidade da saída do contato. Na figura seguinte, esta mancha aumenta exageradamente, e na figura 7(h) apenas uma pequena parte do contato pode ser vista. O colapso ocorre na figura 7(i). O intervalo de tempo entre 7(f) e 7(i) é menor do que um segundo.

Dessa forma, o pico de temperatura na entrada de contato observada na figura 5 pode ser interpretado agora como resultado do acúmulo de partículas no centro da entrada de contato logo antes de ocorrer o *scuffing*. Tais partículas provavelmente têm alta emissividade e assim aparentam apresentar uma temperatura mais alta do que a do material circundante.

Os resultados das medições de temperatura indicam que o *scuffing* não ocorre nem na temperatura crítica de contato máximo, nem na temperatura de entrada. A ausência de uma temperatura crítica de contato máximo coloca em dúvida a validade da hipótese de *Block*. Entretanto, a correlação entre o *scuffing* e a espessura do filme na entrada não refuta necessariamente o modelo de *Dyson*. Uma vez que a espessura do filme depende da viscosidade na entrada e, portanto, da temperatura na entrada, é possível que a rugosidade tenha variado durante o teste, devido ao desgaste.

Entretanto, a visualização do contato sugere um modelo diferente: o *scuffing* é disparado pelo acúmulo de deíbris na entrada do contato, resultantes do desgaste. Isso leva a um crescimento do perfil da camada de *scuffing* na saída do contato. A temperatura, naturalmente, participa na natureza do processo: o colapso do filme leva a um aumento exagerado do atrito, que ocasiona altas temperaturas, favorecendo a propagação do colapso.

Baseado nesses elementos, conclui-se que:

- o *scuffing* ocorre quando o índice de retenção de debris sólidos é suficiente para bloquear a entrada do contato e causar insuficiência de lubrificante;
- em muitos casos, esses debris originam-se do desgaste, produzindo óxidos e outros materiais particulados;
- uma vez que o nível de desgaste depende da carga e da velocidade de deslizamento, a ocorrência de *scuffing* também dependerá;
- alguns aditivos podem aumentar a carga necessária para o *scuffing*, uma vez que reduzem o nível de desgaste e limitam a adesão das partículas provenientes do desgaste na entrada do contato.

As conclusões levantadas guardam uma relação direta, através das condições de ocorrência de *scuffing*, com as equações relacionadas aos modelos de desgaste, conforme abordado no capítulo referente aos fenômenos envolvidos.

4. Materiais e Métodos para Tratamentos

4.1. Cementação e Carbonitretação

4.1.1. Introdução

A *cementação* e a *carbonitretação* são dois dos processos que podem ser utilizados para produzir uma camada superficial de maior dureza em ligas ferrosas. Os processos são similares na medida em que ambos introduzem um agente na superfície da liga, sob altas temperaturas, modificando a composição da camada superficial. As propriedades finais são atingidas posteriormente, por meio de um tratamento térmico apropriado.

Cementação é um processo em que metal ferroso austenítico é colocado em contato com um meio contendo átomos de carbono com potencial suficiente para provocar a absorção do carbono pela superfície e, por difusão, criar um gradiente de concentração de carbono entre a superfície e o interior do metal. Por essa definição, há dois fatores que podem regular a cementação: a capacidade de absorção de carbono na superfície e a difusão de carbono no metal.

Carbonitretação é um processo em que metal ferroso austenítico é colocado em contato com um meio contendo átomos de carbono e nitrogênio, que são absorvidos simultaneamente na superfície e difundidos no metal para produzir a camada de tratamento. A carbonitretação também é chamada de *cianetação a gás* ou *nitrocarbonetação*.

4.1.2. Meios para realização dos processos

A cementação pode ser realizada em atmosfera gasosa carburizante, em banho de sais em líquido carburizante, ou ainda em meio sólido. Neste último caso, a espessura mínima para o composto carburizante que recobre a superfície é de 13 mm. A carbonitretação é um processo de cementação a gás modificado. A modificação consiste em se introduzir amônia na atmosfera gasosa carburizante.

A atmosfera pode ser composta principalmente de nitrogênio, monóxido de carbono e hidrogênio, adicionada de um hidrocarboneto gasoso ou vaporizado. Dentro do forno, os hidrocarbonetos gasosos, denominados de gases enriquecedores, são quebrados em monóxido de carbono, dióxido de carbono, metano e vapor de água. Destes compostos:

- monóxido de carbono e metano são fontes de carbono;
- nitrogênio e hidrogênio diluem a atmosfera;
- e os balanços químicos entre monóxido e dióxido de carbono; hidrogênio e vapor de água, controlam o potencial de carbono da mistura.

O sólido carburizante é semelhante ao gás, já que a fonte principal de carbono na superfície é o monóxido de carbono gasoso. Em ambos, o carbono nascente absorvido pelo aço é formado pela decomposição do monóxido de carbono em carbono e dióxido de carbono. Entretanto, no sólido carburizante, o dióxido de carbono resultante dessa decomposição reage imediatamente com o meio para produzir monóxido de carbono, ao passo que no gás carburizante deve-se adicionar gases enriquecedores à atmosfera do forno, provenientes de uma fonte externa.

A fonte de carbono no líquido carburizante normalmente é um banho de sais contendo baixos teores de cianetos. Camadas produzidas em meio gasoso ou sólido apresentam apenas carbono como agente do processo. Camadas produzidas em meio líquido contendo sais com cianetos apresentam nitrogênio em adição ao carbono. Contudo, a cementação em meio líquido pode ser distinguida da carbonitretação pela natureza e composição da camada produzida: a carbonitretação produz camadas com maiores teores de nitrogênio e menores teores de carbono quando comparadas à cementação em meio líquido. A carbonitretação raramente produz camadas que ultrapassem 0,25 mm, enquanto a cementação em meio líquido pode produzir camadas de 6 mm ou mais. Por outro lado, a carbonitretação geralmente substitui a cianetação já que produz camadas similares sem a desvantagem dos problemas ambientais relacionados aos resíduos industriais contendo cianetos.

A cementação em meio líquido também pode ser realizada em banho de sais que não contenham cianetos. O carbono é obtido pela reação com carbono particulado disperso em banho contendo alta porcentagem de carbonatos. Há duas grandes vantagens ao se evitar os cianetos: a camada resultante não contém nitrogênio e o impacto ambiental é bastante reduzido, já que os resíduos do processo não são tóxicos.

4.1.3. Mecanismo de cementação

No processo de cementação, o carbono livre é absorvido na camada superficial de uma peça metálica, geralmente de aço, que apresenta baixa

porcentagem relativa de carbono. Esse carbono livre é derivado de uma substância gasosa ou líquida em contato com a superfície do metal por meio de reações químicas que não o envolvem mas podem ser catalisadas pela sua presença. A absorção de carbono estabelece um gradiente de concentração, e os átomos de carbono se afastam da superfície por difusão.

Teoricamente, a camada superficial do metal pode atingir porcentagens de carbono determinadas pelo potencial de carbono do meio e pela temperatura de cementação, mas sem exceder o limite de solubilidade do metal. Por exemplo, aços de baixo carbono podem desenvolver um teor de carbono na superfície de cerca de 0,9% a 790 °C ; 1,05% a 845 °C ; 1,2% a 900 °C ; e 1,4% a 955 °C. Mas, se o balanço químico do meio fornece um potencial de 0,8%, esse teor de carbono não será ultrapassado sem variar a temperatura do processo.

Na maioria dos casos, o potencial de carbono do meio é controlado e altas temperaturas são utilizadas, geralmente na faixa de 850 a 950 °C. Contudo, podem ser utilizadas temperaturas tão baixas quanto 790 °C e tão altas quanto 1095 °C, desde que observadas as limitações do forno. A principal vantagem em usar altas temperaturas está no aumento das taxas de absorção e difusão, o que reduz o tempo do processo.

Essas taxas dependem de uma série de fatores. Estima-se que cerca de 180 reações químicas ocorrem simultaneamente em uma atmosfera gasosa carburizante. Carbono é adicionado rapidamente, logo no início do processo, quando há uma grande diferença entre o potencial da atmosfera e o teor da superfície. À medida que a porcentagem de carbono na camada superficial aumenta, a taxa de absorção diminui, devido à alteração no gradiente de concentrações entre atmosfera e camada superficial.

Inicialmente, a quantidade de carbono difundida da superfície em direção ao núcleo é pequena, pois o gradiente de concentrações é pequeno. À medida que a concentração de carbono na superfície aumenta, a força de difusão também aumenta. Exceto em ciclos longos, as reações de absorção do carbono não acompanham as taxas de difusão e, por esta razão, a taxa

de absorção de carbono é o fator de controle durante a maioria dos processos de cementação.

A cementação é executada quase que exclusivamente em aços, para produzir uma camada dura e resistente ao desgaste, sobre um núcleo tenaz. As propriedades finais são atingidas através de tratamentos térmicos apropriados após as fases de absorção e difusão do carbono. Algumas peças são temperadas, enquanto outras podem ser colocadas em serviço sem têmpera.

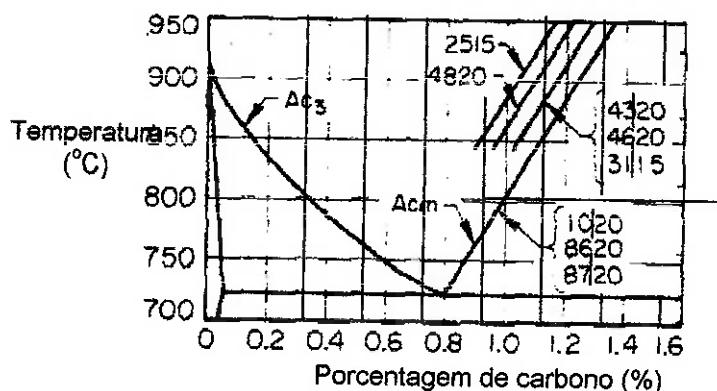


Figura 1: Limites aproximados de solubilidade de carbono em austenita para oito aços diferentes, sobrepostos no diagrama ferro-carbono

A Figura 1 mostra uma linha do diagrama ferro-carbono em um gráfico da solubilidade do carbono na austenita pela temperatura, para diferentes aços-carbono. Esta linha, denominada A_{cm} , move-se para a esquerda no diagrama de equilíbrio para a maioria dos elementos de liga. A figura foi obtida a partir de cimentações experimentais e mostra os limites aproximados de concentração de carbono na superfície para o aço 1020 e para sete graus de cimentação em aços-liga, sobrepostos em uma parte do diagrama ferro-carbono.

4.1.4. Mecanismo de carbonitretação

Na carbonitretação, a amônia adicionada à atmosfera de gás carburizante se dissocia para produzir hidrogênio e nitrogênio monoatômico, sendo este último absorvido na superfície da peça junto com o carbono do gás. A adição de nitrogênio apresenta três efeitos importantes:

- inibe a difusão de carbono, favorecendo a produção de camadas finas;
- aumenta a temperabilidade, favorecendo o surgimento de camadas muito duras que são facilmente polidas e altamente resistentes ao desgaste;
- apresenta formação de nitritos, aumentando ainda mais a resistência ao desgaste.

Assim como na cementação, as propriedades finais na carbonitretação são atingidas sob condições de não-equilíbrio. As concentrações da amônia e dos gases enriquecedores adicionados na atmosfera determinam parcialmente os teores de nitrogênio e carbono na superfície do metal. O tempo e a temperatura de processo determinam as concentrações finais de nitrogênio e carbono, e também a espessura total da camada.

Os aços mais comumente carbonitretados incluem os tipos 1000, 1100, 1200, 1300, 4000, 4100, 4600, 5100, 6100, 8600 e 8700, com teores de carbono até 0,25%. Entretanto, costuma-se também carbonitretar peças de aço-carbono ou aço-liga, com teor de carbono médio, obtendo-se assim uma camada fina de maior dureza e maior resistência ao desgaste do que a que seria produzida apenas pela têmpera.

4.2. Boretação

4.2.1. Introdução

Boretação é um processo termoquímico de endurecimento superficial que pode ser aplicado a uma ampla variedade de metais ferrosos e não-ferrosos. O processo consiste no aquecimento do material previamente

limpo na faixa de 700 à 1000°C , pelo período de 1 a 12 horas, em contato com o composto de boretação (carboneto de boro), que pode ser em pó, em pasta, líquido ou gasoso. Outros processos termoquímicos de boretação incluem as técnicas de boretação a gás como a boretação a plasma e a boretação por camada fluida.

Se o processo ocorrer adequadamente, e a escolha do material e da espessura da camada boretada forem corretas, a boretação aumenta a vida de peças e ferramentas metálicas se comparada com tratamentos tradicionais como a cementação e a nitretação. Este processo de difusão melhora a dureza superficial e confere resistência à solda a frio, ao desgaste abrasivo e à corrosão de certos ácidos.

4.2.2. Mecanismo do Processo

O composto de boretação consiste de uma mistura de carboneto de boro (B_4C) e ativadores, principalmente utilizados na forma de pó ou em pasta.

4.2.3. Composto em pó

Na boretação com composto em pó, as peças a serem tratadas são colocadas juntas com o pó numa caixa de aço resistente ao calor. As peças devem ser separadas umas das outras de pelo menos 10mm com composto de boretação, e cobertas com uma camada de aproximadamente 50 a 100mm de espessura. Isto confere uma boretação uniforme e garante que a formação e a microestrutura da camada boretada serão influenciadas somente pela atividade do composto de boretação, pela temperatura do tratamento e pelo material que está sendo tratado.

Durante o processo, o boro se difunde para o material e forma a camada boretada. Depois de um tempo suficiente na temperatura de boretação, a caixa é retirada do forno e colocada para resfriar à temperatura ambiente. A superfície boretada resultante é muito dura, da ordem de 2000 HV.

O composto em pó fornece uma camada boretada de excelente qualidade e é particularmente apropriado para tratar peças e ferramentas pequenas. A fina granulação do composto também é ideal para tratar peças com formato complexo. Os grânulos muito finos conferem excelente contato com a superfície do material. Nota-se que o composto em pó pode formar incrustações nas peças durante o processo. Contudo, estas incrustações são facilmente removidas quando as peças são resfriadas.

Estes compostos podem ser usados várias vezes em operações normais de boretação, que tipicamente duram de 3 à 5 horas. Depois de cada ciclo, 30 a 40% do composto em pó é misturado com o composto reciclado. A completa reposição do composto de boretação somente é requerida se o tempo de tratamento for especialmente longo, geralmente superior a 20 horas.

4.2.4. Composto em pasta

Se um forno de atmosfera controlada está disponível, o composto de boretação em pasta pode ser usado como uma alternativa ao composto em pó. A atmosfera controlada determina a máxima espessura obtida da camada boretada.

O composto em pasta foi desenvolvido para reduzir os custos de laboratório e por ser especialmente útil para trabalhos de grande volume. O uso da pasta também torna possível conferir boretação seletiva. A pasta é composta a base de água, portanto não são necessárias medidas de segurança em relação à saúde.

A aplicação do composto de boretação em pasta é feita por espalhamento, borrifação ou imersão. Deve-se tomar cuidado para que não haja formação de bolhas de ar entre a peça e a pasta.

4.2.5. Características da Camada Boretada

Durante a boretação, a difusão e subsequente absorção dos átomos de boro na estrutura metálica da camada superficial do componente formam

compostos de boro intersticiais. A camada resultante pode consistir de uma camada boretada de fase única ou polifásica. A morfologia, o crescimento e a composição das fases da camada boretada são influenciados pelos elementos de liga no material de base. A microdureza da camada boretada também depende fortemente de sua composição e estrutura, assim como da composição do material de base, conforme Tabela 1.

Tabela 1: Ponto de Fusão e microdureza de diferentes fases de boretação formadas durante a boretação de diferentes materiais.

Substrato	Fases constituintes da camada boretada	Microdureza da camada (HV ou Kg/mm ²)	Ponto de fusão (°C)
Fe	FeB	1900-2100	1390
	Fe ₂ B	1800-2000	
Co	CoB	1850	
	Co ₂ B	1500-1600	
Co - 27.5 Cr	Co ₃ B	700-800	
	CoB	2200	
	Co ₂ B	~1550	
Ni	Co ₃ B	700-800	
	Ni ₄ B ₃	1600	
	Ni ₂ B	1500	
Mo	Ni ₃ B	900	
	Mo ₂ B	1660	2000
	MoB ₂	2330	~2100
W	Mo ₂ B ₅	2400-2700	2100
	W ₂ B ₅	2600	2300
Ti	TiB	2500	~1900
	TiB ₂	3370	2980
Ti - 6 Al - 4 V	TiB		
	TiB ₂	3000	

Nb	NbB ₂	2200	3050
	NbB ₄		
Ta	Ta ₂ B		3200-3500
	TaB ₂	2500	3200
Hf	HfB ₂	2900	3250
Zr	ZrB ₂	2250	3040
Re	ReB	2700-2900	2100

Tabela 2: Dureza superficial típica de aços boretados em comparação com outros tratamentos e materiais.

Material	Microdureza (Kg/mm ² ou HV)
Aço doce boretado	1600
Aço AISI H13 boretado	1800
Aço AISI A2 boretado	1900
Aço temperado	900
Aço AISI H13 temperado e revenido	540-600
Aço AISI A2 temperado e revenido	630-700
Aço rápido BM42	900-910
Aço nitretado	650-1700
Aço carbonetado de baixa liga	650-950
Cromo-duro	1000-1200
carbeto cementado, WC + Co	1160-1820
Al ₂ O ₃ + ZrO ₂ cerâmico	1483
Al ₂ O ₃ + TiC + ZrO ₂ cerâmico	1738
TiN	2000
TiC	3500

SiC	4000
B4C	5000
Diamante	>10000

4.2.6. Vantagens da Boretação

As camadas boretadas possuem características especiais vantajosas em comparação com as camadas convencionais de alta dureza que são obtidas por outros tratamentos. Uma vantagem básica consiste nos altos valores de dureza das camadas boretadas, entre 1450 e 5000 HV, com altos pontos de fusão das fases constituintes, conforme Tabela 1. Os valores típicos de dureza superficial de aços boretados comparados com outros tratamentos e outros materiais de alta dureza estão listados na Tabela 2. Nesta tabela está ilustrado que a dureza das camadas boretadas produzidas em aços carbono é muito maior do que as produzidas por outros tratamentos superficiais convencionais.

A combinação de uma alta dureza superficial e um baixo coeficiente de atrito da camada boretada também traz uma significante contribuição no combate aos principais mecanismos de desgaste, tais como adesão, tribooxidação, abrasão e fadiga de contato.

Outras vantagens da boretação:

- A dureza da camada boretada pode ser mantida a temperaturas maiores daquelas empregadas no caso da nitretação;
- Uma larga variedade de aços é compatível com o processo;
- A boretação, que aumenta consideravelmente a resistência à corrosão e à erosão de materiais ferrosos em meios alcalinos e ácidos, é cada vez mais usada em aplicações industriais;
- As superfícies boretadas apresentam moderada resistência à oxidação até 850 °C e são totalmente resistentes ao ataque de metais

fundidos - aços boretados são utilizados na confecção de matrizes de fundição ;

- Peças boretadas apresentam um aumento na resistência à fadiga em meios oxidantes e corrosivos.

4.2.7. Desvantagens da Boretação

As técnicas são inflexíveis e mais demoradas, necessitando de mais horas de laboratório, o que as torna mais dispendiosas que os outros tratamentos termoquímicos de endurecimento superficial, tais como a carbonatação a gás e a nitretação a plasma. Tanto a carbonatação a gás quanto nitretação à plasma apresentam vantagem em relação à boretação pois ambos os processos são flexíveis, oferecendo baixos custos de operação e manutenção, requerendo menor tempo no processo, e são relativamente fáceis de operar. Contudo, a boretação é adequada para componentes de engenharia que necessitam de alta dureza e excelente resistência à corrosão e ao desgaste das camadas superficiais, e onde o custo operacional - custo do laboratório - é menor.

O aumento no volume resultante da boretação é de 5 a 25% da espessura da camada. Por exemplo, uma camada de $25\mu\text{m}$ deve ter um crescimento de 1.25 a $6.25\mu\text{m}$. Este crescimento depende da composição do material da base, mas permanece consistente para uma dada combinação de material e processo. Contudo, o crescimento pode ser previsto para uma dada geometria e um certo tratamento de boretação. Para o tratamento de peças de alta precisão, onde pouquíssimo aumento de material é permitido, o crescimento dimensional de 20 a 25% deve ser previsto e considerado.

A remoção parcial da camada boretada para altas especificações de tolerância só se faz possível através de lapidação por diamante, pois a retificação convencional causa fraturas na camada boretada. Por este

motivo, a boretação de precisão é mais praticada em componentes com grande área de seção transversal.

Em geral, as propriedades de fadiga de contato ao rolamento das peças de ligas de aço boretado são muito inferiores quando comparadas aos aços carbonetados e nitretados, para altas cargas de contato – cerca de 2000N.

Freqüentemente, há a necessidade de temperar e revenir a peça ou ferramenta depois da boretação. Para se realizar tais tratamentos térmicos faz-se necessária a presença de um meio inerte ou vácuo para preservar a integridade da camada boretada.

4.2.8. Boretação de Metais Ferrosos

Ao contrário do tratamento de cementação em materiais ferrosos, onde existe um decréscimo gradual com a decomposição da superfície rica em carbono, a boretação de materiais ferrosos resulta na formação de camada boretada de fase simples ou fase dupla com composição definida. As camadas de fase simples são compostas de Fe_2B , enquanto as de fase dupla consistem de uma fase exterior escura de FeB e de uma fase interior clara de Fe_2B . A formação de fase simples ou fase dupla depende da disponibilidade do boro.

4.2.9. Características das camadas de FeB e de Fe_2B

A formação da fase simples Fe_2B - com a morfologia de dente de serra, devido à direção de difusão - é mais desejável do que a camada boretada de fase dupla com FeB . A fase rica em FeB é considerada indesejada, em parte, porque FeB é mais frágil que a camada interior de Fe_2B . Também porque FeB e Fe_2B são formados sobre tensões residuais de tração e compressão, respectivamente. Freqüentemente é observada a formação de fissuras na vizinhança da interface entre as fases de FeB e

Fe₂B das camadas boretadas de fase dupla. Estas fissuras podem aumentar quando é aplicada uma tensão mecânica e podem até romper quando o componente boretado é submetido a um choque térmico e/ou mecânico. Contudo, a formação da fase FeB pode ser evitada ou minimizada na camada boretada.

Os experimentos parecem indicar que as propriedades tribológicas dependem da microestrutura da camada boretada. As camadas boretadas de fase dupla FeB- Fe₂B não são inferiores àquelas monofásicas, desde que a zona porosa abaixo da superfície seja removida. Alternativamente, uma camada mais fina é favorável pela menor formação de superfície porosa e fragilidade.

As propriedades típicas da fase FeB são:

- . microdureza de aproximadamente 19 a 21 Gpa;
- . módulo de elasticidade de 590 Gpa;
- . densidade de 6.75 g/cm³;
- . coeficiente de expansão térmica de 23 ppm/°C entre 200 e 600°C;
- . composição de 16.23% de boro (em peso);
- . estrutura cristalina ortorrômbica com 4 átomos de boro e 4 átomos de ferro por célula;

A formação de camadas boretadas de fase simples (Fe₂B) com a morfologia de dente de serra é desejável na boretação de materiais ferrosos. Uma fase simples de Fe₂B pode ser obtida de uma fase dupla de FeB- Fe₂B por um tratamento subsequente a vácuo ou banho de sal por várias horas acima de 800°C, o qual pode ser seguido de têmpera com óleo para melhorar as propriedades do substrato.

As propriedades típicas da fase Fe₂B são:

- . microdureza de aproximadamente 18 a 20 Gpa;

- . módulo de elasticidade de 285 a 295 Gpa;
- . densidade de 7.43 g/cm³;
- . coeficiente de expansão térmica de 7.65 ppm/°C entre 200 e 600°C e de 9.2 ppm/°C entre 100 e 800°C ;
- . composição de 8.83% de boro (em peso);
- . estrutura tetragonal de corpo centrado com 12 átomos por célula;

O processo de boretação consiste em dois tipos de reação. A primeira reação ocorre entre a substância fornecedora de boro – o composto de boretação - e a superfície do componente. A taxa de nucleação de partículas na superfície é função do tempo de boretação e da temperatura. Esta reação produz uma camada boretada compacta e fina.

A segunda reação é de difusão controlada, e a espessura total do crescimento da camada boretada para uma particular temperatura pode ser calculada pela simples fórmula:

$$d = k \cdot \sqrt{t}$$

Onde: d é a espessura da camada boretada em centímetros;

k é uma constante, que depende da temperatura;

t é o tempo em segundos para uma dada temperatura.

A difusibilidade do boro a 950°C é de $1,82 \times 10^{-8}$ cm²/s para a camada boretada e $1,53 \times 10^{-7}$ cm²/s para a zona de difusão. Como resultado, a zona de difusão de boro aumenta em mais de 7 vezes a profundidade da camada boretada no substrato.

4.2.10. Influência dos elementos de liga

As propriedades mecânicas de ligas boretadas dependem intensamente da composição e da estrutura das camadas boretadas. O característica configuração de dente de serra da camada boretada é

predominante nos ferros puros, aços de baixo carbono sem ligas e aços de baixa liga. Quando o elemento de liga ou o conteúdo de carbono do substrato aço é aumentado, o desenvolvimento de uma interface irregular de boretação no substrato é suprimida, e para aços de alta liga uma interface plana é formada. Elementos de liga diminuem a espessura da camada boretada e o crescimento causado pela restrita difusão de boro no aço devido à formação de uma barreira de difusão.

O carbono não se dissolve e não se difunde significativamente na camada boretada, formando a borocementita $Fe_3(B,C)$, entre o substrato e a camada boretada.

Como o carbono, o silicone e o alumínio não são solúveis na camada boretada, e esses elementos são empurrados para o interior da camada boretada junto ao substrato, formando compostos ferrosilicoboretados. Aços contendo altas quantidades destes elementos não devem ser usados para boretação porque eles reduzem a resistência ao desgaste da camada boretada. Eles produzem uma zona de ferrite de baixa dureza abaixo da camada boretada. Sob alta pressão na superfície neste tipo de camada resulta o chamado "efeito casca de ovo", que é quando a camada boretada frágil e de alta dureza penetra na camada de baixa dureza e é consequentemente destruída.

Uma redução no grau da estrutura de dentes de serra e na profundidade da boretação pode ocorrer com aços contendo níquel. O níquel aparece concentrado abaixo da camada boretada, entrando na camada de Fe_2B e, em muitos casos, promove a precipitação de Ni_3B da camada de FeB . O níquel também é segregado intensamente da camada de Fe_2B para a superfície. Isto é evidenciado pela presença de Fe-14Ni e de aço inoxidável austenítico. Consequentemente, boretação a gás de aços inoxidáveis austeníticos parecem ser tratamentos mais apropriados para produzir uma camada pouco porosa, homogênea e de simples fase Fe_2B , por causa da baixa atividade do boro da mistura gasosa.

4.2.11. Tratamento térmico após a boretação

Peças boretadas podem ser temperadas em banho de óleo, ar ou sal e, na seqüência, revenidas. O aquecimento para a temperatura de têmpera deve ocorrer com atmosfera protegida livre de oxigênio ou em banho de sal neutro.

4.3. Têmpera e Revenido

O objetivo fundamental da têmpera das ligas ferro-carbono é obter uma estrutura martensítica, o que exige esfriamento rápido, de modo a evitar-se a transformação de austenita em seus produtos normais.

Em resumo: na têmpera, aquece-se o aço acima de sua zona crítica, durante o tempo necessário, em função da seção de peças, seguido de resfriamento rápido em um meio como o óleo, água, salmoura ou mesmo o ar.

No resfriamento que se segue, a estrutura será constituída de martensita e dos mesmos carbonetos secundários, os quais, possuindo dureza elevada, não apresentam qualquer inconveniente, pois o que se visa exatamente na têmpera é obter a máxima dureza.

A martensita possui uma dureza Rockwell de 65 a 67.

A razão de alta dureza da martensita pode ser explicada. O carbono que se dissolve prontamente no ferro gama é praticamente insolúvel no ferro alfa. No resfriamento rápido típico da têmpera, não se evita a transformação alotrópica gama a alfa, mas não se dá tempo suficiente para que o carbono se separe totalmente. Contudo, os espaços do reticulado cúbico centrado de ferro alfa não são suficientes para alojar o carbono, de modo que este fica aí retido, formando o que se poderia chamar de uma solução sólida supersaturada de carbono em ferro alfa.

Admite-se presentemente que a martensita apresenta uma estrutura tetragonal compacta, resultante de um movimento de átomos em planos específicos da austenita. Essa estrutura, além de estar supersaturada de carbono, pode apresentar partículas de carbonetos grandemente dispersas e caracteriza-se por estar em estados de elevadas tensões. O reticulado da martensita apresenta-se ainda distorcido.

O estado de altas tensões, a distorção do reticulado e a dureza extremamente elevada da martensita constituem inconvenientes que devem ser atenuados ou corrigidos. Para isso, submete-se o aço temperado à operação de revenido, indicativa da têmpera.

O revenido visa, portanto, corrigir os excessos da têmpera ou, em particular, aliviar, senão eliminar totalmente, as tensões e corrigir a excessiva dureza e consequente fragilidade do material, melhorando sua ductilidade e resistência ao choque.

A operação de revenido é realizada no aço temperado, imediatamente após a têmpera, a temperaturas abaixo da zona de crítica, desde poucas centenas de graus Celsius até as proximidades da linha A1. A temperatura será escolhida de acordo com os resultados finais desejados: aliviar apenas as tensões ou eliminá-las completamente e produzir redução razoavelmente apreciável da dureza.

Originam-se, conforme as faixas de aquecimento da martensita, transformações estruturais que determinam as propriedades finais do material.

5. Materiais e Métodos para Ensaios

Para simular o desgaste adesivo ou *scuffing* entre o camo e o seguidor, foram utilizados, respectivamente, anéis de aço DIN 100Cr6 temperado e revenido, deslizando contra:

- tuchos de aço DIN 16MnCr5 cementados e nitrocementados;
- tuchos de aço SAE 1020 cementados e boretados.

Após usinadas, as amostras foram submetidas a tratamento térmico. Os anéis foram aquecidos a 840°C e temperados a 180°C. Sua superfície externa foi arredondada para evitar efeitos de contorno, e sua dureza situou-se entre 62 e 64 HRC.

Os parâmetros detalhados são:

Anéis: Processo de têmpera total e revenimento (Aço DIN 100Cr6)

- Temperatura de austenitização:
 - Zona 1: 860°C
 - Zona 2: 850°C
 - Zona 3: 850°C
- Temperatura de revenimento: 180°C
- Temperatura do óleo: 80°C com agitação
- Tempo de passagem na austenitização: 20 min
- Tempo de passagem no revenimento: 120 min
- Potencial de carbono:
 - Zona 1: 1,00% C
 - Zona 2: 1,00% C
 - Zona 3: 1,00% C

Tuchos cementados e nitrocementados: cementação, têmpera e revenimento (Aço DIN 16MnCr5)

Os tuchos cementados sofreram processo a 910°C e têmpera a 170°C. O processo de nitrocementação foi executado em amônia com pressão parcial de 0,1 atm e atmosfera de CO.

- Temperatura de austenitização:
 - Zona 1: 940°C
 - Zona 2: 930°C
 - Zona 3: 930°C
 - Zona 4: 840°C
- Temperatura de revenimento: 230°C
- Temperatura do óleo: 60°C

- Tempo de passagem na austenitização: 230 min
- Tempo de passagem no revenimento: 220 min
- Potencial de carbono:
 - Zona 1: 1,20%C
 - Zona 2: 1,05%C
 - Zona 3: 0,75%C
 - Zona 4: 0,65%C

Tuchos cementados e boretados: cementação, têmpera e revenimento (Aço SAE 1020)

Os tuchos cementados e boretados sofreram processo a 910°C e têmpera a 170°C.

- Temperatura de austenitização:
 - Zona 1: 940°C
 - Zona 2: 930°C
 - Zona 3: 930°C
 - Zona 4: 840°C
- Temperatura de revenimento: 300°C
- Temperatura do óleo: 60°C
- Tempo de passagem na austenitização: 230 min
- Tempo de passagem no revenimento: 120 min
- Potencial de carbono:
 - Zona 1: 1,20%C
 - Zona 2: 1,05%C
 - Zona 3: 0,75%C
 - Zona 4: 0,65%C

5.1. Metodologia dos Ensaios

Os ensaios foram realizados no Laboratório de Fenômenos de Superfície da Escola Politécnica, utilizando a bancada de resistência ao

scuffing , partindo de amostras de tuchos cementados, nitrocementados e boretados. A finalidade foi fazer uma comparação entre diferentes processos de tratamento de material que podem ser empregados na indústria automotiva.

Para os ensaios de resistência ao *scuffing*, as amostras são montadas e o carregamento é realizado de forma progressiva até a ocorrência do *scuffing*. A aplicação de carga é feita manualmente através do aperto de um parafuso de rosca quadrada que comprime uma mola helicoidal cuja constante é conhecida. A detecção de *scuffing* pode ser realizada através do monitoramento do coeficiente de atrito, da temperatura de contato, através da intensidade de vibração ou, ainda, da intensidade sonora. Um aumento brusco em alguma destas variáveis representa a ocorrência de *scuffing*. Esse aumento brusco ocorre simultaneamente tanto para o coeficiente de atrito, para aceleração dos mancais, da temperatura de contato e para a intensidade sonora. Tal aumento ocorre em virtude da quebra do filme lubrificante e como consequência ocorre contato metal-metal, a camada de nitretos ou carbonitretos é deteriorada, a incompatibilidade metalúrgica entre os materiais é perdida e ocorrem soldagens entre as amostras, o que representa um aumento do coeficiente de atrito. A máquina é perturbada dinamicamente e aumenta o nível de aceleração dos mancais, bem como a temperatura de contato e intensidade sonora. Neste trabalho foi feita detecção apenas através do aumento da intensidade da aceleração nos mancais da máquina. A forma de carregamento pode ser visualizada na figura seguinte:

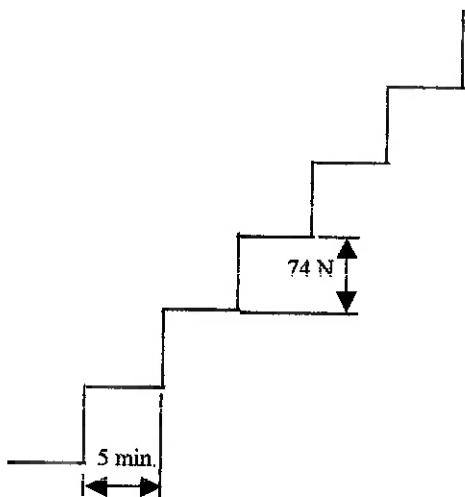


Figura 8:
Modelo de carregamento, para ensaio de resistência ao *scuffing*.

5.2. Ensaios em Amostras 16MnCr5 Nitrocementadas

Experimentos de resistência ao scuffing foram realizados. Ensaios foram feitos em amostras de aço DIN 16MnCr5 nitrocementado contra aço DIN 100Cr6 temperado e revenido. Os aços DIN 16MnCr5, submetido a estes tratamentos superficiais, são utilizados na fabricação de tuchos automotivos, utilizados em alguns modelos de marcas de automóveis brasileiros. Nestes ensaios foram medidos o coeficiente de atrito e a temperatura de contato como meio de detecção da ocorrência do scuffing. Nas Figuras seguintes, estão apresentadas as curvas de coeficiente de atrito para amostras nitrocementadas.

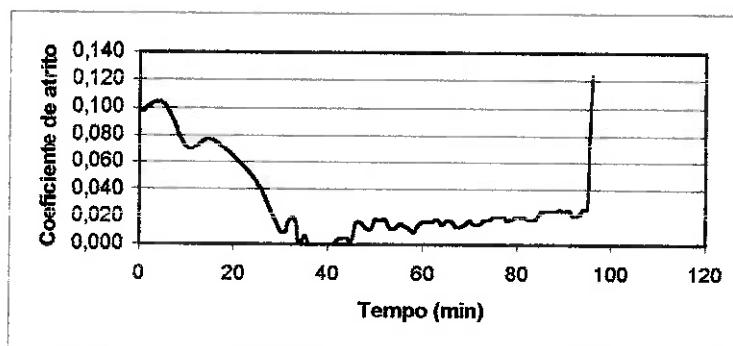


Figura 9: Curva de coeficiente de atrito para amostras nitrocementadas.

Nas figuras podem ser observadas três regiões distintas: Uma região onde o coeficiente de atrito oscila com amplitudes maiores, uma região vizinha onde o coeficiente tende a se manter constante e uma terceira região onde há um aumento de coeficiente de atrito. A região 1 é onde acontece o processo de "running-in", no qual as superfícies são acomodadas ou "alisadas". Na região 2 é a região de estado estacionário, onde as superfícies alcançaram acomodação e, finalmente, a região 3 onde o coeficiente de atrito sobe repentinamente, quando ocorre o *scuffing*. Nesta região é onde o filme lubrificante é quebrado e contato metal-metal ocorre. Na figura seguinte podem ser vistas as curvas de temperatura.

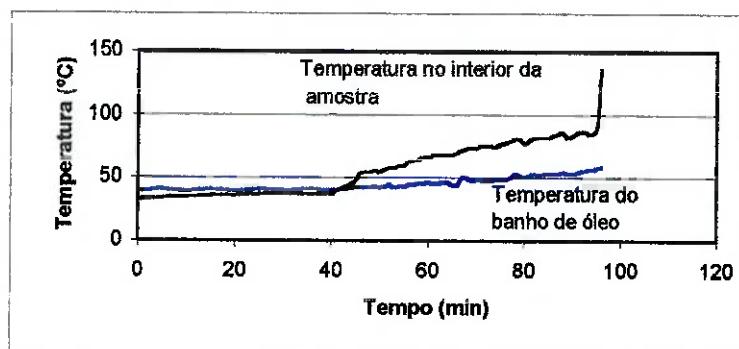


Figura 10: Curvas de temperatura no interior da amostra e do banho de óleo lubrificante, para amostras nitrocementadas..

5.3. Ensaios em Amostras 1020 Nitrocementadas e Boretadas

Os ensaios com amostras de aço SAE 1020 nitrocementadas e boretadas, objeto de estudo deste trabalho, são descritas através de tabelas, gráficos e fotos contidos nos anexos.

6. Fenômenos

Através da análise dos dados experimentais levantados nos ensaios, levantou-se duas hipóteses de modelos que podem aproximar o mecanismo de *scuffing* para o tribosistema em questão, nas condições pré-definidas e de maneira satisfatória. São elas:

6.1. Modelo de Hofer-Block

Descrito pela equação:

$$pv^n = \text{constante}$$

Onde: p : carga aplicada
 v : velocidade linear no contato
 n : constante que depende do tribosistema

Para os ensaios efetuados, chegou-se a um coeficiente de correlação de 93% para o modelo de Hofer-Block.

6.2. Modelo de Arrehnius

Descrito pela equação:

$$p = p_0 \cdot e^{-Q/RT}$$

Onde: p : carga aplicada
 P_0 : carga característica do tribosistema
 T : temperatura
 $-Q/R$: constante que depende do tribosistema

Para os ensaios efetuados, chegou-se a um coeficiente de correlação de 97% para o modelo de Arrehnius.

7. Conclusões

O principal propósito do estudo realizado foi o de verificar a viabilidade de um método alternativo para o tratamento de materiais utilizados na indústria mecânica e metalúrgica.

Com base nessa premissa, escolheu-se dar ênfase aos ensaios com amostras tratadas no menor tempo possível, pois isto significa redução de custos e economia no processo de produção adotado. Dessa forma, os resultados referem-se basicamente às amostras de aço SAE 1020 carbonitretados e boretados em banho de sais por 1 hora.

Os ensaios de resistência ao *scuffing* com essas amostras resultaram em tempos menores para a ocorrência da falha, quando comparadas às amostras de aço DIN 16MnCr5 nitrocementadas.

A presença de elementos de liga nas amostras nitrocementadas pode ser um fator considerável para explicar esta diferença. Porém, ao analisar as camadas de tratamento das amostras, utilizando microscópio após a devida caracterização, percebe-se que as camadas boretadas encontram-se fragmentadas.

Tal fato pode ser explicado pelo conhecido efeito “casca de ovo” – *Egg Shell* – em que, para um conjunto determinado de condições de tratamento, a aplicação de carga ou temperatura excessiva pode comprometer a integridade da camada resultante.

Para evitar esse efeito, é recomendável empregar temperaturas mais altas nos tratamentos de boretação, pois dessa forma desloca-se o ponto em operação no diagrama de fases do material. Foram utilizadas temperaturas de 900°C e 950°C neste trabalho.

O emprego de amostras boretadas ainda possui um grande potencial a ser estudado. Esta idéia é reforçada ao constatar valores de até 1200HV para a análise experimental de microdureza da camada boretada, mesmo estando fragmentada.

Fica, dessa maneira, registrada a contribuição para futuros trabalhos de pesquisa na área.

Anexo A
Tabelas

Amostra 16MnCr5 Nitrocementada

Rotação de 1500 rpm no comando (3000 rpm na árvore)

Tempo (min)	Deflexão (mm)	Temperatura da Amostra (oC)	Temperatura do Óleo (oC)	Ocorrências
0	1	40	42	
5	0	46	47	
10	0	47	49	
15	0	49	50	
20	0	49	51	
25	0	50	52	
30	1	51	52	
31	0	54	53	
32	0	55	54	
33	0	55	55	
34	0	55	55	
35	1	64	57	
36	0	62	58	
37	0	62	58	
38	0	63	59	
39	0	63	60	
40	1	68	61	
41	0	68	63	
42	0	68	64	
43	0	68	64	
44	0	68	64	
45	1	68	64	
46	0	69	65	
47	0	72	67	
48	0	72	68	
49	0	73	68	
50	1	74	68	
51	0	83	72	Início de Scuffing
52	0	77	70	
53	0	77	69	
54	0	77	70	
55	1	78	70	
56	0	80	70	
57	0	81	71	
58	0	81	71	
59	0	81	71	
60	1	82	71	
61	0	84	73	
62	0	85	72	
63	0	85	73	
64	0	85	73	
65	1	85	74	
66	0	88	76	
67	0	88	76	
68	0	88	75	
69	0	89	77	
70	1	89	76	
71	0	91	79	
72	0	92	79	
73	0	92	79	
74	0	92	79	
75	1	93	82	

76	0	94	81		
77	0	95	83		
78	0	95	82		
79	0	95	83		
80	1	97	85		
81	0	98	85		
82	0	98	85		
83	0	98	85		
84	0	98	85		
85	1	99	85		
86	0	101	87		
87	0	103	87		
88	0	160	94	Scuffing	

Amostra SAE 1020 Carbonitretada e Boretada

Tratamento a 900°C, 1h

Rotação de 1000 rpm no comando (2000 rpm na árvore)

Massas iniciais: 8,0869g(tucho) e 39,9965g(anel)

Massas finais: 7,8918g(tucho) e 40,0258g(anel)

Diferença: -0,1951g(tucho) e +0,0293g(anel)

Tempo (min)	Deflexão (mm)	Temperatura da Amostra (oC)	Temperatura do Óleo (oC)	Ocorrências
0	1	39	42	
5	0	43	41	
10	0	43	41	
15	0	43	40	
20	0	44	41	
25	0	44	41	
30	1	45	41	
31	0	47	42	
32	0	47	41	
33	0	47	41	
34	0	46	41	
35	1	48	41	
36	0	50	41	
37	0	50	41	
38	0	50	41	
39	0	50	41	
40	1	51	41	
41	0	53	41	
42	0	52	41	
43	0	52	41	

44	0	52	41		
45	1	53	41		
46	0	54	41		
47	0	55	41		
48	0	55	41		
49	0	55	41		
50	1	56	41		
51	0	58	41		
52	0	58	42		
53	0	58	42		
54	0	58	42		
55	1	59	42		
56	0	60	42		
57	0	61	42		
58	0	61	42		
59	0	61	42		
60	1	62	42		
61	0	64	43		
62	0	65	43		
63	0	66	43		
64	0	67	44		
65	1	69	44		
66	0	72	45		
67	0	74	46		
68	0	75	48		
69	0	76	49		
70	1	77	52		
71	0	79	54		
72	0	81	56		
73	0	81	58		
74	0	82	55		
75	1	83	56		
76	0	86	61		
77	0	87	59		
78	0	87	60		
79	0	88	61		
80	1	89	61		
81	0	91	58		
82	0	92	58		
83	0	92	59		
84	0	91	73		
85	1	92	72		
86	0	93	73		
87	0	94	74		
88	0	96	74		
89	0	96	75		
90	1	98	76		
91	0	98	76		

92	0	97	72	
93	0	174	127	Scuffing

Amostra SAE 1020 Carbonitretada e Boretada

Tratamento a 950°C, 1h

Rotação de 1000 rpm no comando (2000 rpm na árvore)

Massas iniciais: 8,0660g(tucho) e 39,8329g(anel)

Massas finais: 7,8288g(tucho) e 39,8347g(anel)

Diferença: -0,2372g(tucho) e +0,0018g(anel)

Tempo (min)	Deflexão (mm)	Temperatura da Amostra (oC)	Temperatura do Óleo (oC)	Ocorrências
0	1	43	42	
5	0	43	41	
10	0	43	41	
15	0	42	40	
20	0	42	41	
25	0	42	40	
30	1	43	41	
31	0	46	43	
32	0	45	42	
33	0	45	42	
34	0	44	42	
35	1	45	41	
36	0	47	42	
37	0	47	43	
38	0	48	43	
39	0	48	43	
40	1	49	43	
41	0	53	45	
42	0	52	45	
43	0	52	45	
44	0	52	46	
45	1	54	46	
46	0	56	47	
47	0	56	48	
48	0	56	48	
49	0	56	48	
50	1	140	62	Início de scuffing
51	0	120	57	
52	0	87	52	
53	0	74	49	

54	0	72	48		
55	1	73	48		
56	0	75	49		
57	0	75	49		
58	0	76	49		
59	0	76	49		
60	1	77	49		
61	0	79	50		
62	0	81	51		
63	0	81	51		
64	0	82	52		
65	1	83	52		
66	0	87	53		
67	0	88	53		
68	0	89	53		
69	0	89	54		
70	1	90	54		
71	0	94	55		
72	0	94	55		
73	0	95	56		
74	0	96	56		
75	1	97	56		
76	0	100	57		
77	0	101	59		
78	0	102	64		
79	0	102	67		
80	1	103	69		
81	0	105	73		
82	0	106	74		
83	0	106	77		
84	0	107	78		
85	1	109	79		
86	0	111	80		
87	0	112	81		
88	0	114	82		
89	0	115	82		
90	1	116	83		
91	0	118	84		
92	0	117	84		
93	0	118	84		
94	0	118	85		
95	1	119	85		
96	0	121	87		
97	0	121	88		
98	0	120	88		
99	0	120	89		
100	1	120	89		
101	0	121	90		

102	0	122	91
103	0	122	91
104	0	123	91
105	1	124	91
106	0	125	92
107	0	125	92
108	0	124	92
109	0	124	91
110	1	126	92
111	0	127	93
112	0	128	94
113	0	129	94
114	0	129	95
115	1	131	95
116	0	133	96
117	0	133	97
118	0	133	97
119	0	133	97
120	1	134	97
121	0	136	98
122	0	136	97
123	0	136	97
124	0	137	97
125	1	138	97
126	0	140	98
127	0	140	97
128	0	140	98
129	0	141	96
130	1	142	97
131	0	144	98
132	0	145	98
133	0	145	99
134	0	145	100
135	1	146	100
136	0	147	103
137	0	147	103
138	0	147	103
139	0	147	105
140	1	148	105
141	0	149	107
142	0	150	107
143	0	151	106
144	0	150	108
145	1	152	109
146	0	152	110
147	0	155	111
148	0	158	113
149	0	158	113

150	1	157	114	Sem scuffing
-----	---	-----	-----	--------------

Amostra SAE 1020 Carbonitretada e Boretada

Tratamento a 900°C, 1h

Rotação de 1500 rpm no comando (3000 rpm na árvore)

Massas iniciais: 8,1095g(tucho) e 39,9175g(anel)

Massas finais: 8,0252g(tucho) e 39,9327g(anel)

Variação: -0,0843g(tucho) e +0,0152g(anel)

Tempo (min)	Deflexão (mm)	Temperatura da Amostra (oC)	Temperatura do Óleo (oC)	Ocorrências
0	1	36	40	
5	0	46	50	
10	0	48	51	
15	0	50	52	
20	0	50	52	
25	0	51	52	
30	1	52	54	
31	0	58	57	
32	0	59	58	
33	0	60	59	
34	0	60	59	
35	1	62	61	
36	0	65	63	
37	0	65	64	
38	0	66	64	
39	0	67	64	
40	1	68	63	
41	0	70	65	
42	0	70	65	
43	0	71	65	
44	0	71	65	
45	1	71	65	
46	0	113	72	Início de scuffing
47	0	88	69	
48	0	87	71	
49	0	87	71	
50	1	91	70	
51	0	91	71	
52	0	92	72	
53	0	92	72	
54	0	92	72	

55	1	94	72		
56	0	96	73		
57	0	96	75		
58	0	97	73		
59	0	98	75		
60	1	100	75		
61	0	101	77		
62	0	102	77		
63	0	102	78		
64	0	103	79		
65	1	135	90	Scuffing	

Amostra SAE 1020 Carbonitretada e Boretada

Tratamento a 950°C, 1h

Rotação de 1500 rpm no comando (3000 rpm na árvore)

Massas iniciais: 8,0353g(tucho) e 40,2045g(anel)

Massas finais: 7,7791g(tucho) e 40,2435g(anel)

Variação: -0,2562g(tucho) e +0,0390g(anel)

Tempo (min)	Deflexão (mm)	Temperatura da Amostra (oC)	Temperatura do Óleo (oC)	Ocorrências
0	1	45	40	
5	0	48	41	
10	0	48	40	
15	0	48	40	
20	0	48	40	
25	0	48	40	
30	1	50	41	
31	0	52	41	
32	0	53	41	
33	0	54	41	
34	0	54	41	
35	1	54	41	
36	0	56	41	
37	0	56	41	
38	0	109	52	Início de scuffing
39	0	74	49	
40	1	63	45	
41	0	64	45	
42	0	65	45	
43	0	64	45	
44	0	64	45	

45	1	65	45		
46	0	67	46		
47	0	68	46		
48	0	68	46		
49	0	69	46		
50	1	70	46		
51	0	73	47		
52	0	74	47		
53	0	74	47		
54	0	75	48		
55	1	76	48		
56	0	78	48		
57	0	79	50		
58	0	79	51		
59	0	80	51		
60	1	81	51		
61	0	82	52		
62	0	84	53		
63	0	84	53		
64	0	84	53		
65	1	85	53		
66	0	87	54		
67	0	87	55		
68	0	87	55		
69	0	88	55		
70	1	90	56		
71	0	91	56		
72	0	92	56		
73	0	163	88	Scuffing	

Amostra SAE 1020 Carbonitretada e Boretada

Tratamento a 900°C, 1h

Rotacão de 2000 rpm no comando (4000 rpm na árvore)

Massas iniciais: 8,0980g(tucho) e 40,1323g(anel)

Massas finais: 8,0456g(tucho) e 40,1271g(anel)

Variação: -0,0524g(tucho) e -0,0052g(anel)

Tempo (min)	Deflexão (mm)	Temperatura da Amostra (oC)	Temperatura do Óleo (oC)	Ocorrências
0	1	44	41	
5	0	47	41	
10	0	47	40	

15	0	47	40		
20	0	47	40		
25	0	48	41		
30	1	49	41		
31	0	53	40		
32	0	54	41		
33	0	55	41		
34	0	55	41		
35	1	57	41		
36	0	60	42		
37	0	61	43		
38	0	61	43		
39	0	62	43		
40	1	99	52	Início de scuffing	
41	0	75	45		
42	0	74	45		
43	0	74	47		
44	0	74	45		
45	1	76	44		
46	0	80	44		
47	0	80	46		
48	0	80	46		
49	0	81	45		
50	1	84	44		
51	0	86	43		
52	0	87	44		
53	0	87	44		
54	0	87	45		
55	1	89	46		
56	0	94	48		
57	0	94	48		
58	0	159	74	Scuffing	

Amostra SAE 1020 Carbonitretada e Boretada

Tratamento a 950°C, 1h

Rotação de 2000 rpm no comando (4000 rpm na árvore)

Massas iniciais: 8,0496g(tucho) e 39,7703g(anel)

Massas finais: 7,9273g(tucho) e 39,7954g(anel)

Variação: -0,1223g(tucho) e +0,0251g(anel)

Tempo (min)	Deflexão (mm)	Temperatura da Amostra (oC)	Temperatura do Óleo (oC)	Ocorrências

0	1	42	42		
5	0	45	43		
10	0	44	44		
15	0	44	44		
20	0	44	44		
25	0	44	44		
30	1	45	44		
31	0	49	46	Início de scuffing	
32	0	49	46		
33	0	49	47		
34	0	49	47		
35	1	50	47		
36	0	52	44		
37	0	53	45		
38	0	53	45		
39	0	53	45		
40	1	82	61	Início de scuffing	
41	0	64	53		
42	0	63	52		
43	0	62	48		
44	0	62	46		
45	1	63	47		
46	0	66	53		
47	0	67	53		
48	0	67	53		
49	0	67	53		
50	1	68	53		
51	0	72	56		
52	0	146	146	Scuffing	

Amostra SAE 1020 Carbonitretada e Boretada

Tratamento a 900°C, 1h

Rotação de 2500 rpm no comando (5000 rpm na árvore)

Massas iniciais: 8,0509g(tucho) e 39,8146g(anel)

Massas finais: 7,9855g(tucho) e 39,8226g(anel)

Variação: -0,0654g(tucho) e +0,0080g(anel)

Tempo (min)	Deflexão (mm)	Temperatura da Amostra (oC)	Temperatura do Óleo (oC)	Ocorrências
0	1	45	40	
5	0	50	42	
10	0	50	42	

15	0	48	41		
20	0	48	40		
25	0	49	41		
30	1	51	40		
31	0	66	45	Início de scuffing	
32	0	57	45		
33	0	57	44		
34	0	57	44		
35	1	58	44		
36	0	61	41		
37	0	62	42		
38	0	63	42		
39	0	64	42		
40	1	65	41		
41	0	67	42		
42	0	97	61	Início de scuffing	
43	0	77	43		
44	0	76	42		
45	1	78	49		
46	0	82	44		
47	0	83	44		
48	0	83	43		
49	0	84	43		
50	1	85	44		
51	0	86	44		
52	0	87	44		
53	0	87	44		
54	0	88	44		
55	1	89	45		
56	0	147	85	Scuffing	

Amostra SAE 1020 Carbonitretada e Boretada

Tratamento a 950°C, 1h

Rotação de 2500 rpm no comando (5000 rpm na árvore)

Massas iniciais: 8,0479g(tucho) e 39,9157g(anel)

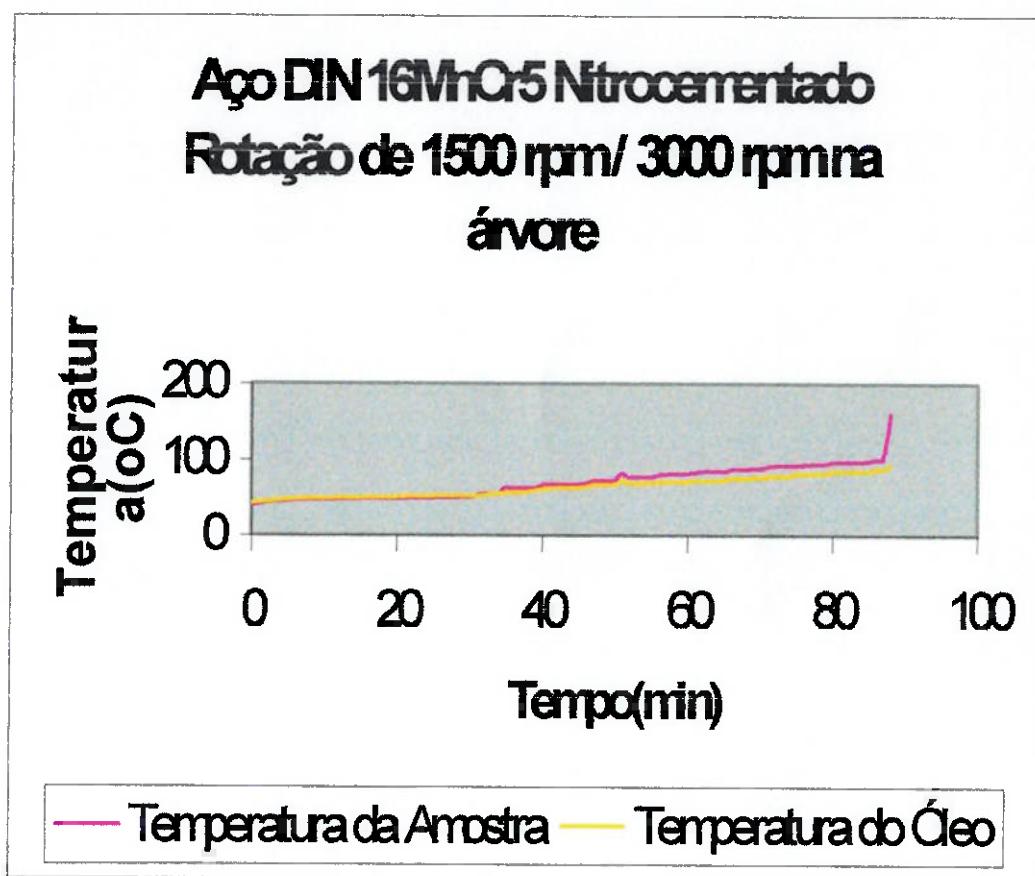
Massas finais: 7,8703g(tucho) e 39,9170g(anel)

Variação: -0,1776g(tucho) e +0,0013g(anel)

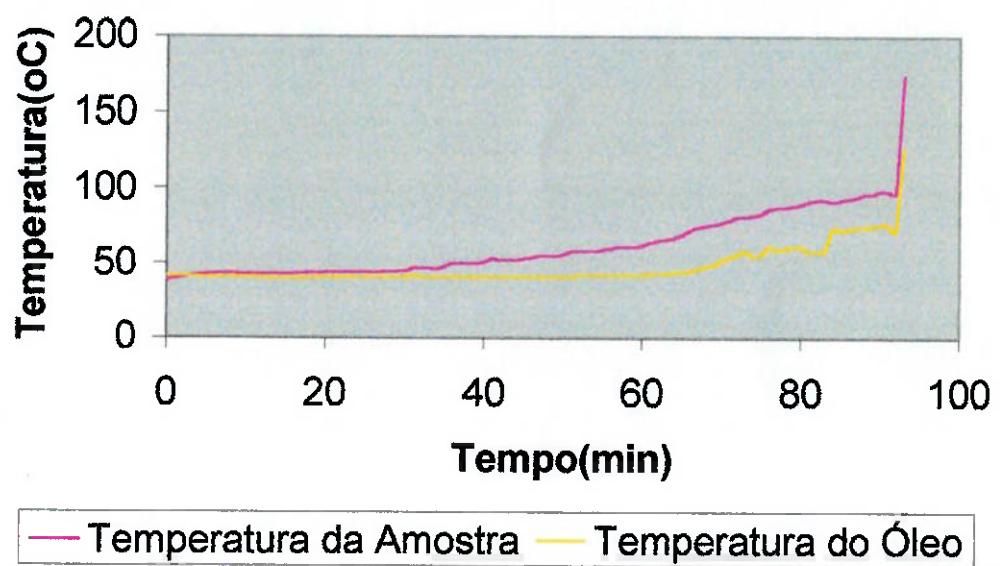
Tempo (min)	Deflexão (mm)	Temperatura da Amostra (oC)	Temperatura do Óleo (oC)	Ocorrências
0	1	44	41	
5	0	47	42	

10	0	46	40	
15	0	47	41	
20	0	47	40	
25	0	47	40	
30	1	52	42	Início de scuffing
31	0	52	42	
32	0	53	42	
33	0	53	42	
34	0	54	43	
35	1	147	62	Scuffing

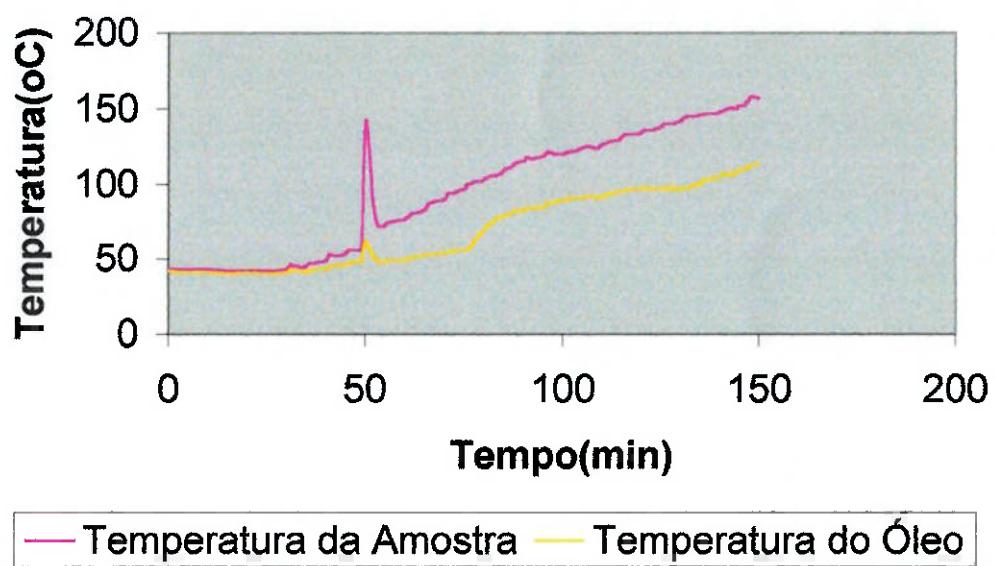
Anexo B
Gráficos



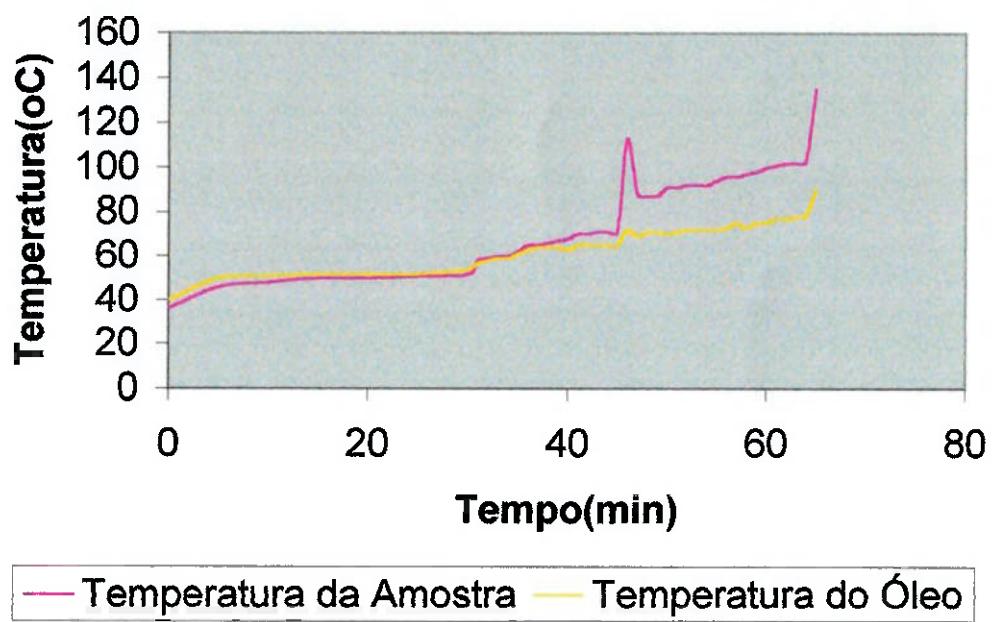
**Aço SAE 1020 Carbonitretado e
Boretado a 900°C, 1h, Rotação de
1000 rpm / 2000 rpm na árvore**

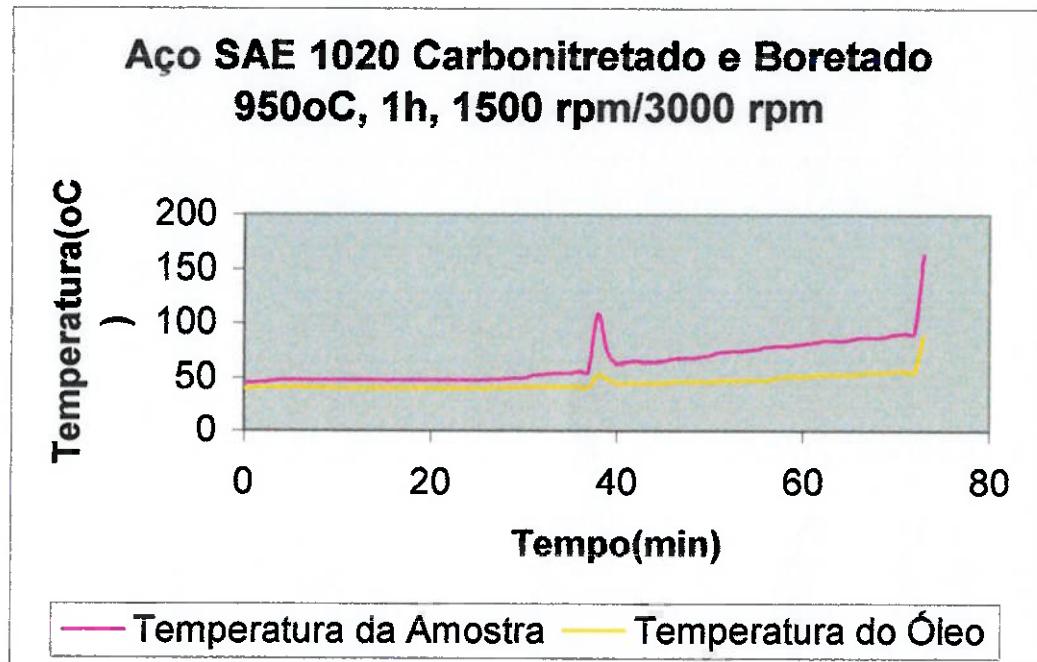


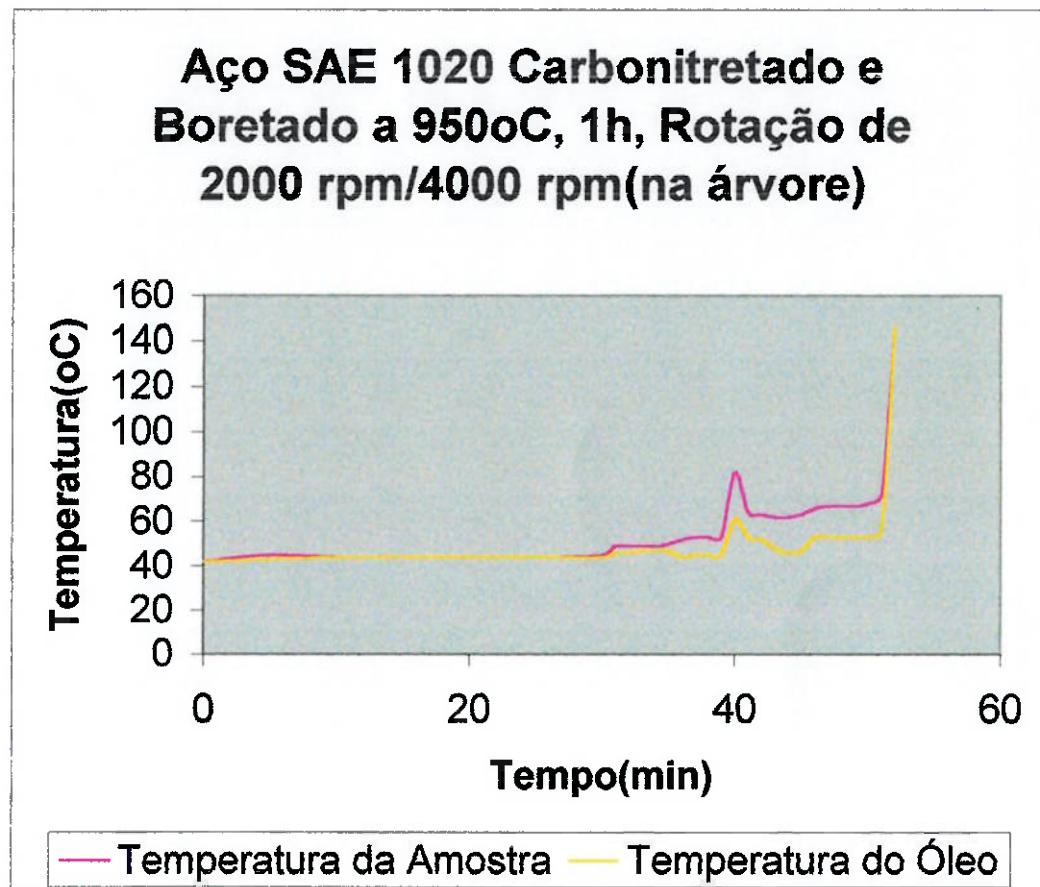
**Aço SAE 1020 Carbonitretado e
Boretado a 950°C, 1h, Rotação de
1000 rpm / 2000 rpm na árvore**



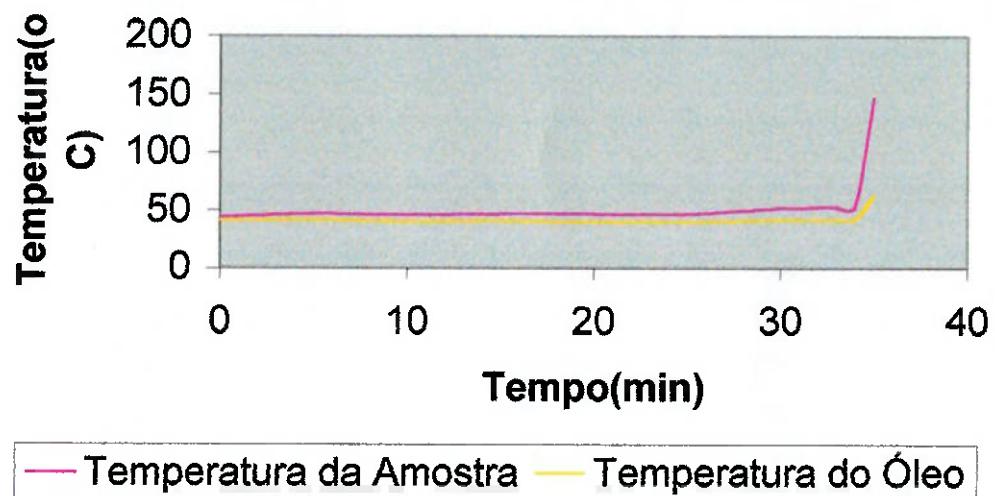
**Aço SAE 1020 Carbonitretado e
Boretado a 900°C, 1h, Rotação de
1500 rpm/3000 rpm(na árvore)**

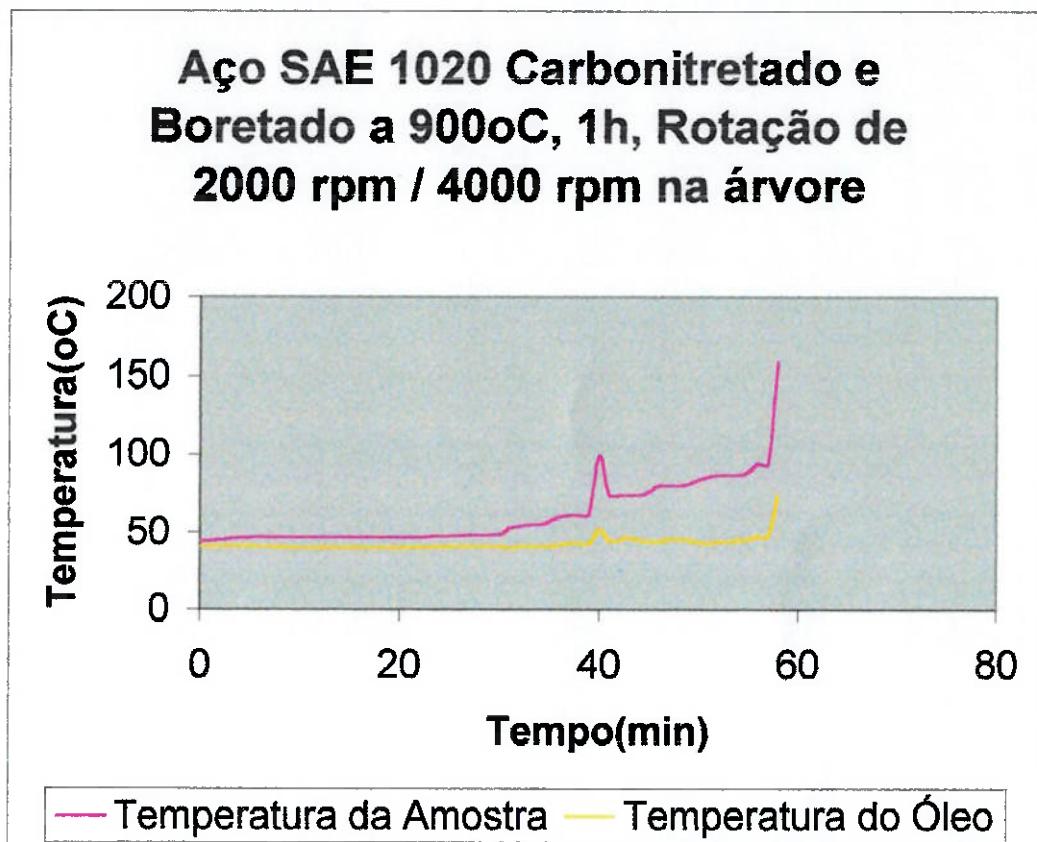


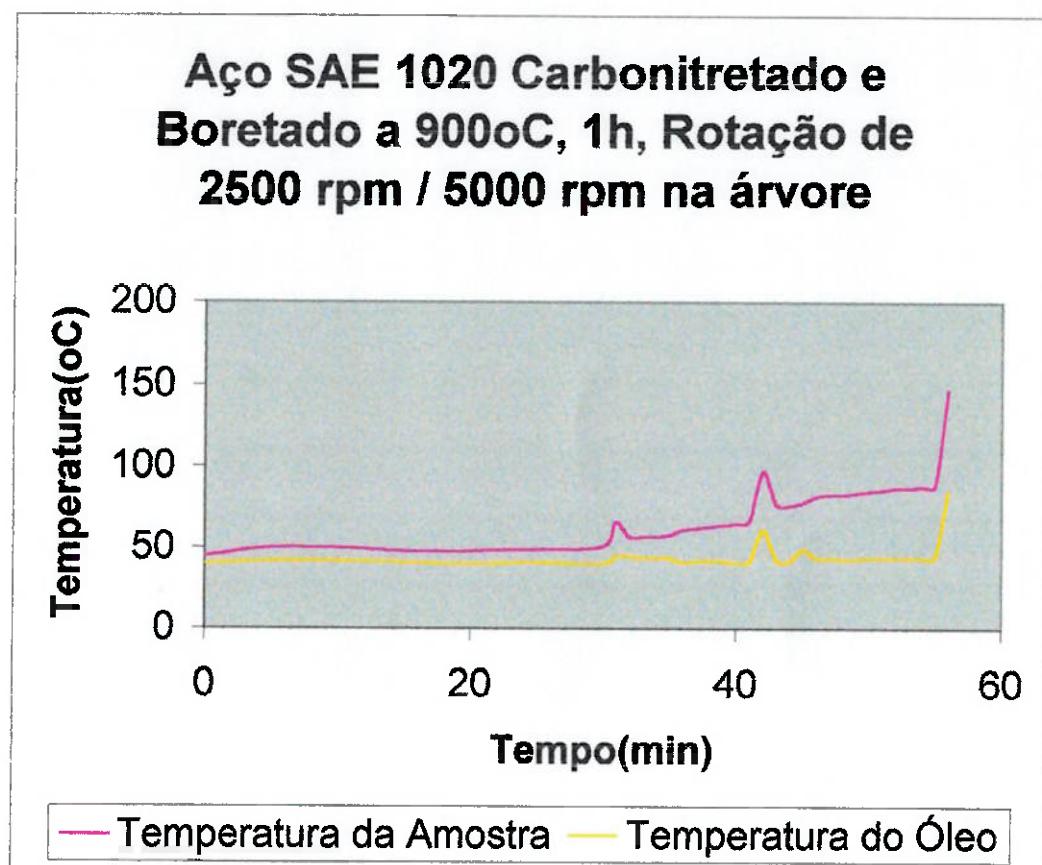




**Aço SAE 1020 Carbonitretado e
Boretado a 950°C, 1h, Rotação de
2500 rpm / 5000 rpm na árvore**



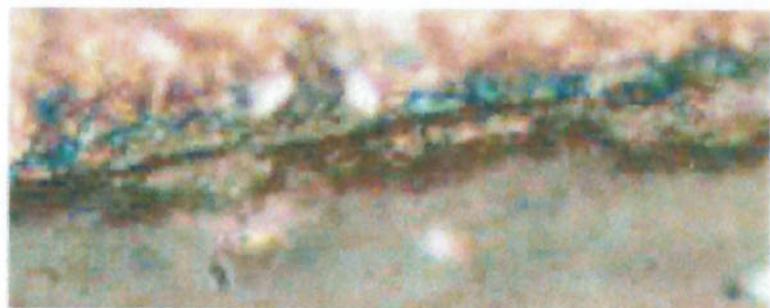




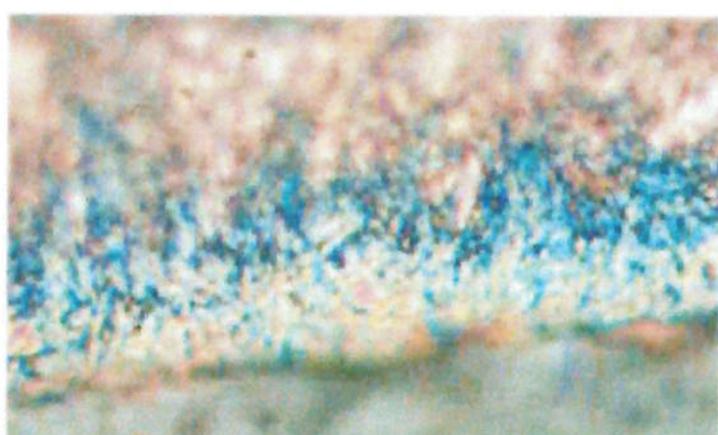
Anexo C
Fotos



Superfície de aço 1020 sem camada boretada(100x)



Camada de aço 1020 carbonitretado e boretado a 900°C, 1h (100x)



Camada de aço 1020 carbonitretado e boretado a 900°C, 4h (100x)



Camada de aço 1020 carbonitretado e boretado a 950°C, 1h (100x)



Camada de aço 1020 carbonitretado e boretado a 950°C, 4h (100x)



Saída da zona de *scuffing*



Entrada da zona de *scuffing*



Entrada da zona de *scuffing*

Amostra de aço carbonitretado e boretado a 900, 1h, Rotação de 2500 rpm



Saída da zona de *scuffing*

Amostra de aço carbonitretado e boretado a 900, 1h, Rotação de 2500 rpm

Referências bibliográficas

- AMERICAN SOCIETY FOR METALS. Carburizing and Carbonitriding, ASM, Ohio, EUA, 1977;
- CHIAVERINI, VICENTE. Aços e Ferros Fundidos, 6^a. edição, Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, São Paulo, 1990;
- CHIAVERINI, VICENTE. Tecnologia mecânica, *Materiais de construção mecânica* - Vol.III, 2a. edição, McGraw-Hill, 1990;
- FAULKNER, CHARLES H. ; Optimizing the boriding process, Advanced Materials & Processes, edição 4/99 - H43/45, 1999;
- SINHA, ANIL KUMAR. Boriding (*Boronizing*), Bohn Piston Division
- HUTCHINGS, IAN M. Tribology, Friction and Wear of Engineering Materials, Edward Arnold, United Kingdom, 1992;
- ENTHOVEN, J. ; SPIKES, H.A. Infrared and Visual Study of the Mechanisms of Scuffing, *Tribology Transactions*, Vol.39(1996),2,441-447.
- OLIVEIRA, ADELCI MENEZES DE; et alli. The Scuffing Resistance of the Nitrocarburized and Carburized Steel, SAE Brasil, IX Congresso e Exposição Internacionais da Tecnologia da Mobilidade, São Paulo, Brasil, Outubro de 2000.