

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO E DO DESPORTO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
ESCOLA DE ENGENHARIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA METALÚRGICA E
DOS MATERIAIS - PPGEMM

ESTUDO DO PROCESSO DE NITRETAÇÃO EM FERRAMENTAS
DE AÇOS RÁPIDOS

Por

MARCO ANTÔNIO DURLO TIER
Engenheiro Mecânico

Trabalho realizado no Departamento de Metalurgia da Escola de Engenharia da UFRGS, dentro do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e dos Materiais - PPGEMM.

Porto Alegre
1994

ESTUDO DO PROCESSO DE NITRETAÇÃO EM FERRAMENTAS
DE AÇOS RÁPIDOS

DISSERTAÇÃO

Apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e dos Materiais - PPGEMM, como parte dos requisitos para a obtenção do Título de:

Mestre em Engenharia

Área de Concentração: Ciência dos Materiais

por

MARCO ANTÔNIO DURLO TIER
Engenheiro Mecânico

1994

Esta DISSERTAÇÃO foi julgada adequada para obtenção do título de Mestre em Engenharia, Área de Concentração: Ciência dos Materiais, aprovada em sua forma final, pelo Orientador e pela Banca Examinadora do Curso de Pós - Graduação.

Orientador: Telmo Roberto Strohaecker

Doutor em Engenharia

PPGEMM - UFRGS

Banca Examinadora:

Carlos Alberto dos Santos

Doutor em Física

Instituto de Física - UFRGS

Lírio Schaeffer

Doutor em Engenharia

PPGEMM - UFRGS

Coordenador do PPGEMM

Telmo Roberto Strohaecker

Agradecimentos

À minha família um ponto de apoio na minha vida.

À Irene e William pelo carinho e compreensão.

Ao Prof. Telmo Roberto Strohaecker pela excelente coordenação.

A Setsuo Nacarrara pelas discussões e sugestões apresentadas.

Ao Eng^o Flávio Becon Lemos pelo incentivo para a realização deste curso.

Ao CNPq pelo suporte financeiro concedido para execução deste projeto.

À empresa FORJAS TAURUS S.A. pelas atividades realizadas em conjunto que permitiram a realização deste trabalho.

Aos bolsistas, colegas e professores do PPGEMM e Departamento de Metalurgia pelo auxílio nos trabalhos desenvolvidos.

À COPESUL por ter permitido o uso de equipamentos.

Ao Instituto de Física da UFRGS pelas análises de raios X e Mössbauer e sugestões apresentadas.

RESUMO

Este trabalho apresenta um estudo sobre a nitretação de ferramentas de aços rápidos com o objetivo de aumentar a resistência ao desgaste e o seu desempenho em serviço.

Usando um forno em banho de sal, as ferramentas foram tratadas e acompanhadas em serviço. Desenvolveram-se ensaios em brocas, fresas, machos, alargadores e brochas. O trabalho esteve concentrado no aço AISI M2 sendo efetuados alguns testes com os aços AISI M35 e DIN S 10-4-3-10. As temperaturas empregadas estiveram na faixa de 510 a 590 °C e os tempos de 5 min a 3 horas. Para efeito de comprovação de viabilidade de empregar a nitretação de ferramentas, foi realizada uma comparação custo x benefício com ferramentas recobertas com nitreto de titânio.

Uma outra etapa do trabalho foi a caracterização em laboratório de amostras. Corpos de prova nitretados foram submetidos a medidas de micro-dureza com indentadores Vickers e Knoop, análise metalográfica em microscopia óptica e eletrônica de varredura e análise por difração de raios X e Mössbauer.

O efeito da nitretação foi bastante pronunciado, obtendo-se em média rendimentos 80 % superiores às ferramentas originais. Os melhores desempenhos foram obtidos com temperaturas de tratamento entre 530 e 560 °C e tempos de 5 e 15 minutos. Nas condições usuais de tratamento não se observou a camada de compostos (branca). Verificamos a presença de nitretos de cromo, molibdênio, tungstênio, vanádio e o nitreto de ferro $Fe_{16}N_2$.

ABSTRACT

This research is about the nitriding of high speed steels tools intending to improve wear strength and consequently better behaviour under work conditions.

Tools of AISI M2, AISI M35 and DIN S 10-4-3-10 were treated in a molten salt bath furnace at range 510 to 590 °C for 5 to 180 minutes.

The nitrided tools were analyzed using optical and scanning electron microscopy, X rays diffraction and Mössbauer. Also microhardness tests were performed using Vickers and Knoop indenters.

Additionally the tools were analysed under work conditions. Nitreted tools achieved results about 80 % better than non-treated tools. The best properties were observed for treatments done between 530 to 560 °C for 5 to 15 minutes.

Usually the white layer was not observed. Nitrides of chromium, molybdenum, tungsten, vanadium and iron (Fe_{16}N_2) were detected.

ÍNDICE

1	Introdução	1
2	Aços Rápidos	4
	2.1 Histórico.....	5
	2.2 Propriedades dos Aços Rápidos.....	7
	2.3 Efeito de Elementos de Liga nos Aços Rápidos.....	10
	2.4 Classificação dos Aços Rápidos.....	14
3	Tratamentos Térmicos de Aços Rápidos	17
	3.1 Têmpera.....	19
	3.2 Revenido.....	22
	3.3 Tratamento Subzero.....	25
	3.4 Tratamentos Superficiais.....	26
4	Nitretação	28
	4.1 Aplicações.....	30
	4.2 Diagrama de Equilíbrio Ferro-Nitrogênio	32
	4.3 Distorções e Mudanças Dimensionais.....	33
	4.4 Efeitos da Microestrutura Prévia.....	34
	4.5 Efeitos da Composição do Aço.....	35
	4.6 Nitretabilidade.....	38
	4.7 Métodos de Nitretação.....	39

4.7.1	Nitretação a gás.....	39
4.7.2	Nitretação por Descarga Elétrica ou Ionitretação..	42
4.7.3	Nitretação em Banho de Sais.....	44
4.8	Estrutura e Formação da Camada Nitretada.....	49
4.8.1	Zona de Difusão da Camada Nitretada.....	50
4.8.2	Camada de Compostos em Aços Nitretados.....	51
4.9	Inspeção e Controle de Qualidade.....	53
5	Nitretação de Aços Rápidos	55
6	Estudo Experimental	63
6.1	Materiais Estudados.....	63
6.2	Procedimento Experimental.....	64
6.2.1	Controle do Banho.....	66
6.2.2	Metalografia.....	66
6.2.3	Preparação de Amostras.....	67
6.2.4	Medidas de micro-dureza.....	68
6.2.5	Medição da Camada Nitretada.....	72
6.2.6	Perfis de micro-dureza.....	73
6.2.7	Análise da Composição da Camada.....	74
6.2.8	Ensaio Charpy.....	74
7	Resultados	76
7.1	Dureza e Profundidade da Camada.....	77
7.2	Metalografia da Camada Nitretada.....	79
7.3	Perfil de Micro-Dureza da Camada Nitretada.....	84

7.4	Comparação entre Indentações Vickers e Knoop.....	86
7.5	Análises de Raios X e Mössbauer.....	92
7.6	Desempenho das Ferramentas.....	95
7.7	Comparação com Ferramentas com Nitreto de Titânio.....	98
7.8	Ensaio Charpy.....	98
8	Discussão dos Resultados	99
9	Conclusões	103
	Sugestões para Futuros Trabalhos	105
	Referências Bibliográficas	106

CAPÍTULO 1

INTRODUÇÃO

Para os aços o processo de nitretação é um tratamento termo-químico que envolve a introdução de nitrogênio na peça e a subsequente formação de nitretos de alta dureza. Geralmente é realizado em temperaturas entre 500 e 590 °C não ocorrendo transformação de fases (com a conseqüente variação de volume) durante o resfriamento até a temperatura ambiente. O método foi inicialmente usado em 1908 e, desde então, sua aplicação tem continuamente crescido. Isso se deve, entre outros fatores, ao desenvolvimento do processo que permitiu sua aplicação a um maior número de classes de aços. As propriedades apresentadas pelo aço nitretado são resumidas a seguir:

- alta dureza superficial e redução do risco de escoriação.
- alta resistência à fadiga e baixa sensibilidade ao entalhe.
- aumento da resistência à corrosão para aços não inoxidáveis.
- alta resistência ao revenido e dureza em altas temperaturas.
- alta estabilidade dimensional.

As ferramentas de aços rápidos, devido às solicitações em

serviço, necessitam de alta resistência ao desgaste em elevadas temperaturas. Esta propriedade, contudo, tem sido alcançada com sacrifício da tenacidade. O emprego de tratamentos superficiais tem permitido um ganho adicional de rendimento sem apresentar a perda de tenacidade que estaria associada ao endurecimento de todo o substrato até valores muito elevados. Isso incentivou o emprego de tratamentos superficiais. Pode-se destacar a nitretação que apresenta bons rendimentos por um baixo custo.

Devido a presença de altos teores de elementos de liga como cromo, molibdênio, tungstênio e vanádio, a nitretação de aços rápidos proporciona uma camada de excepcional dureza. Pelo pequeno tempo necessário e a alta resistência ao revenido desses materiais a nitretação é efetuada sem perda de dureza da matriz e envolvendo um mínimo de distorção. Contudo, um cuidado todo especial deve ser tomado nesses materiais devido à tendência de se formar uma camada frágil. Nesse sentido alguns estudos vêm sendo desenvolvidos, entre eles podemos citar Roberts, Hamaker Jr e Johnson (17), que pesquisaram os aços ferramentas. Lightfoot e Jack (16), estudaram a cinética da nitretação com e sem a formação da camada branca e Clayton e Sachs (18) a redução da camada branca na superfície de componentes nitretados. Contudo muito ainda há para ser desenvolvido. Neste contexto se insere este trabalho. Usando-se um processo em banho de sal acompanhou-se o desempenho em serviço de inúmeras ferramentas relacionando-se com as características da camada.

Nos capítulos iniciais é apresentada uma revisão dos aspectos

relevantes para o melhor entendimento do estudo realizado. No capítulo 2, é efetuado um resumo sobre os aços rápidos e as propriedades necessárias para um bom desempenho em serviço. No capítulo 3 são abordados os tratamentos térmicos desses aços. No capítulo 4 é efetuada uma introdução sobre nitretação, métodos empregados, desenvolvimento do tratamento para, no capítulo 5, abordar-se especificamente a nitretação de aços rápidos. Nos capítulos 6 a 9 são apresentados o procedimento experimental, materiais, resultados, discussão dos mesmos e as conclusões.

Neste trabalho foi empregado o processo em banho de sal que apresenta o inconveniente da toxidez, mas que tem se mostrado bastante eficiente para ferramentas, além de apresentar um baixo custo. Contudo, não nos preocupamos tanto com as características do processo mas sim com as propriedades obtidas. Como alternativa, teríamos a nitretação gasosa com amônia e, mais recentemente, a nitretação com plasma. O processo a gás tem pouco uso em ferramentas por acarretar uma camada com maior concentração de nitrogênio e, portanto, mais frágil. Contudo acredita-se que a adequação do tratamento para um menor teor de nitrogênio ativo possa permitir a obtenção de camadas adequadas. Na nitretação iônica, de emprego mais recente, as perspectivas são animadoras principalmente devido à possibilidade de um maior controle da camada. Esse processo permite, mais facilmente, a obtenção de camadas monofásicas podendo-se, inclusive, selecionar os tipos de nitretos de interesse. Assim, obtêm-se superfícies de alta resistência ao desgaste com boa tenacidade.

CAPÍTULO 2

AÇOS RÁPIDOS

Os aços rápidos têm esse nome devido à capacidade que possuem de resistir à ação do calor pelo atrito permitindo, desta forma, o emprego de grandes velocidades de corte em operações de usinagem. Estão entre os principais tipos de aços usados em ferramentas devido: a alta dureza no estado temperado/revenido e, principalmente, a capacidade de operar em velocidades e condições de corte que elevam excessivamente a temperatura da ferramenta. A capacidade de corte de uma ferramenta de aço rápido praticamente não se altera mesmo quando a temperatura do gume, por efeito do atrito provocado pelo trabalho de usinagem, atinge até 550 °C. Nestas temperaturas, esses aços praticamente retêm a dureza, o que lhes permite continuar ainda na operação de usinagem.

2.1 HISTÓRICO

A introdução dos aços rápidos na indústria deu-se em 1890, como um resultado do trabalho de Taylor e White, que estudaram o efeito do tungstênio sobre a dureza a quente dos aços. Eles encontraram um aço com 14% de W, 4% Cr e 0,3% V exibindo dureza a quente. A composição original foi, posteriormente, sendo modificada até chegar ao popular "18-4-1", o atual AISI T1, e aos demais aços da série T e M. Esse desenvolvimento revolucionou os métodos de corte dos metais. Em 1920 o conteúdo de vanádio foi aumentado para 1%. Em um período de 30 anos o carbono foi gradualmente aumentado para o nível de 0,75 % .

A cronologia de desenvolvimento dos principais aços rápidos é dada seguir:

1903 0,7% C, 14% W, 4% Cr protótipo de um aço rápido moderno.

1904 Adição de 0,3 % de V.

1906 Introdução do forno de fusão elétrico.

1910 Introdução da primeira composição 18-4-1 (AISI T1).

1912 Adição de 3 a 5% de Co para aumento da dureza a quente.

1923 Adição de 12% de Co para aumento da velocidades de corte.

1939 Introdução de aços super-rápidos de alto

carbono e alto vanádio (M4 e T15).

- 1940-1952..... Substituição do tungstênio por molibdênio.
- 1961 Introdução de aços rápidos super-duros
alto carbono e alto cobalto (serie M40).
- 1970 Introdução dos aços rápidos fabricados
por metalurgia do pó.
- 1973 Adição de maior conteúdo de silício e
nitrogênio ao M7 para aumentar a dureza.
- 1980 Desenvolvimento de aços super rápidos de
cobalto livre.
- 1982 Introdução de aços rápidos de alumínio
modificado para ferramentas de corte.

Mais recentemente novos elementos estão sendo adicionados para melhorar as propriedades dos aços rápidos. Entre esses elementos podem ser relacionados o titânio, o boro e o nióbio. O titânio é adicionado para substituir todo ou parte do vanádio. O titânio forma um carboneto do tipo MC (onde M representa os átomos do metal e C os átomos de carbono), que é mais duro que o carboneto de vanádio (VC) além de contribuir para uma granulação mais fina e formação de grande quantidade de partículas finas de carbonetos. O boro, parece manter a dureza secundária apresentando, contudo, uma certa tendência a produzir uma granulação mais grosseira, se as mesmas temperaturas de têmpera forem usadas. O nióbio, tem sido empregado nos aços rápidos ao tungstênio-molibdênio tipo 654(AISI M8) com a aparente vantagem de diminuir a tendência à descarbonetação.

2.2 PROPRIEDADES DOS AÇOS RÁPIDOS

As propriedades de maior influência na eficiência de corte são:

- Dureza a quente.
 - Resistência ao desgaste.
 - Tenacidade.
- Dureza a quente - É a capacidade de resistir ao amolecimento a elevadas temperaturas. Isto se deve, basicamente, ao endurecimento secundário. Este endurecimento secundário é devido a uma combinação de dois processos:
- a) Transformação da austenita retida em martensita pelo resfriamento subsequente ao revenido.
 - b) Precipitação muito fina de carbonetos de elementos de liga.

Admite-se que a transformação da austenita retida tem efeito menor do que a precipitação de carbonetos. O endurecimento secundário se deve, então, principalmente a precipitação dos carbonetos de liga que acompanha o revenimento da martensita e pela resistência dos mesmos a coalescer quando no trabalho das ferramentas. Neste sentido os melhores elementos são tungstênio, molibdênio, cobalto (com W e Mo), vanádio e cromo. Admite-se o seguinte: os átomos desses elementos, principalmente W e Mo, tem dimensões muito maiores que de qualquer outro presente nos aços rápidos. Assim eles teriam velocidades de difusão muito baixas. Para haver coalescimento e para que este prossiga, seria necessário a difusão simultânea de W e C ou Mo e C e de Cr e V.

- Resistência ao desgaste - É a capacidade da seção da ferramenta que está em contato com a peça sob usinagem de suportar a abrasão a que está submetida. Essa propriedade depende da natureza e composição da matriz, dos carbonetos precipitados responsáveis pela dureza secundária, pela quantidade de carbonetos de liga e pela sua natureza. Os melhores resultados são obtidos mediante o aumento simultâneo de carbono e vanádio, de modo a permitir a introdução de uma maior quantidade de carboneto total e maior porcentagem de carboneto de vanádio que, como se sabe, é extremamente duro.

- Tenacidade - É a combinação adequada de resistência mecânica e ductibilidade do aço da ferramenta. É influenciada principalmente por três fatores:

a) Dureza - Para ferramentas temperadas a diminuição de dureza aumenta a tenacidade. Por outro lado temos o inconveniente de redução de resistência ao desgaste.

b) Tamanho de grão - Este é o único fator com o qual se pode melhorar a tenacidade e resistência ao desgaste simultaneamente. Com a diminuição do tamanho de grão tem-se um leve aumento de dureza e uma melhora da tenacidade.

c) Distribuição de carbonetos - Para uma boa tenacidade deve-se possuir uma distribuição homogênea de carbonetos. Uma região muito concentrada de carbonetos incentivar a formação e propagação de trincas enquanto que regiões de baixa concentração vão apresentar menor resistência ao desgaste.

As figuras 2.1 e 2.2 ilustram microestruturas inadequadas. A segregação e alinhamento de carbonetos acarreta queda na tenacidade e diminuição da resistência ao desgaste enquanto que uma granulação grosseira compromete a tenacidade do aço.

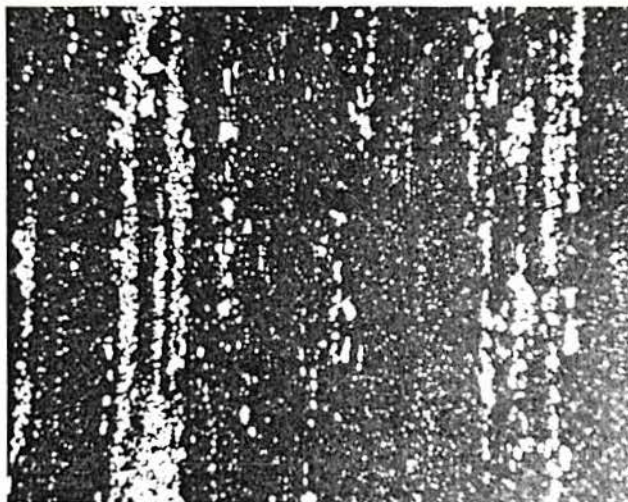


Fig. 2.1. Segregação de carbonetos em um aço rápido M2 (40) causando redução da tenacidade e resistência ao desgaste. 130 X

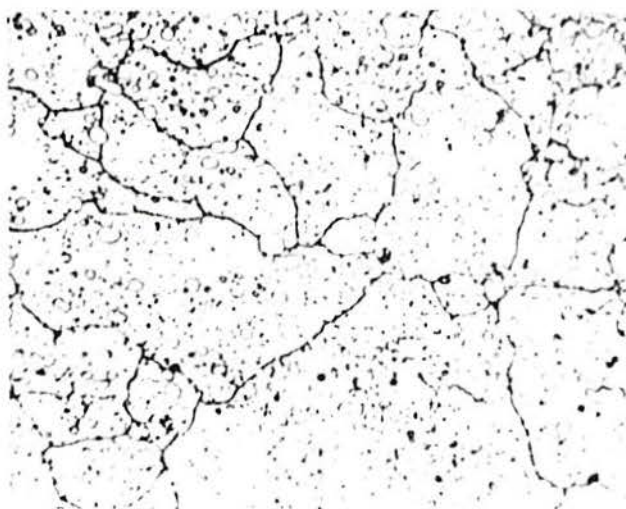


Fig 2.2 - Tamanho de grão grosseiro em um aço rápido M2 devido a tratamento térmico inadequado (40). Este tamanho de grão exagerado prejudica a tenacidade da ferramenta. 480 X

2.3 EFEITO DOS ELEMENTOS DE LIGA NOS AÇOS RÁPIDOS

CARBONO - O carbono varia normalmente entre 0,7 e 1,3 % podendo chegar a 1,6 %. Quanto menor o teor de carbono menor a dureza no estado temperado. Aumentando-se o seu teor, aumenta-se a quantidade de carbonetos complexos, melhorando-se a resistência ao desgaste. Quanto maior o teor de carbono maior a quantidade de austenita retida na têmpera exigindo, assim, maiores temperaturas de revenido e tempos mais longos. O carbono elevado favorece, ainda, a tendência à descarbonetação.

TUNGSTÊNIO - Esse elemento está sempre presente nos aços rápidos. Sua principal ação é conferir a dureza a quente, característica que faz o aço rápido muito adequado para ferramentas de corte. O tungstênio forma um carboneto complexo M_6C , responsável pela alta resistência ao desgaste do aços rápidos. Dissolvido na matriz, o tungstênio apresenta grande resistência à precipitação durante o revenido. Quando isto acontece nas temperaturas de 510 a 590 $^{\circ}C$, o faz sob a forma do carboneto W_2C , que é, em grande parte, responsável pela dureza secundária e pela dureza a quente dos aços rápidos. Somente após ultrapassar no revenido a temperatura de 650 $^{\circ}C$ volta a formar o carboneto estável M_6C . Com a elevação do teor de tungstênio, a quantidade de carbonetos complexos cresce e aumenta a quantidade de tungstênio dissolvido na matriz austenítica. É importante observar que, se o carbono for mantido constante, quantidades

crescentes de tungstênio promoverão o reaparecimento da ferrita. Desta forma, nos aços com carbono relativamente baixos, o aumento do teor de tungstênio poderá causar grandes teores de ferrita após a têmpera.

MOLIBDÊNIO - Este elemento é introduzido como substituto parcial do tungstênio. O molibdênio forma o mesmo tipo de carboneto duplo com o ferro e o carbono. Como o molibdênio tem massa atômica menor que o tungstênio (cerca da metade) ao ser adicionado na mesma percentagem em peso, produzirá o dobro de átomos para ligar-se no aço. Assim, 1% em peso de molibdênio, pode substituir de 1,6 a 2% em peso de tungstênio. Os aços tungstênio-molibdênio, são temperados a temperaturas inferiores às dos aços ao tungstênio. Uma desvantagem do molibdênio é a maior tendência à descarbonetação, exigindo maior controle no tratamento térmico. A austenita residual é menos estável que a dos aços ao tungstênio, permitindo temperaturas de revenido inferiores. A dureza a quente também é um pouco menor.

VANÁDIO - Adicionado inicialmente para remover impurezas de escória e reduzir a quantidade de nitrogênio durante a fusão do aço, resulta também, em um aumento da eficiência de corte dos aços rápidos. Observa-se, pelo exame das tabelas relativas às composições dos aços rápidos, que a medida que se aumenta o teor de vanádio aumenta-se igualmente o teor de carbono. Verifica-se que elevando-se apenas o teor de vanádio e mantendo-se o

conteúdo de carbono fixo, acima de uma certa percentagem de vanádio, entre 2,2 e 4,0 %, a dureza do aço no estado temperado cai rapidamente. Isto se deve ao fato desses aços de alto Vanádio e carbono relativamente baixo (entre 0,60 a 0,80%) apresentarem apreciáveis conteúdos de ferrita. Experimentalmente observou-se que, para cada 1 % de vanádio acrescentado, é preciso aumentar o teor de carbono de 0,25 %, a partir da composição básica contendo 0,55 % C, 1 % V, ou 0,8 % C e 2 % V. O carboneto formado pelo vanádio é do tipo MC, que está entre os carbonetos mais duros encontrados nos aços, com dureza superior ao carboneto de cromo, ao carboneto de tungstênio ou óxido de alumínio (21,22). Os aços alto V e alto C são chamados também de aços super-rápidos, e são os que possuem melhor resistência ao desgaste. Por essa razão são maiores as dificuldades de retificação e afiação das ferramentas destes aços. O vanádio igualmente aumenta acentuadamente a dureza a quente dos aços rápidos, fator que, aliado à alta resistência ao desgaste, contribui para melhorar a sua capacidade de corte. Contribui também dificultando o crescimento de grão durante tratamento térmico.

COBALTO - Tem como principal efeito aumentar a dureza a quente de modo a melhorar a eficiência de corte quando as condições de serviço são tais a causar elevações acentuadas de temperatura. Assim os aços ao cobalto são recomendados para cortes de desbastes, cortes muito profundos ou com rotações e avanços

muito elevados. Não apresentam superioridade em relação aos outros tipos de aços, usados para cortes de acabamento, em que o problema da alta temperatura não é importante. São aços recomendados para a usinagem de materiais que apresentem cavacos descontínuos como o ferro fundido ou materiais não ferrosos.

O ponto de fusão da liga é aumentado pela presença desse elemento. Assim maiores temperaturas de têmpera podem ser empregadas sem crescimento de grão. Com isso temos mais elementos em solução com a conseqüente melhora da dureza a quente. O cobalto apresenta-se na maior parte dissolvido na matriz do ferro, o que significa o fortalecimento desta e, em conseqüência, justifica a dureza mais elevada a temperatura ambiente e a altas temperaturas. Por outro lado o cobalto aumenta a tendência a descarbonetação.

CROMO - Está sempre presente nos aços rápidos com teores em torno de 4%. O cromo é o principal responsável pela alta temperabilidade dos aços rápidos, tornando possível seu endurecimento completo em secções relativamente grandes. Está presente no aço recozido como carboneto de fórmula $Cr_{23}C_6$, que se dissolve antes e completamente a temperaturas de austenitização inferiores a $1090^{\circ}C$. O cromo tem um importante papel no endurecimento secundário. Desta forma aços rápidos não contendo cromo têm um baixo endurecimento secundário. Outro efeito do cromo é o de reduzir a oxidação e formação de casca de óxido durante tratamentos térmicos.

2.4 CLASSIFICAÇÃO DOS AÇOS RÁPIDOS

Existem duas classes de aços rápidos. Aços rápidos ao molibdênio, ou grupo M, e aços rápidos ao Tungstênio ou grupo T. Os aços do grupo M constituem mais de 95 % dos aços rápidos produzidos nos Estados Unidos. Também há um subgrupo consistindo de um aço intermediário no grupo M com teores de tungstênio e molibdênio baixos. A tabela 2.1 apresenta a faixa de composição química dos principais aços rápidos.

Os grupos M e T são equivalentes em performance. A principal vantagem do grupo M é o menor custo inicial (40% mais baixo do que um aço similar do grupo T). Os aços rápidos ao molibdênio e tungstênio são similares em muitos outros aspectos incluindo a capacidade de endurecimento. As aplicações típicas para ambas as categorias incluem ferramentas de corte de todos os tipos como brocas, alargadores, fresas, fresas de topo, fresa helicoidal e machos. Algumas classes são satisfatórias para trabalho a frio como matrizes de corte, punções, matrizes de laminação de roscas. A série M40 é usada para a fabricação de ferramentas de corte para usinagem muito difícil, em aços de alta resistência.

Os aços rápidos ao molibdênio contém molibdênio, tungstênio, cromo, vanádio e cobalto, como principais elementos de liga. Têm uma tenacidade levemente maior do que o grupo T quando comparados ao mesmo nível de dureza. Contudo as demais propriedades mecânicas dos dois grupos são similares. No grupo M elevando-se o carbono e vanádio melhora-se a resistência ao

desgaste. Aumentando-se o cobalto aumenta-se a dureza a quente sacrificando, no entanto, a tenacidade. Os aços do grupo M tem maior sensibilidade do que os do grupo T para as condições de têmpera especialmente temperatura e atmosfera de austenitiza o. Isso ocorre devido ao fato deles serem mais sensíveis a descarboneta o e a sobre-aquecimento sob ambientes de austenitiza o adversos. Isto   especialmente verdadeiro para composi es alto-molibdênio, baixo tungstênio. O Grupo M pode desenvolver dureza total quando temperado a partir de temperaturas de 1175 a 1230  C. A dureza máxima que pode ser obtida no grupo M varia com a composi o. Para aqueles com mais baixos conteúdos de carbono, isto  , tipos M1, M2, M10 (composi o baixo carbono), M30, M33, M34, e M36 a dureza máxima   normalmente 65 HRC. Para teores de carbono mais elevados, incluindo o M3, M4, M7, a dureza máxima está em torno de 66 HRC. A máxima dureza de aços alto carbono contendo cobalto incluindo M41, M42, M43, M44 e M46   de 69 a 70 HRC. Contudo são restritas as aplica es industriais para os aços da série M40 nesta dureza máxima. Normalmente o tratamento térmico   ajustado para proporcionar dureza de 66 a 68 HRC.

Os aços rápidos ao tungstênio cont m tungstênio, cromo, vanádio, cobalto e carbono como principais elementos de liga. São caracterizados por alta dureza a quente e resistência ao desgaste. Eles são também profundamente endurecíveis em se es de até 76 mm de espessura ou diâmetro podendo ser endurecidos para 65 HRC ou mais. O alto conteúdo de carbono e elementos de

liga produzem carbonetos de alta dureza muito resistentes, particularmente naqueles tipos contendo mais do que 1,5 % de V e mais de 1% de C. A combinação de boa resistência ao desgaste e alta dureza a quente fazem os aços rápidos do grupo T adequados para muitas aplicações de alta performance de corte. Aços rápidos do grupo T são principalmente utilizados para ferramentas de corte como bits, brocas, fresas, brochas e machos. São também usados para fazer matrizes, punções, e componentes estruturais que operam em altas temperaturas.

Tabela 2.1 - Faixa de Composição química dos principais aços rápidos (37)

AIISI	UNS	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	W	V	Cu
Molybdenum high-speed steels										
M1	T11301	0.78-0.88	0.15-0.40	0.20-0.50	3.50-4.00	0.30 max	8.20-9.20	1.40-2.10	1.00-1.35	...
M2	T11302	0.78-0.88; 0.95-1.05	0.15-0.40	0.20-0.45	3.75-4.50	0.30 max	4.50-5.50	5.50-6.75	1.75-2.20	...
M3, class 1	T11313	1.00-1.10	0.15-0.40	0.20-0.45	3.75-4.50	0.30 max	4.75-6.50	5.00-6.75	2.25-2.75	...
M3, class 2	T11323	1.15-1.25	0.15-0.40	0.20-0.45	3.75-4.50	0.30 max	4.75-6.50	5.00-6.75	2.75-3.75	...
M4	T11304	1.25-1.40	0.15-0.40	0.20-0.45	3.75-4.75	0.30 max	4.25-5.50	5.25-6.50	3.75-4.50	...
M7	T11307	0.97-1.05	0.15-0.40	0.20-0.55	3.50-4.00	0.30 max	8.20-9.20	1.40-2.10	1.75-2.25	...
M10	T11310	0.84-0.94; 0.95-1.05	0.10-0.40	0.20-0.45	3.75-4.50	0.30 max	7.75-8.50	...	1.80-2.20	...
M30	T11330	0.75-0.85	0.15-0.40	0.20-0.45	3.50-4.25	0.30 max	7.75-9.00	1.30-2.30	1.00-1.40	4.50-5.50
M33	T11333	0.85-0.92	0.15-0.40	0.15-0.50	3.50-4.00	0.30 max	9.00-10.00	1.30-2.10	1.00-1.35	7.75-8.75
M34	T11334	0.85-0.92	0.15-0.40	0.20-0.45	3.50-4.00	0.30 max	7.75-9.20	1.40-2.10	1.90-2.30	7.75-8.75
M35	T11335	0.82-0.88	0.15-0.40	0.20-0.45	3.75-4.50	0.30 max	4.50-5.50	5.50-6.75	1.75-2.20	4.50-5.50
M36	T11336	0.80-0.90	0.15-0.40	0.20-0.45	3.75-4.50	0.30 max	4.50-5.50	5.50-6.50	1.75-2.25	7.75-8.75
M41	T11341	1.05-1.15	0.20-0.60	0.15-0.50	3.75-4.50	0.30 max	3.25-4.25	6.25-7.00	1.75-2.25	4.75-5.75
M42	T11342	1.05-1.15	0.15-0.40	0.15-0.65	3.50-4.25	0.30 max	9.00-10.00	1.15-1.85	0.95-1.35	7.75-8.75
M43	T11343	1.15-1.25	0.20-0.40	0.15-0.65	3.50-4.25	0.30 max	7.50-8.50	2.25-3.00	1.50-1.75	7.75-8.75
M44	T11344	1.10-1.20	0.20-0.40	0.30-0.55	4.00-4.75	0.30 max	6.00-7.00	5.00-5.75	1.85-2.20	11.00-12.25
M46	T11346	1.22-1.30	0.20-0.40	0.40-0.65	3.70-4.20	0.30 max	8.00-8.50	1.90-2.20	3.00-3.30	7.80-8.80
M47	T11347	1.05-1.15	0.15-0.40	0.20-0.45	3.50-4.00	0.30 max	9.25-10.00	1.30-1.80	1.15-1.35	4.75-5.25
M48	T11348	1.42-1.52	0.15-0.40	0.15-0.40	3.50-4.00	0.30 max	4.75-5.50	9.50-10.50	2.75-3.25	8.00-10.00
M62	T11362	1.25-1.35	0.15-0.40	0.15-0.40	3.50-4.00	0.30 max	10.00-11.00	5.75-6.50	1.80-2.10	...
Tungsten high-speed steels										
T1	T12001	0.65-0.80	0.10-0.40	0.20-0.40	3.75-4.50	0.30 max	...	17.25-18.75	0.90-1.30	...
T2	T12002	0.80-0.90	0.20-0.40	0.20-0.40	3.75-4.50	0.30 max	1.00 max	17.50-19.00	1.80-2.40	...
T4	T12004	0.70-0.80	0.10-0.40	0.20-0.40	3.75-4.50	0.30 max	0.40-1.00	17.50-19.00	0.80-1.20	4.25-5.75
T5	T12005	0.75-0.85	0.20-0.40	0.20-0.40	3.75-5.00	0.30 max	0.50-1.25	17.50-19.00	1.80-2.40	7.00-9.50
T6	T12006	0.75-0.85	0.20-0.40	0.20-0.40	4.00-4.75	0.30 max	0.40-1.00	18.50-21.00	1.50-2.10	11.00-13.00
T8	T12008	0.75-0.85	0.20-0.40	0.20-0.40	3.75-4.50	0.30 max	0.40-1.00	13.25-14.75	1.80-2.40	4.25-5.75
T15	T12015	1.50-1.60	0.15-0.40	0.15-0.40	3.75-5.00	0.30 max	1.00 max	11.75-13.00	4.50-5.25	4.75-5.25
Intermediate high-speed steels										
M50	T11350	0.78-0.88	0.15-0.45	0.20-0.60	3.75-4.50	0.30 max	3.90-4.75	...	0.80-1.25	...
M52	T11352	0.85-0.95	0.15-0.45	0.20-0.60	3.50-4.30	0.30 max	4.00-4.90	0.75-1.50	1.65-2.25	...

CAPÍTULO 3

TRATAMENTOS TÉRMICOS DOS AÇOS RÁPIDOS

Os aços rápidos são materiais de alto custo e de tratamento térmico relativamente delicado. Sua vida útil poderá ser consideravelmente diminuída se não forem observadas certas regras fundamentais de têmpera e revenido. Quando tratados convenientemente, os aços rápidos apresentam uma estrutura martensítica, com apreciável quantidade de carbonetos e uma granulação fina. Na condição de coalescidos, apresentam uma estrutura ferrítica e inúmeros carbonetos simples e complexos, de ferro, cromo, tungstênio, vanádio, molibdênio e outros, dependendo de sua composição química. Para uma têmpera correta e a fim de que a estrutura martensítica resultante apresente a resistência ao amolecimento pelo calor que caracteriza esses aços, faz-se necessário que durante a austenitização, uma grande quantidade destes carbonetos seja dissolvida na matriz austenítica. Verifica-se pois a importância do aquecimento dos aços rápidos durante o seu tratamento térmico. Esses carbonetos dissolvem-se a velocidades diferentes. Por exemplo o carboneto

rico em Cr, $M_{23}C_6$, dissolve-se rapidamente enquanto que os outros muito mais lentamente. A estrutura dos aços rápidos apresenta ainda alguma ferrita, o que significa que à temperatura ambiente, no estado recozido, a composição do aço rápido situa-se aproximadamente dentro da seguinte região: ferro alfa + M_6C + $M_{23}C_6$. O aço, ao ser aquecido, apresenta modificações conforme as temperaturas envolvidas no processo de aquecimento e a sua composição. Um aço rápido com 0,50 % C, 18 % W, 4 % Cr e 1 % de vanádio, a 800 °C, é constituído de ferrita mais carbonetos. Se o carbono estiver em torno de 0,75 %, esse aço a 800 °C seria constituído de ferrita, carbonetos e certa quantidade de austenita. Nos aços rápidos de carbono mais elevado, que são os mais usados, com o aumento da temperatura de aquecimento, verifica-se um gradual desaparecimento da ferrita e solução de parte dos carbonetos. Nota-se que em temperaturas normais de austenitização, os aços rápidos contêm cerca de 7 a 12,5 % de excesso de carbonetos. Esses carbonetos podem se diferenciar quanto à composição, fato esse que é responsável pelas variações de eficiência de corte dos diversos tipos de aços rápidos. Ao contrário, a matriz austenítica, apresenta níveis uniformes de carbono e elementos de liga, que gera como consequência, características semelhantes no resfriamento e no revenimento subsequente.

Convém lembrar que os aços rápidos são muito susceptíveis a descarbonetação, especialmente os aços rápidos ao molibdênio. Por outro lado qualquer carbonetação superficial dos aços de

alto carbono poderá levar a fusões superficiais localizadas, devido ao conseqüente rebaixamento do ponto de fusão do material naquelas áreas. É pois, imprescindível, o uso de atmosferas neutras, ou banhos de sais neutros, para o aquecimento e o preaquecimento dos aços rápidos em geral.

3.1 - TÊMPERA

No aquecimento três precauções devem ser observadas:

- Para o endurecimento total, deve ocorrer dissolução de uma quantidade suficiente de carbonetos na austenita. Contudo, uma quantidade excessiva dissolvida na austenita deve ser evitada.
- O tamanho de grão deve ser mantido a um mínimo na maioria dos casos, de modo a assegurar tenacidade suficiente.
- As modificações químicas da superfície devem ser mantidas sob rigoroso controle.

Quanto maior for o tempo e a temperatura de têmpera usada, maior a quantidade de carbonetos dissolvidos podendo, inclusive, ocorrer uma diminuição da resistência a abrasão do material, que terá um menor número de carbonetos. Adicionalmente poderá ocorrer um excessivo crescimento de grão, pois é a existência dos carbonetos não dissolvidos e localizados nos contornos de grão que inibem o crescimento destes. A certa altura, este crescimento torna-se muito rápido, e a tenacidade do aço torna-se sensivelmente menor. Uma elevação da temperatura de austenitização, desencadeará a fusão de alguns carbonetos, com o aparecimento, nos contornos de grão, de um microconstituente

semelhante a um eutético globular típico dos aços rápidos "queimados" (foto 3.1 E). Esta estrutura acarreta baixíssima resistência mecânica e é encontrada nos aços rápidos na condição de fundidos, sem beneficiamento posterior por forjamento. Assim, como os carbonetos apresentam uma dureza equivalente ou superior a da martensita, a situação ideal é combinar uma estrutura martensítica de alto carbono impregnada de carbonetos.

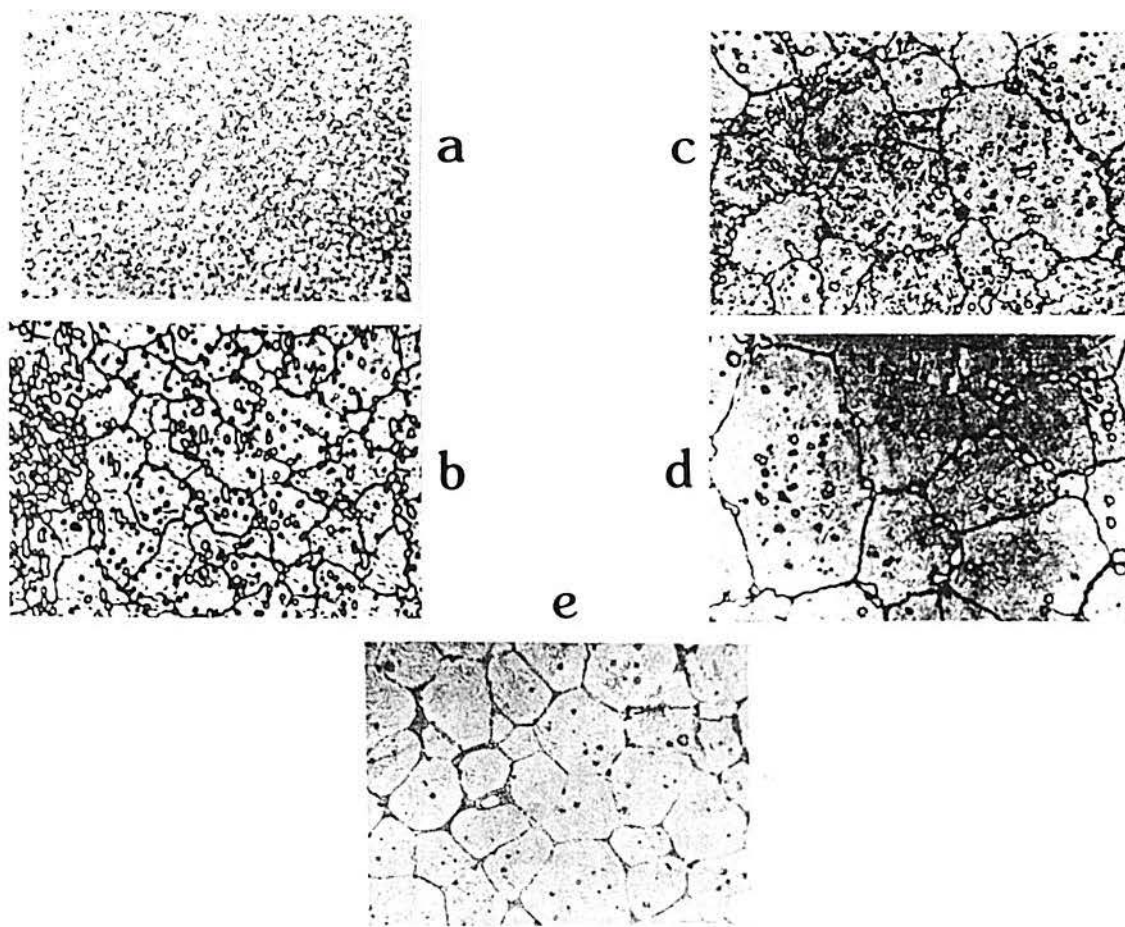


Fig. 3.1. Efeito da temperatura de têmpera sobre a quantidade de carbonetos residuais e tamanho de grão, em um aço AISI M2. A microestrutura "B" é a correta. "A" resulta de temperatura de austenitização muito baixa, C, D e E são resultantes de temperaturas de austenitização muito elevadas. (20, 29).

O controle da composição superficial do aço é de grande importância visto que é a superfície do material que realiza o principal trabalho numa ferramenta de corte. Assim, se ocorrer a descarbonetação, a camada superficial não endurecerá suficientemente ou, durante o resfriamento, a transformação na camada superficial poderá ocorrer a uma temperatura mais elevada que o núcleo, resultando em tensões internas maiores que as que normalmente seriam produzidas durante a têmpera, podendo até mesmo gerar fissuras nas peças. Do mesmo modo, deve-se evitar a formação da casca de óxido, que pode impedir que se consiga a profundidade necessária de endurecimento, além de provocar modificações dimensionais que, eventualmente, poderão inutilizar a peça depois da têmpera. Deste modo deve-se controlar a atmosfera utilizando-se, para isso, ou fornos de atmosfera controlada ou fornos de banho de sais.

A exata observação das temperaturas de têmpera recomendadas para os aços rápidos é, portanto, um procedimento de capital importância em seu tratamento térmico, pois se por um lado um excessivo aquecimento resulta em baixa resistência ao desgaste e baixa resistência a choques mecânicos pelo exagerado crescimento de grão, por outro lado as baixas temperaturas de austenitização darão pouca resistência ao amolecimento da martensita, pela ação do calor. Temperaturas excessivamente baixas poderão até mesmo resultar no aparecimento de ferrita na microestrutura, com o conseqüente rebaixamento de dureza de têmpera do aço. Quantidades variáveis de austenita retida estarão também

presentes, uma vez que o final de formação da martensita, M_f , definido como a temperatura na qual se terá cerca de 99 % de martensita, situa-se a $-100\text{ }^{\circ}\text{C}$ aproximadamente, muito abaixo da temperatura ambiente. Essa quantidade de austenita retida também é afetada com a temperatura de têmpera.

3.2 - REVENIDO

O fenômeno de retenção da austenita faz com que os aços rápidos devam ser, pelo menos, duplamente revenidos após a têmpera. Após um primeiro revenido, se este for realizado a temperaturas superiores a $425\text{ }^{\circ}\text{C}$, ocorrerá um aumento na dureza do material, fenômeno conhecido como "endurecimento secundário". Ele se deve a dois fatores: à precipitação de carbonetos a partir da austenita retida, durante o tempo em que o aço permanece à temperatura de revenido e, em segundo lugar, à austenita retida, já bastante instabilizada pela precipitação dos carbonetos, que se transforma em nova martensita durante resfriamento até a temperatura ambiente. Esse efeito de endurecimento secundário chega a um máximo na faixa de temperatura de revenido entre 550 e $575\text{ }^{\circ}\text{C}$. Como qualquer outra, esta martensita formada durante o resfriamento do primeiro revenido é fortemente tensionada e muito frágil. Torna-se então necessário revenir também esta martensita secundária e, para os aços rápidos de alto teor de carbono e cobalto, de grande dificuldade de transformação, pode-se necessitar até mesmo 3 ou 4 revenidos sucessivos para obtenção das melhores propriedades.

Nas ferramentas de aços rápidos em que a resistência a choques mecânicos é primordial, pode-se obter considerável aumento da tenacidade, sem substancial decréscimo da dureza, por revenido cerca de 20⁰C acima do pico secundário de dureza da sua curva de revenido. Caso uma maior tenacidade venha a ser exigida, será preferível obtê-la reduzindo a temperatura de têmpera do aço. Pela têmpera a temperaturas inferiores, como vimos, reduz-se a quantidade de carbonetos dissolvidos na matriz, obtendo-se como resultado uma martensita de menor teor de carbono e de grão muito fino, aumentando a resistência a esforços bruscos.

O revenido dos aços rápidos pode ser dividido em quatro estágios que se superpõem na seguinte seqüência:

- No primeiro estágio, ocorre queda da dureza (2 a 6 pontos HRC) com vários fenômenos ocorrendo na martensita. Da temperatura ambiente até 270 ⁰C, a martensita tetragonal decompõe-se em martensita cúbica, com rejeição de uma fase de transição de carbonetos extremamente finos, que desaparecem com o surgimento da cementita Fe₃C, entre 300 e 400 ⁰C. Esses fenômenos característicos do primeiro estágio verificam-se até cerca de 400 ⁰C. Aparentemente nada acontece com a austenita retida.

- No segundo estágio - que ocorre entre 400 ⁰C e 565 ⁰C, verifica-se uma redissolução de uma parte da cementita e a precipitação de um carboneto de liga M₂C e, simultaneamente, ocorre um acentuado endurecimento por precipitação.

- No terceiro estágio ocorre principalmente a transformação da austenita retida, no resfriamento a partir da temperatura de

revenido, provavelmente precedida de uma precipitação de carbonetos de elementos de liga na austenita.

- No quarto estágio verifica-se a redissolução de M_2C e solução final do carboneto M_3C , com simultânea precipitação e coalescimento dos carbonetos M_6C e $M_{23}C_6$. Este estágio, entretanto, é raramente encontrado no revenido comercial dos aços rápidos e a ele se associa o amolecimento drástico do aço ao ser revenido a temperaturas acima de $650\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Os efeitos combinados do segundo e terceiro estágios são parcialmente responsáveis pelo endurecimento secundário do aço rápido. Entretanto, a precipitação dos carbonetos M_2C e M_6C e a sua resistência a coalescerem são as principais causas do endurecimento do aço e de sua capacidade de reter a dureza de revenidos repetidos, mesmo depois da austenita ser eliminada.

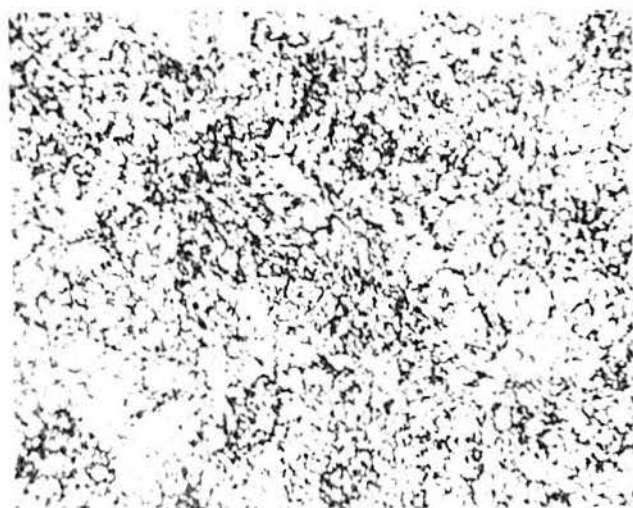


Foto 3.2. Aço AISI M2 temperado e revenido, (40).

Ataque: Nital 4%

650 X

3.3 - TRATAMENTO SUBZERO -

Os aços com alto teor de elementos de liga tendem a reter grandes quantidades de austenita em sua microestrutura de têmpera. Essa austenita instável, se transformada posteriormente em martensita ou isotermicamente em bainita, poderá resultar em diminuição na ductibilidade, ou em modificações dimensionais na peça. Quando a estabilidade dimensional de ferramentas ou calibres têm apertada faixa de tolerância, o recurso indicado para evitar a perda das peças antes mesmo de entrar em serviço, por modificações dimensionais, é o múltiplo revenimento. Ele diminui a quantidade de austenita retida por sucessivas transformações desta em martensita. Um melhor resultado pode ser alcançado através da adoção de técnicas de resfriamento a temperaturas muito inferiores à ambiente, ou tratamentos subzero, como são chamados. Os tratamentos subzero podem ser levados a efeito em equipamentos especiais, mas também podem ser improvisados, por exemplo, usando-se como líquido resfriador uma mistura de gelo seco em álcool, quando se obtém temperaturas de cerca de -66°C . Em instrumentos de alta precisão podem ser adotadas séries de cinco ou seis ciclos sucessivos de resfriamento subzero e revenidos. Os revenidos entre eles são feitos a cerca de 130°C . O primeiro tratamento subzero deve ser executado após um primeiro revenido, pois seria crítico para a peça um resfriamento direto desde a temperatura de austenitização até aquelas baixíssimas temperaturas.

A temperatura a ser usada no tratamento depende da posição da

linha de fim de transformação da martensita, M_f , pois a quantidade de austenita retida será tanto maior quando mais baixa for essa linha. Não há necessidade de manter o aço por muito tempo às temperaturas subzero, já que a transformação austenita-martensita não é isotérmica e depende apenas da temperatura. Para resfriamento a $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$, por exemplo, a permanência não deve ser maior que 1 hora. Por fim, recomenda-se que o tratamento subzero seja realizado imediatamente após a têmpera e o primeiro revenido. Após certo tempo, haverá um fenômeno de estabilização da austenita e uma maior dificuldade posterior para a sua transformação.

3.4 - TRATAMENTOS SUPERFICIAIS

A vida de ferramentas de aço rápido pode ser aumentada por tratamentos superficiais. Os mais conhecidos são:

- Recobrimento de óxido - Produzido por um tratamento em um banho de nitrato alcalino ou por oxidação a vapor. Reduz o atrito da ferramenta com a peça de trabalho. Permite dobrar a vida de ferramentas, particularmente aquelas usadas para usinar materiais macios que tem tendência a aderir na ferramenta.

- Revestimentos - Ferramentas de aços rápidos com 0,0025 a 0,0125 mm de cromo têm suas vidas prolongadas pela redução da aderência entre a ferramenta e a peça. O recobrimento de cromo é relativamente caro e precauções devem ser tomadas para prevenir falha em serviço devido à fragilização por hidrogênio.

- Sulfetos - A baixa temperatura do processo eletrolítico usando sódio e tiocianato de potássio proporciona uma camada de sulfeto de ferro resistente que baixa o coeficiente de atrito. Este processo pode ser usado como um tratamento final de todos os tipos de aços ferramentas sem perigo de sobre-revenimento.

- Recobrimento de Nitreto de Titânio - Atualmente é o um dos revestimentos mais usados em aços ferramentas. A camada superficial de nitreto de titânio, formada pelo processo de deposição física (PVD Physical Vapor Deposition), pode aumentar a vida de ferramentas em até 400 %. Isto é basicamente atribuído ao aumento da lubrificação do recobrimento. O aumento na vida da ferramenta justifica sua aplicação, apesar do aumento de custo.

- Nitretação - Bem realizada aumenta a vida de todos os tipos de ferramentas de aço rápido. Contudo, a nitretação a gás pode produzir uma camada que é muito frágil para muitas aplicações. A nitretação líquida, em torno de 565°C , proporciona uma camada não muito profunda, aumentando a dureza superficial e facilitando o deslizamento do cavaco. Se a camada é removida durante reafiação, a ferramenta deve ser renitretada.

Outro tratamento especial, é o emprego do banho de nitretação aerado que aumenta a resistência ao desgaste por adesão sem produzir excessiva fragilidade. Banhos de nitretação contendo enxofre proporcionam uma camada superficial de alto enxofre com uma redução do coeficiente de atrito.

CAPÍTULO 4

NITRETAÇÃO

A nitretação é um tratamento termoquímico de endurecimento superficial em que o nitrogênio é introduzido na superfície das ligas de ferro com um ambiente nitrogenoso a uma temperatura conveniente. O nitrogênio absorvido vai reagir com o ferro e os elementos de liga da peça formando nitretos de alta dureza e alta resistência ao desgaste. A faixa de temperatura empregada inicialmente era de 500 a 590 °C. Atualmente estes limites foram expandidos sendo usadas temperaturas entre 375 e 650 °C. O método foi inicialmente empregado no final de 1908 tendo continuamente se expandido. Isso foi possível pelo uso de novas técnicas que contornaram alguns problemas do tratamento.

As propriedades concedidas ao aço nitretado são as seguintes:

- Alta dureza superficial e resistência ao desgaste, junto com a redução do risco de escoriação.
- Alta resistência ao revenido e dureza em altas temperaturas.
- Alta resistência à fadiga e baixa sensibilidade ao entalhe.
- Aumento da resistência à corrosão exceto aos aços inoxidáveis.

- Alta estabilidade dimensional.

A alta dureza superficial obtida depois da nitretação deve-se à formação de nitretos e carbonitretos finamente dispersos que distorcem o reticulado. A concentração e tamanho dos nitretos de liga formados e a dureza do material base determinam a dureza observada na camada nitretada. A resistência à fadiga também é sensivelmente aumentada. A formação de precipitados na camada nitretada resulta em expansão do reticulado. O material do núcleo, com maior volume, mantém a camada nitretada em compressão. Esta tensão compressiva diminui a magnitude da tensão efetiva gerada na peça em trabalho, aumentando a resistência do componente. Müller (4) também sugeriu a "teoria do bloqueio do deslizamento" que assume que o nitrogênio dissolvido na estrutura do reticulado (e o nitrogênio nas bordas dos grãos) irá elevar a rugosidade das superfícies de deslizamento. Desse modo tem-se um aumento no limite elástico porque tensões mais elevadas são requeridas para iniciar o processo de deslizamento e, como resultado, ocorre um aumento na resistência à fadiga.

Devido a ausência do resfriamento rápido e a baixa temperatura usada no processo, a nitretação produz menor distorção e deformação do que outros processos termoquímicos ou de endurecimento convencional. Assim as variações volumétricas são relativamente pequenas. A zona de compostos formada na superfície da peça torna-se uma boa barreira contra a corrosão.

4.1 - APLICAÇÕES

Vários componentes sujeitos ao desgaste e fadiga feitos de aço liga e ferros fundidos como engrenagens, virabrequins, camisas de cilindro e pistões são excelentes candidatos para o processo de nitretação. Uma área de rápido crescimento é a indústria de combustíveis. Componentes usados em sistemas de injeção necessitam resistência a erosão contra o combustível e resistência à fadiga para os rápidos ciclos de pressão. Outra importante aplicação são aços ferramentas. Matrizes de trabalho a quente, que em geral falham por fadiga térmica e gripamento, tem sido beneficiadas pela nitretação. Fresas, brochas, e dispositivos também tem obtido ótimos resultados. Também os aços inoxidáveis empregados em meios não muito agressivos podem ser nitretados. Embora a nitretação aumente a dureza da superfície e a resistência ao desgaste dos aços inoxidáveis, ela geralmente diminui a resistência a corrosão pela combinação de cromo com nitrogênio para formar nitreto de cromo. Conseqüentemente, a nitretação não é recomendada em aços inoxidáveis para aplicações em que o local de trabalho seja muito agressivo. Contudo a resistência pode ser adequada para certas situações. Aços inoxidáveis tipo 302 e 410 nitretados resistem ao ataque das condições das indústrias têxtil mas não resistem ao ataque do ácido acético. Ligas endurecíveis por precipitação como o 17-4PH o 17-7 PH e A-286 também tem sido nitretadas com sucesso. Os materiais mais empregados para nitretação são aços ligas, aços nitraloy e aços ferramentas.

Quando estudamos a nitretação nós podemos usar o diagrama de equilíbrio ferro-nitrogênio ou mais recomendado o sistema Fe-N-C. Para as temperaturas normalmente usadas na nitretação, o nitrogênio irá ser dissolvido no ferro até concentrações de 0,1% em peso. Quando o conteúdo excede este valor são formados nitretos gama linha, de composição estequiométrica Fe_4N . Este nitreto de célula unitária cúbica de face centrada é estável abaixo de 680 °C (26). Se as concentrações de nitrogênio excedem 6% os nitretos gama linha começam a mudar para nitretos epsilon, de composição estequiométrica Fe_xN ($2 < X < 3,2$). Estes nitretos apresentam estrutura hexagonal. Abaixo de 500 °C nitretos zeta começam a se formar. O conteúdo de nitrogênio desta fase está em torno de 11%, sua fórmula química é Fe_2N e sua célula unitária é ortorrômbica. Segundo K. H. Jack citado por (26) a fase epsilon não contém o nitreto Fe_2N . Estruturalmente esses nitretos são quase idênticos sendo indistinguíveis por raios X ou Mössbauer (fig 4.1), sendo normalmente chamados de nitretos epsilon.

Estudos recentes realizados por C. A. dos Santos (26) apresentam o diagrama de fases Fe-C-N e indicam a formação de carbonitretos com os mesmos parâmetros de rede dos nitretos.

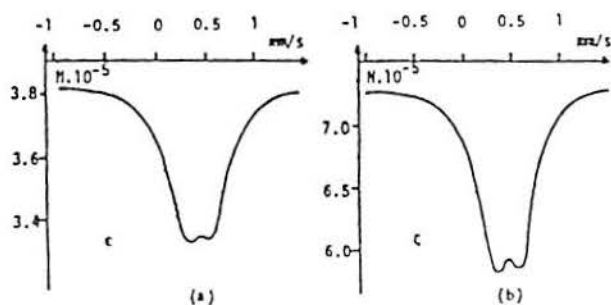


Fig. 4.1 - Espectros Mössbauer de nitretos epsilon e zeta (26).

4.2 - DIAGRAMA DE EQUILÍBRIO FERRO-NITROGÊNIO

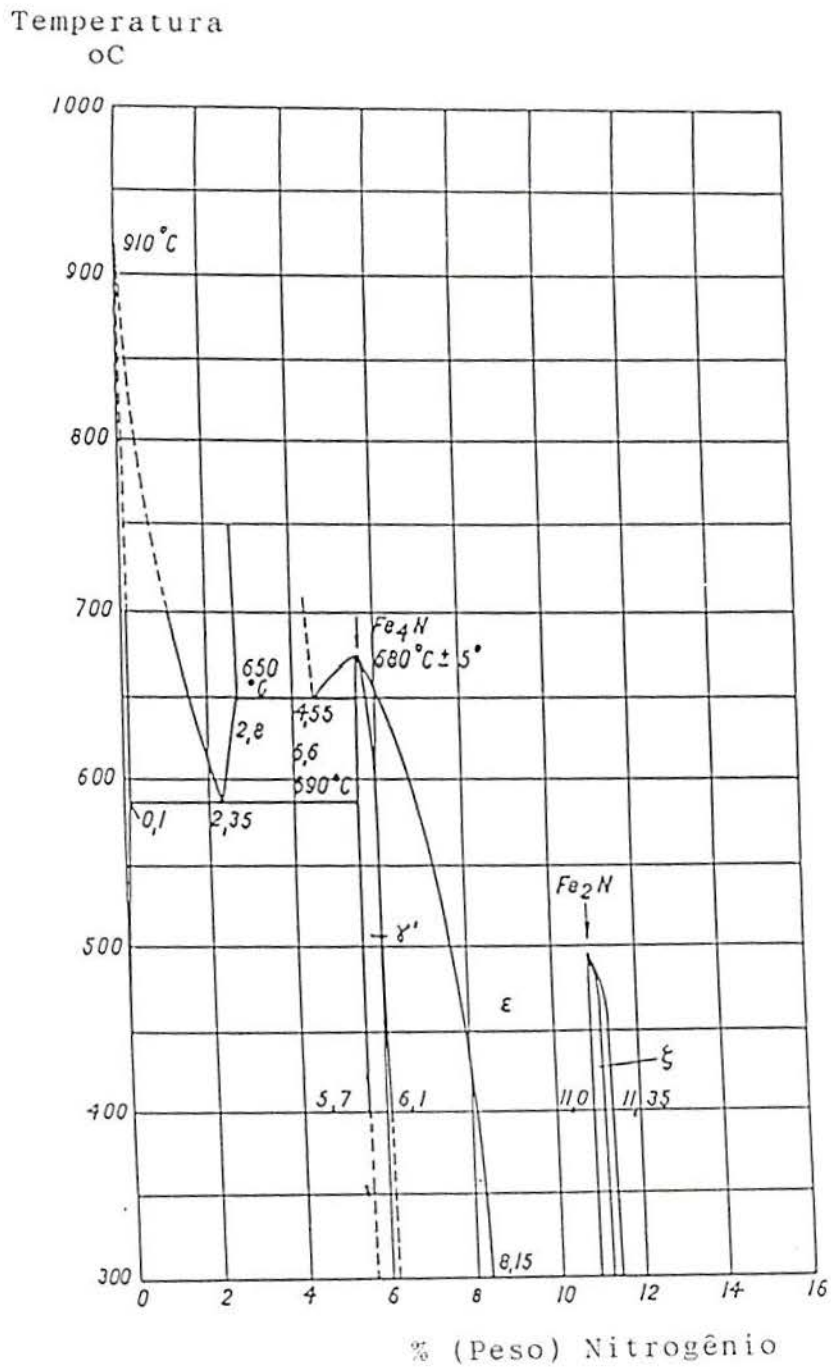


Fig 4.1 - Diagrama de equilíbrio ferro-nitrogênio (8)

4.3 - DISTORÇÕES E MUDANÇAS DIMENSIONAIS

As distorções na nitretação podem ser resultado de:

- Tensões residuais de trabalho prévio como têmpera e usinagem.
- Tensões residuais introduzidas durante a nitretação devido a aquecimentos rápidos e desuniformes ou resfriamento brusco.
- Tensões introduzidas pelo aumento de volume na camada.

A mudança de volume causa esforços no núcleo que resultam em tensões de tração que são balanceadas por tensões compressivas na superfície, após as peças serem resfriadas. Se esse balanço é alterado pela retífica de parte da camada, por exemplo, uma pequena variação dimensional pode ocorrer por um rearranjo das tensões residuais. Para evitar essas mudanças, as peças nitretadas são primeiro usinadas até quase a dimensão final, sendo feito um tratamento de alívio de tensões e finalmente é dado o acabamento final. Peças nitretadas e não usinadas depois do tratamento apresentam excelente estabilidade dimensional. Quando a usinagem prévia e o processo de nitretação são bem controlados, aumentos de volume tornam-se a causa primária de distorções. Isso é governado pela composição, temperatura de revenido, tempo e temperatura de nitretação, espessura relativa da camada e núcleo e forma da peça. O total de crescimento é usualmente constante para peças idênticas estando fixo o processo. Assim, depois do crescimento de uma peça ter sido determinado experimentalmente um desconto efetuado durante a usinagem, anterior a nitretação, permite contornar este problema. Cantos vivos ou bordas devem ser evitados porque as

saliências podem apresentar alto conteúdo de nitrogênio sendo mais susceptíveis ao lascamento. Igualmente cantos vivos nitretados de um lado ao outro da secção não tem suporte do núcleo. Para evitar a fragilidade em cantos vivos pode-se proceder a nitretação em apenas um dos lados, se o outro lado não sofre desgaste. As distorções na nitretação são pequenas comparadas com outros processos de endurecimento superficial que envolvem transformação de fase e formação martensítica.

4.4 - EFEITOS DA MICROESTRUTURA PRÉVIA

Como em outros métodos de difusão, a microestrutura inicial também pode influenciar a resposta do material para a nitretação. No caso de aços ligados, uma estrutura temperada e revenida é considerada adequada para produzir ótimos resultados de nitretação. A temperatura de revenido deve ser 15 a 25 °C acima da temperatura de nitretação para minimizar efeitos do revenido do núcleo durante o processo (9). Se a nitretação de uma matriz não martensítica é desejada, é importante que o tratamento térmico prévio seja acompanhado por resfriamento tão rápido quanto possível para promover uma baixa temperatura de transformação austenítica e reter uma alta percentagem de elementos formadores de nitretos em solução para subsequente precipitação. O tamanho de grão e a distribuição de carbonetos nos aços influencia a superfície lisa obtida depois da nitretação. Com o aumento do tamanho de grão os nitretos são precipitados em bandas largas ao longo das bordas dos grãos. Se

carbonetos já precipitaram, o nitrogênio forma carbonitretos com os carbonetos, os quais irão aumentar em tamanho. Como resultado os carbonitretos podem deslocar grãos individuais na camada superficial e então a camada branca irá deformar-se ou quebrar.

Antes de serem nitretadas, as peças devem ser bem limpas e livres de partículas estranhas. Sob nenhuma circunstância a superfície da peça pode apresentar ferrugem ou carepa.

4.5 - EFEITOS DA COMPOSIÇÃO DO AÇO

Dos elementos de liga normalmente usados em aços comerciais, os mais fortes formadores de nitretos são o alumínio, titânio, cromo, molibdênio, vanádio, tungstênio e nióbio. Elementos como níquel, cobre, silício e manganês tem pequeno ou nenhum efeito nas características de nitretação. Embora em temperaturas adequadas todos os aços sejam capazes de formar nitreto de ferro em presença do nitrogênio, os resultados são mais favoráveis nos aços que contém um ou mais dos principais elementos de liga formadores de nitretos. Os constituintes da camada branca são formados somente por compostos de ferro e nitrogênio. Assim a dureza dessa camada independe do conteúdo de elementos de liga.

Os aços contendo alumínio produzem uma camada nitretada de dureza muito elevada e excelente resistência ao desgaste. Contudo, a camada tem baixa ductibilidade e esta limitação deve ser observada na seleção de um aço (8). Em contraste, os aços baixa liga contendo cromo geram uma camada nitretada com considerável ductibilidade mas com menor dureza. Esses aços

oferecem uma razoável resistência ao desgaste e boas propriedades contra a escoriação. Algumas das ligas que formam excelentes camadas de difusão são as ligas de cromo das séries AISI 4100, 4300, 5100, 6100, 8600, 8700, 9300, 9800.

Peças de metalurgia do pó também podem ser nitretadas, mas a pré-limpeza é mais crítica do que com outras ligas devido a porosidade. Um recozimento deve preceder a nitretação para desprender agentes ou evaporar alguns solventes de limpeza.

Os aços carbono e ferros fundidos podem ser nitretados, mas a zona de difusão não é significativamente mais dura que o núcleo. Contudo, uma zona de compostos também conhecida por camada branca (formada por nitretos de ferro) apresentando maior dureza pode ser formada e é, em geral, excelente para resistência ao desgaste em peças que sofrem carregamentos leves. Devido a zona de compostos ser suportada por uma zona de difusão relativamente dúctil, aplicações envolvendo altas tensões localizadas devem ser evitadas nesses materiais (9).

Devido ao conteúdo de cromo todos os aços inoxidáveis podem ser nitretados. A pequena profundidade de camada obtida reflete o efeito do retardamento da penetração do nitrogênio pelo alto conteúdo de cromo. As ligas austeníticas não podem ser endurecidas por tratamento térmico. Assim o núcleo do material permanece relativamente macio o que limita a capacidade da camada nitretada de suportar carregamentos. Isso é igualmente verdadeiro para aços inoxidáveis ferríticos não endurecíveis. As ligas martensíticas são capazes de proporcionar maior

resistência do núcleo para suportar a camada nitretada. A têmpera seguida de revenido deve preceder a nitretação. Embora a nitretação aumente a dureza da superfície e a resistência ao desgaste dos aços inoxidáveis, ela geralmente diminui a resistência a corrosão pelo empobrecimento do conteúdo de cromo da matriz para a formação de nitreto de cromo (9).

A seguir é apresentado uma lista com a energia livre de formação de nitretos de alguns elementos:

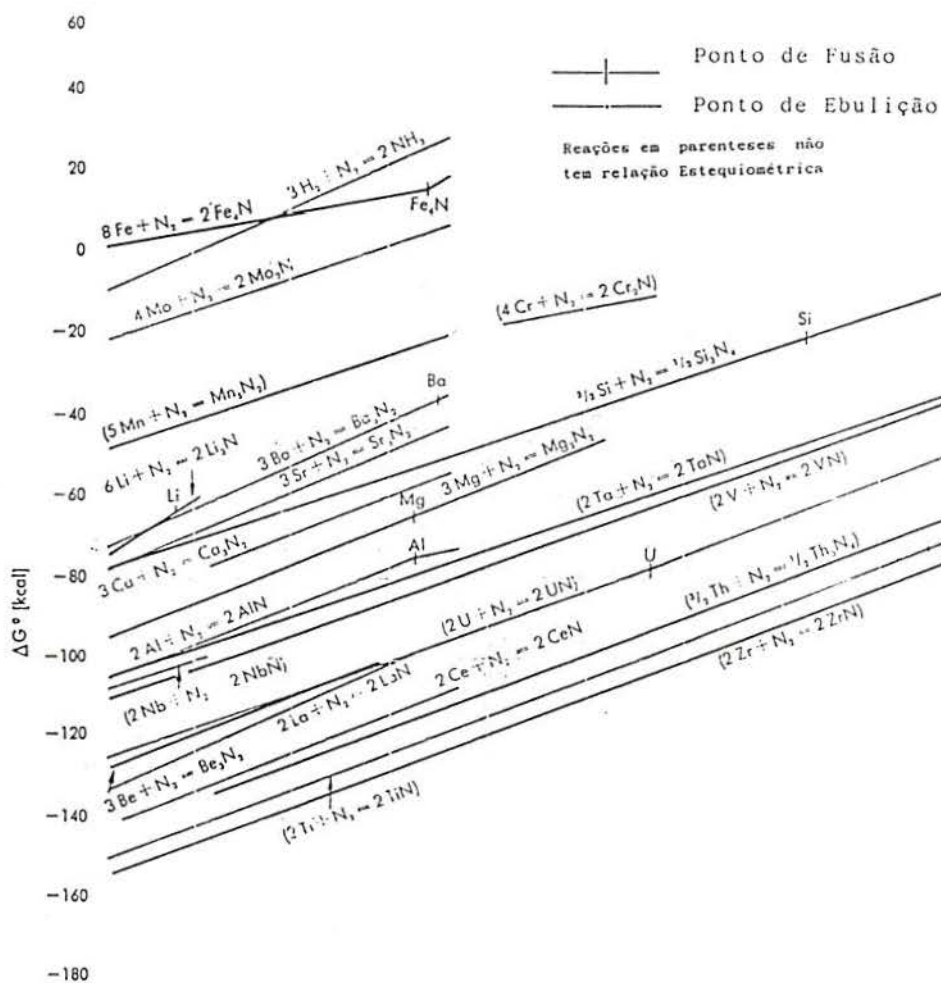


Tabela 4.1 - Energia Livre de Formação de Nitretos (41)

4.6 - NITRETABILIDADE

A concepção de nitretabilidade inclui em um caso a habilidade do aço absorver nitrogênio e, em outro, o aumento de dureza alcançado. Se um aço apresenta elementos que interagem com o nitrogênio então a taxa de nitretação e a dureza desenvolvida são afetadas pela intensidade da interação e a facilidade com que os nitretos precipitados podem nuclear e crescer, a concentração desses elementos de liga, o potencial nitretante da atmosfera e temperatura na qual o tratamento é executado (20). O tratamento térmico prévio também afeta a resposta a nitretação.

O aumento do conteúdo de elementos de liga formadores de nitretos proporciona uma maior dureza embora tenda a diminuir a profundidade da camada (8). O aumento de dureza se deve a maior quantidade de nitretos formados. A diminuição da camada é devido ao fato de que os nitretos e carbonitretos que se formam preferencialmente nos contornos de grãos aonde a taxa de difusão é mais elevada, representam uma barreira adicional a difusão.

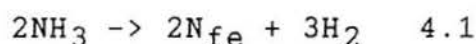
A influência da nitretabilidade na microestrutura é acompanhada de dois modos. Um alto conteúdo de ferrita livre favorece a difusão do nitrogênio e um aumento no conteúdo de carbonetos prejudica a difusão e endurecimento. Isto se dá de dois modos: com a formação de carbonetos estáveis com os elementos de liga estes não estão disponíveis para formar nitretos. O outro fator é que devido à precipitação de carbonetos se iniciar nas bordas dos grãos, uma forte barreira ao efeito de difusão é formada nesses pontos.

4.7 - MÉTODOS DE NITRETAÇÃO

Os três principais métodos de nitretação são a nitretação a gás, em banho de sal e nitretação a plasma:

4.7.1 - NITRETAÇÃO A GÁS

É um processo clássico, consistindo em submeter as peças a serem nitretadas a um meio gasoso contendo nitrogênio, geralmente amônia. A profundidade da camada depende da concentração de amônia na superfície e sua taxa de dissociação além da temperatura do forno e tempo de tratamento. No método original, a amônia é adicionada normalmente em temperaturas em torno de 510 °C. A dissociação se dá de acordo com a seguinte equação:



No instante da dissociação, o nitrogênio apresenta-se na forma atômica e, como tal, ele pode ser absorvido pelo aço. O nitrogênio ativo combina-se parcialmente com elementos de liga do aço formando nitretos complexos de elevada dureza. Durante a nitretação gasosa a atividade do nitrogênio é controlada pela dissociação e pelo fluxo de gás.

$$A_n \sim a \cdot v \quad 4.2$$

A_n = Atividade do nitrogênio

a = Grau de dissociação

v = Fluxo de gás

Conseqüentemente a atividade do nitrogênio é uma função do número de moléculas de amônia dissociadas na superfície do aço

por unidade de tempo. O grau de dissociação aumenta com o aumento de temperatura. A pressão e temperatura constantes o grau de dissociação é reduzido com o aumento do fluxo mas o produto a.v aumenta. Por isso, na prática atual, o conteúdo de nitrogênio pode ser checado pela média do grau de dissociação e controle do fluxo de amônia. Se as determinações indicam um valor muito baixo para a taxa de dissociação pode-se deduzir que a velocidade do gás é muito alta, devendo ser reduzida. Se o oposto ocorrer, a velocidade do gás deve ser aumentada. Depois de ajustado o sistema, deixando em um estado de equilíbrio, é suficiente checar a composição do gás duas ou três vezes ao dia. Quando o fluxo é muito baixo, a turbulência no forno de nitretação é muito pequena a não ser que o forno seja provido com uma ventoinha. Isso pode resultar em uma nitretação desigual em diferentes locais no forno. As peças nitretadas geralmente exibem uma característica cinza metálica podendo ter traços de amarelo, azul ou púrpura devido a presença de oxigênio no forno.

A nitretação a gás é realizada, normalmente, em fornos elétricos com controle preciso de temperatura. Para grandes escalas, fornos poço especialmente projetados são utilizados. Para pequenas produções um forno mufla convencional com uma caixa de nitretação separada pode ser empregado. Pode ser realizada em "estágio simples" ou "estágio duplo". No estágio simples, a faixa de temperaturas é de 495 a 525 °C e a proporção de dissociação de amônia varia de 15 a 30 %. Esse processo produz uma camada superficial com alta concentração de

nitrogênio e frágil, conhecida como "camada branca". No estágio duplo obtém-se uma redução da espessura da camada nitretada. Neste processo, a temperatura pode ser a mesma do primeiro estágio ou pode ser elevada até 565 °C sendo a dissociação aumentada para 65 a 85 %.

Existem derivações do processo a gás com amônia. Entre eles podemos destacar a introdução de nitrogênio ou hidrogênio com a amônia. É recomendada uma mistura de 20 % de amônia e 80 % de nitrogênio. O baixo conteúdo de amônia acarreta uma baixa atividade do nitrogênio e isto resulta em uma camada mais dura. Contudo resultados similares podem ser obtidos aumentando-se o grau de dissociação quando nitretamos somente com amônia. Quando é utilizada a nitretação a gás com amônia, hidrocarbonetos também podem ser adicionados, usualmente na forma de propano puro ou endogás, produzido de propano e ar. Neste caso a nitretação é executada a temperaturas mais altas que a normal (570°C). O carbono difunde-se dentro do aço ao mesmo tempo que o nitrogênio e juntos eles formam os carbonitretos principalmente do tipo epon (8) (9). Sob estas condições a amônia catalizada pela superfície do metal dissocia-se para liberar nitrogênio atômico dentro da peça e gás hidrogênio na atmosfera do forno. O potencial nitretante, que determina a faixa de introdução do nitrogênio na superfície, é determinado pela concentração de NH_3 na superfície e sua faixa de dissociação. O potencial nitretante que pode variar sensivelmente no processo a gás é responsável pelo controle limitado da microestrutura da camada nitretada.

4.7.2 - NITRETAÇÃO POR DESCARGA ELÉTRICA OU IONITRETAÇÃO

O processo de nitretação por descarga elétrica foi patenteado por Berghaus no início de 1930. Inicialmente usou-se o termo descarga elétrica que agora é mais conhecido como nitretação iônica ou a plasma. Por muitos anos ela não foi muito usada industrialmente uma vez que apresenta uma tecnologia não convencional e envolve um alto investimento inicial. Nos últimos anos foram construídas centenas de instalações industriais no mundo liderados pela China (400), Europa e USSR (400), Japão (300) e Estados Unidos (70) (42).

A nitretação iônica é um método de endurecimento superficial usando descarga elétrica para introduzir nitrogênio elementar na superfície da peça com subsequente difusão dentro do material. Os componentes a serem nitretados são conectados como cátodo em uma fonte de eletricidade. Uma alta voltagem sob atmosfera nitretante a baixa pressão é usada para formar o plasma, através do qual íons de nitrogênio são acelerados para chocar-se nas peças. Os íons bombardeados aquecem a peça, limpam a superfície e proporcionam nitrogênio ativo. Uma vez que a temperatura requerida para o processo é rapidamente alcançada na superfície do aço com o começo do processo, logo se inicia a nitretação, ao passo que, na nitretação a gás, a absorção do nitrogênio inicia somente quando o forno alcança a temperatura desejada e pode levar de 1 a 5 h. A estrutura de aços nitretados por plasma, apresenta várias zonas estruturais distintas que incluem a camada levemente atacada de nitrato de ferro na superfície, uma

zona de finos nitretos de ferro/liga, Fe_4N , que constituem o maior volume, e uma zona de nitrogênio intersticial que se estende para o metal base. A zona de compostos é livre de poros e com baixa rugosidade superficial. Hidrocarbonetos podem ser adicionados para formar carbonitretos.

VANTAGENS E DESVANTAGENS DA IONITRETAÇÃO

Com a ionitretação pode-se obter uma boa reprodutibilidade. Obtêm-se um melhor controle e uniformidade da camada. É possível obter somente nitretos gama linha ou nitretos epsilon, ou uma mistura de ambos. Este controle permite adequar melhor a camada nitretada ao tipo de material tratado e as condições de trabalho da peça. O processo pode ser conduzido a temperaturas mais baixas do que as usualmente empregadas, gerando excelente controle dimensional e retenção do acabamento superficial. Os principais benefícios são:

- Total ausência de poluição.
- Eficiente uso de gás e energia elétrica.
- Reduzido tempo de nitretação.
- Melhora do controle da espessura da camada.
- Temperaturas mais baixas (desde 375 °C).
- Menor distorção
- Possibilidade de automação

As limitações incluem um maior custo inicial, necessidade de acessórios de precisão para evitar super aquecimentos localizados e impossibilidade de resfriamento líquido.

4.7.3 - NITRETAÇÃO EM BANHO DE SAIS

A nitretação dos aços em banho de sal líquido é quase tão antiga quanto o método original de nitretação gasosa. Por volta de 1950, a nitretação em banho de sal era usada em escala muito restrita e para períodos curtos de tempo (10-30 min). Para longos períodos de nitretação acontecia corrosão na superfície das peças e o resultado da nitretação era irregular. Estes fenômenos ocorriam devido à variações do conteúdo de cianato nos vários níveis do banho e devido à soluções de ferro provenientes do cadinho, resultando em oxidação da superfície da peça. Durante as últimas décadas o método se tornou mais popular devido à injeção de ar no banho possibilitando a obtenção de um melhor controle da composição do sal. Outra inovação foi o uso de um cadinho de titânio que aumentou o tempo de vida do banho.

O emprego da nitretação em banho de sal tem sofrido fortes restrições devido ao problema de sua alta toxidez. Atualmente tem surgido vários processos que procuram manter o conteúdo de cianeto do banho de nitretação em níveis muito baixos. Contudo ainda permanecem muitos riscos devido a toxidez do sal usado.

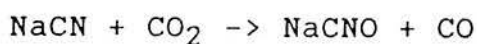
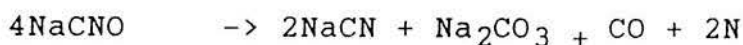
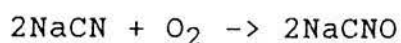
EQUIPAMENTOS E OPERAÇÃO DO BANHO

O equipamento básico para nitretação em banho de sal é formado por um forno com aquecimento por resistência elétrica. Para a fusão do sal é usado um cadinho normalmente construído com aço baixo carbono ou de titânio. Deve estar disponível uma tampa que é colocada sobre o cadinho quando o tratamento não está sendo

utilizado. O controle da temperatura do banho é realizado com um termopar colocado dentro do cadinho. Este termopar é ligado a um painel de controle mantendo a temperatura do banho constante.

Para iniciar o processo, o sal deve ser fundido no cadinho usando-se temperaturas iguais ou superiores a 500 °C. Nesse período a tampa deve ser colocada no forno para prevenir contra respingos ou explosão do sal. As misturas de sais normalmente utilizadas contém 60-70% em peso de cianeto de sódio (NaCN) e 30 a 40% de cianeto de potássio (KCN). É necessário que o sal esteja seco antes do uso já que a presença de umidade na mistura pode resultar em erupções. O banho inicialmente fundido deve ser envelhecido antes do uso. O envelhecimento é definido como a oxidação do cianeto para cianato sendo uma função da temperatura e da relação superfície-volume do banho líquido. É na superfície ar(oxigênio)-sal que se oxida cianeto para cianato. Esse envelhecimento deve ser efetuado, mantendo o banho de 570 a 600 °C por um período mínimo 12 horas. Assim diminui-se o conteúdo de cianeto e aumenta-se o teor de cianato e carbonato.

O banho de sal libera nitrogênio de acordo com as equações:



A produção do nitrogênio atômico não é feita diretamente a partir do cianeto e sim por reações do cianeto fundido com o oxigênio do ar. Devido a baixa temperatura do processo a

absorção de carbono pela peça ocorre em pequena quantidade.

A temperatura normal de trabalho para banho de sal é 550-570 °C e o tempo raramente excede 2 horas. É essencial fazer o controle do banho e checagem do conteúdo de cianato pois, as propriedades do aço afetadas pela nitretação líquida, podem variar com o processo usado e o controle químico efetuado. Um conteúdo de cianato elevado proporcionará bons resultados, mas o teor de carbonato não deve exceder 25%. O conteúdo de carbonato pode ser rebaixado pelo resfriamento do banho para 455 °C seguindo a precipitação do sal para o fundo do cadinho. Os depósitos devem ser coletados e removidos por meio de uma concha. Para minimizar a corrosão na interface ar-sal, o sal deve ser trocado a cada 3 ou 4 meses. Quando o banho não está em uso ele deve ser recoberto. A excessiva exposição ao ar causa a quebra do cianato para carbonato diminuindo a vida do cadinho. Para proteger o banho de contaminação e para uma nitretação satisfatória, todas as peças devem estar completamente limpas e isentas de óxidos superficiais. A decapagem com ácido ou limpeza abrasiva é recomendada previamente a nitretação. As peças limpas devem ser pré-aquecidas antes da imersão no banho para remover a umidade. Certos procedimentos são empregados para manter uma ótima operação do banho de sal usado, são eles:

- Checagem dos instrumentos de medição de temperatura.
- Verificar a coloração da peça e pontos de corrosão (pitting).
- Checar a profundidade e dureza da camada.
- Medir o nitrogênio ativo por análise da composição do sal.

- Checar a interface ar-sal para possível corrosão do cadinho.

A contaminação na forma de $\text{Na}_4\text{Fe}(\text{CN})_6$ (um cianeto de ferro complexo) deve ser removida mantendo o banho a $650\text{ }^\circ\text{C}$ por 2 horas permitindo a retirada do composto na forma de carepa.

SISTEMAS DE NITRETAÇÃO LÍQUIDA

O termo nitretação líquida se tornou um termo genérico para diferentes processos de sais fundidos, todos empregados em temperatura subcrítica (sem transformação de fase). O tratamento está baseado na difusão química e influência metalúrgica das propriedades primárias através da absorção e reação do nitrogênio. Vários processos de nitretação líquida empregam propriedades adicionais, que são usadas com vários propósitos, como acelerar a atividade química do banho, aumentar o número de aços que podem ser tratados e melhorar os resultados obtidos. Entre eles podemos citar:

TRATAMENTO SULFINUZ

No tratamento "sulfinuz" o componente ativo além do cianato é o sulfeto de sódio (Na_2S). O enxofre está presente e melhora as propriedades anti-fricção da camada nitretada. Melhores resultados são obtidos se a peça for mergulhada em água quente. Este rápido resfriamento promove a formação de uma solução sólida super saturada de nitrogênio em ferro que produz uma resistência extra à fadiga, mas as altas tensões internas podem reduzir a tenacidade.

NITRETAÇÃO EM BANHO AERADO

É um processo na qual quantidades controladas de ar são bombeadas através do banho líquido. A introdução do ar promove a agitação e estimula a atividade química do banho. O processo de nitretação em banho de sal aerado pode ser especificado para a nitretação de todos os aços carbono, que não teriam um endurecimento adequado em uma nitretação normal devido ao baixo conteúdo de cianato. De qualquer maneira os melhores efeitos da nitretação são alcançados com o emprego de aços ligados.

NITRETAÇÃO AERADA COM BAIXO CIANETO

Problemas ambientais tem conduzido a otimização dos processos de nitretação líquida. Nesses processos específicos o sal base é abastecido com uma mistura de cianeto livre de cianato de potássio e uma combinação de carbonato de sódio e carbonato potássio ou cloreto de sódio e cloreto de potássio. Percentagens menores de cianeto desenvolvem-se durante o uso dessas composições. O problema ambiental é amenizado pelo resfriamento em um banho oxidante que destrói o cianeto e cianato (que tem capacidade de poluição) e produz menos distorção do que a resultante do resfriamento em água. Um método alternativo é a incorporação de carbonato de lítio e enxofre (1 a 10 ppm) adicionados na base do sal para manter a formação do cianeto abaixo de 1%. Nesses processos de baixo cianeto é possível produzir os mesmos resultados que aqueles desenvolvidos e previamente mencionados nos processos de nitretação líquida.

PRECAUÇÕES DE SEGURANÇA

Algumas das composições empregadas na nitretação líquida contém cianeto de sódio e potássio ou ambos. Estes compostos podem ser manuseados com segurança com equipamentos adequados e neutralizados por métodos químicos antes de descarregado. Os compostos são altamente tóxicos e todo cuidado deve ser usado para evitar a absorção pelo contato com a pele. O contato entre os compostos e ácidos também gera outro perigo: a formação de ácido cianídrico, um produto extremamente tóxico. A exposição pode ser fatal. O operador deve ser cuidadosamente instruído a respeito dos riscos e quanto aos cuidados necessários com o cianeto.

4.8 - ESTRUTURA E FORMAÇÃO DA CAMADA NITRETADA

O uso de nitrogênio como um elemento de endurecimento superficial é bem estabelecido, particularmente para materiais ferrosos. A alta dureza de muitos nitretos dos metais associada com sua excelente estabilidade termodinâmica os fazem apropriados para muitas aplicações. A camada nitretada de um aço é formada por uma zona de difusão, com ou sem a zona de compostos (camada branca) e depende do tipo e concentração dos elementos de liga, da exposição tempo-temperatura e da atividade do nitrogênio de um tratamento particular. Como a formação da zona de compostos e a zona de difusão dependem da concentração de nitrogênio, o mecanismo usado para gerar o nitrogênio elementar na superfície da peça afeta a estrutura da camada. Os principais fatores que

governam a profundidade da camada nitretada são: tempo de tratamento, temperatura, atividade do nitrogênio e composição do aço.

4.8.1 - ZONA DE DIFUSÃO DE UMA CAMADA NITRETADA

A zona de difusão de uma camada nitretada pode ser melhor descrita como a microestrutura original do núcleo com algumas soluções sólidas e precipitações de nitretos. Em materiais a base de ferro, o nitrogênio existe como simples átomos em soluções sólidas intersticiais até que o limite de solubilidade do nitrogênio no ferro seja excedido. A profundidade da zona de difusão depende do gradiente de concentração de nitrogênio, do tempo a uma dada temperatura, e a composição química da peça. Como a concentração de nitrogênio aumenta em direção a superfície, precipitados coerentes muito finos são formados quando o limite de solubilidade do nitrogênio é excedido. Os precipitados podem existir nas bordas e dentro dos grãos. Esses precipitados, nitretos de ferro e de outros metais, distorcem o reticulado aumentando sensivelmente a dureza da peça.

Na maioria das ligas ferrosas, a zona de difusão formada não pode ser visualizada em uma metalografia. Em alguns materiais, contudo, os nitretos precipitados são extensos podendo ser vistos em uma seção transversal atacada, como é o caso do aço inoxidável na qual o nível de cromo é alto o suficiente para a extensiva formação de nitretos. A difusão do nitrogênio em aços carbono é diretamente afetada pelo conteúdo de carbono. A

formação de nitretos com os elementos de liga também inibe a difusão do nitrogênio.

O efeito do tempo de nitretação na camada nitretada pode, para aços baixa liga, ser derivado de uma fórmula simples por difusão. (8)

$$D_n = K(t)^{1/2} \quad (4.1)$$

Onde:

D_n = Profundidade de nitretação

K = Constante,

t = Tempo em horas

A constante é uma função da temperatura e do material.

4.8.2 - CAMADA DE COMPOSTOS EM AÇOS NITRETADOS

A zona de compostos é a região onde os nitretos de ferro gama e epsilon são formados. É denominada camada branca devido à aparência da seção polida e atacada. Proporciona um aumento de lubrificação pela redução do coeficiente de atrito e, adicionalmente, um aumento na resistência a corrosão em uma variedade de ambientes. A profundidade e composição da camada branca devem ser selecionadas previamente para as condições de operação do componente nitretado. A camada epsilon é melhor para aplicações de resistência ao desgaste e fadiga que são livres de choques ou altas tensões localizadas. A camada gama linha é tenaz e mais apropriada em situações com carregamentos severos.

A zona de compostos na nitretação a gás é uma mistura de nitretos gama e epsilon. Esta mistura é devida a variação na

dissociação da amônia e, como consequência, do potencial nitretante. O mecanismo para a variação da taxa de dissociação é o seguinte: com a zona de compostos se formando, a dissociação da amônia torna-se mais lenta sem a ação catalisadora da superfície do aço. Assim ambas as fases existem na camada branca que é denominada camada de fase dupla. A camada de fase dupla tem duas características que a fazem mais susceptível à fratura:

- Adesão fraca entre as fases.
- Diferença de coeficientes de expansão térmica nas duas fases.

Desta forma, camadas que são particularmente espessas ou que estão submetidas a flutuações de temperatura em serviço estão sujeitas a falhas. Outro mecanismo de enfraquecimento na camada branca nitretada a gás é a porosidade na região mais externa da camada gerada, também devido a variação da taxa de dissociação da amônia. Este problema de variação do potencial nitretante também ocorre com o processo em banho de sal. Ele é devido a oscilações do teor de cianato no banho e pelo fato da taxa de liberação de nitrogênio mudar a partir da formação da camada. A nitretação iônica possibilita selecionar nitretos epon ou gama linha para a camada monofásica e até prevenir a formação da camada branca, pois oferece um controle mais preciso dos parâmetros do processo. Esta pode ser considerada uma das grandes vantagens deste processo. Uma zona de compostos pouco profunda com uma subjacente zona de difusão é a estrutura desejada para a maioria das aplicações de ionitretação, particularmente onde boas propriedades à fadiga são importantes.

4.9 - INSPEÇÃO E CONTROLE DE QUALIDADE

INSPEÇÃO VISUAL:

Freqüentemente uma inspeção visual, permite definir se uma peça ou uma superfície isolada não estão adequadamente nitretadas. Tipicamente, as peças nitretadas exibem uma aparência uniforme cinza. Se as superfícies estão brilhantes após a nitretação, é provável que pouco ou nenhum nitrogênio foi difundido. Esta inspeção visual deve sempre ser efetuada.

TESTE DE INDENTAÇÃO:

A dureza da camada deve ser medida usando cargas leves geralmente 100 a 500 g. Os métodos de indentação indicados são Vickers e Knoop. São geralmente efetuados em uma seção longitudinal que foi polida. Dependendo da profundidade e dureza da camada presente, é possível que o diamante ultrapasse a camada. Isto resulta em valores de dureza errados para a camada. Quando isso ocorre cargas menores devem ser empregadas.

AVALIAÇÃO DA PROFUNDIDADE E COMPOSIÇÃO DA CAMADA

A avaliação da profundidade pode ser obtida preparando a seção transversal da camada, atacando com reagente adequado e medindo em um microscópio o ponto de contraste entre a camada e o núcleo. Outro método para determinação da camada é com um perfil de micro-dureza em uma seção transversal da camada não atacada usando indentação Vickers ou Knoop. Este método consiste

em fazer medidas da superfície para o núcleo (camada total) ou para uma profundidade com um valor de dureza pré-determinado (camada efetiva). Em geral, os testes de micro-dureza são mais precisos do que os feitos por inspeção metalográfica de amostras atacadas. Frequentemente a camada determinada por exame da amostra atacada é menor do que indicada por testes de micro-dureza. Também os reagentes para ataque metalográfico agem de modo diferente nos aços. Por exemplo, o picral 3% escurece a camada de um aço com alumínio mas não tem efeito na série 4100.

A composição da camada nitretada nas amostras pode ser estabelecida através do método de difração de raios X.

TESTE DOS CORPOS DE PROVA

O controle de qualidade das peças nitretadas é normalmente acompanhado pelo tratamento de corpos de prova com cada carga no forno. Os corpos de prova devem ser do mesmo material e ter as mesmas durezas de núcleo das peças e devem ser colocados em um local que represente as condições de nitretação do forno. Assim, quando o material e tratamento térmico são constantes, mudanças no processo de nitretação podem ser facilmente detectadas. Depois da nitretação os corpos de prova são seccionados para a determinação da camada. Eles também são usados na determinação dureza de núcleo das peças que estão sendo nitretadas e a dureza de camada de áreas que não estão acessíveis para um teste de dureza. Contudo, quando possível, as próprias peças devem ser usadas para testes de dureza da camada e núcleo.

CAPÍTULO 5

NITRETAÇÃO DE AÇOS RÁPIDOS

Os aços rápidos contêm Cr, Mo, W e V, elementos formadores de nitretos e, portanto, a nitretação produz uma camada de alta dureza. Os procedimentos e equipamentos são similares àqueles usados para aços baixa liga com exceção do tempo que é menor. O ciclo de nitretação para aços rápidos é relativamente de curta duração, raramente excedendo 1 h.

A nitretação líquida é preferida em ferramentas de aço rápido de corte porque ela é capaz de produzir uma camada mais dúctil com menor conteúdo de nitrogênio. A nitretação em banho de sal em geral usa cianeto e cianato de potássio e sódio. Embora vários processos ou banhos de nitretação líquida possam ser usados para a nitretação de aços rápidos, um banho comercial consistindo de 60 a 70 % de sais de sódio e 30 a 40 % de sais de potássio é o normalmente empregado. O ponto de fusão é diminuído com o uso pela oxidação superficial e reações internas e, quando completamente envelhecido, o mesmo será parcialmente fundido a 415 °C e inteiramente fundido a 495 °C. A excessiva fragilidade

deve ser controlada para evitar um possível lascamento em serviço. Muitas rotinas de teste propostos para testar a fragilidade não são indicações verdadeiras desta propriedade. Talvez o melhor teste para o fio frágil é arranhar uma placa de vidro com o fio da ferramenta nitretada. Um fio frágil irá gastar rapidamente depois de 25 ou 50 mm, enquanto uma peça adequadamente nitretada irá riscar 250 a 380 mm e, possivelmente, até 1500 mm antes de ser gasto (17). Testes de impacto Izod (fig6.9), em corpos não entalhados, apontam uma baixa tenacidade que diminui com o aumento do tempo de nitretação. Similarmente a resistência a flexão (dobramento) é diminuída até aproximadamente metade daquela de aços não nitretados.

A introdução de nitrogênio na superfície do material gera tensões residuais de compressão que proporcionam um aumento da vida em fadiga mas, por outro lado, ocorre também uma perda de tenacidade. É muito importante o controle da camada nitretada uma vez que dureza excessiva e camadas muito profundas tornam a peça muito frágil. O êxito do tratamento consiste em obter-se uma camada adequada para cada tipo de ferramenta e para as condições de trabalho a que vai ser submetida.

A nitretação de aços rápidos descarbonetados deve ser evitada, porque ela resulta em uma condição de superfície frágil devido a maior absorção de nitrogênio. Para aquelas superfícies que foram amolecidas por retífica a nitretação é freqüentemente empregada como compensação da dureza.

A Nitretação de aços rápidos concede uma camada de excepcional dureza, alta resistência ao desgaste e baixo coeficiente de fricção, melhora a resistência à corrosão e envolve um mínimo de distorção. Essas propriedades aumentam a vida da ferramenta de 2 modos: a alta dureza e resistência ao desgaste proporcionam menor perda de material por ação abrasiva do cavaco na ferramenta e o menor coeficiente de atrito diminui o calor na ponta e próximo da ponta da ferramenta e, em adição, evita a aderência do cavaco. Estudos de performance indicam que a vida de muitas ferramentas é afetada pela formação de aresta postiça. Como a aresta postiça tende a carregar um pouco da ferramenta isso causa a perda do fio mais cedo, aumentando a fricção e o esforço na ferramenta. O fenômeno da aderência do cavaco é mais pronunciado na usinagem de aços e outros metais que produzem um cavaco contínuo. O tratamento de nitretação propicia uma menor tendência do cavaco de soldar na ferramenta devido ao menor coeficiente de atrito. Deste modo a nitretação previne a perda do fio da ferramenta. A nitretação tem sido testada em todos os tipos de ferramentas. O efeito do desgaste é mais pronunciado naquelas ferramentas com cortes muito leves como: machos, alargadores, cossinetes e brochas escariadoras. Investigações nessas ferramentas, como em cossinetes e machos retos mostraram que a carga na ferramenta aumenta rapidamente à medida que a ferramenta perde o fio de corte. A nitretação apresenta menor efeito em brocas helicoidais, ferramentas de torno, ferramentas de plaina e os melhores benefícios em pentes

de abrir rosca (cossinete, alargadores, machos e brochas). Fresas e escareadores podem ser melhorados como outros tipos de ferramentas de fio fino (17).

O uso da nitretação em ferramentas de precisão, como fresas helicoidais para engrenagens, podem ser perigosas devido à mudança dimensional durante reaquecimento. Isso pode ser minimizado pelo duplo revenido prévio à nitretação para garantir a completa conversão da austenita retida para martensita e subsequente revenimento desta. Deve ser chamada a atenção para o fato de que a nitretação, por ser realizada em tempos curtos, não pode ser usada para realizar o tratamento de revenimento. A aplicação da nitretação é também benéfica para matrizes, particularmente matrizes para estiramento e matrizes sujeitas a escoriação pelo material trabalhado.

Um dos inconvenientes do tratamento é que a camada nitretada é removida quando a ferramenta é reafiada. Isso é verdadeiro para ferramentas que são reafiadas por retífica de toda as superfícies do fio de corte como ferramentas de torno ou plaina. Contudo, a maioria das ferramentas de fio fino são afiadas por retífica somente de um lado, deixando os efeitos da nitretação presente na outra superfície o qual parece ser suficiente para oferecer qualidades desejáveis. Os benefícios da nitretação na face de corte resultam, provavelmente, da combinação do aumento de dureza e resistência ao desgaste, baixa fricção e prevenção da aderência do cavaco, enquanto a camada nitretada da face de folga é benéfica principalmente pela sua resistência ao desgaste

e por alguma extensão de sua mais baixa fricção.

A absorção de nitrogênio por um aço rápido temperado e revenido segue o mesmo modelo de absorção do carbono na cementação. O conteúdo de nitrogênio será mais alto na superfície e irá decrescer rapidamente para o núcleo. Em temperaturas usuais de nitretação o maior volume de nitrogênio é mantido na profundidade de 13 micra e, virtualmente, não ultrapassa os primeiros 25 micra (17).

A medição da dureza é relativamente difícil devido à pequena espessura da camada. Os melhores resultados são obtidos usando dureza Vickers e Knoop com pequenas cargas (< 1Kg). As medições Knoop são mais precisas devido à menor profundidade de penetração e maior largura da impressão para uma mesma carga.

A estrutura de um aço rápido tratado e nitretado é difícil de ser revelada. Contudo, uma faixa de cor escura é observada após ataque e serve para dar uma idéia da profundidade da camada, mas está sujeita a considerável variação se o tempo de ataque é alterado. Esta banda está ausente em aços rápidos recozidos e nitretados (17). Análises de raios X e Mössbauer apresentam maior precisão sendo muito úteis para a determinação da estrutura de um aço rápido. Contudo as interpretações são dificultadas pelos altos teores de elementos de liga com a conseqüente superposição dos picos no espectro.

A seguir estão apresentadas informações sobre o efeito do tempo de nitretação no conteúdo de nitrogênio e dureza da camada e sobre a tenacidade de aços rápidos ao molibdênio e tungstênio.

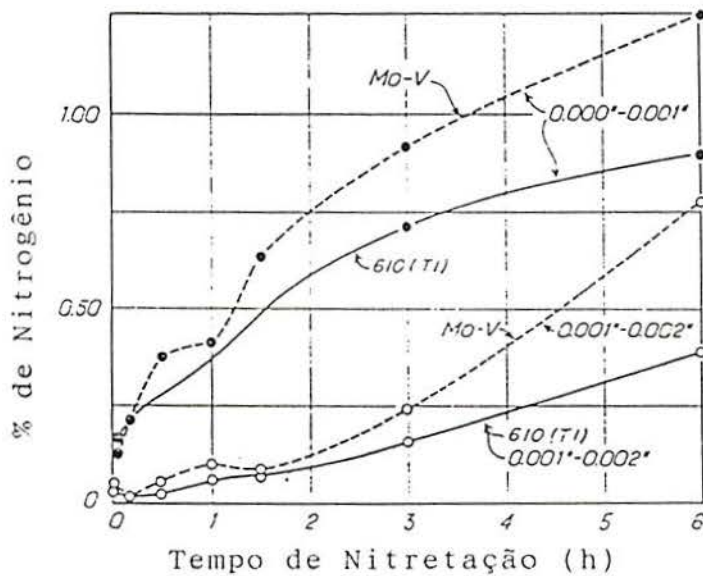


Fig.5.1. Efeito do tempo de nitretação a 565 °C no conteúdo superficial de nitrogênio de aços rápidos M10 e T1 (17)

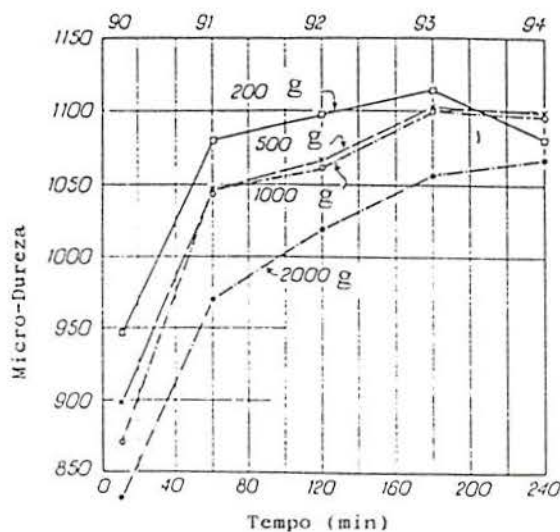


Fig.5.3. Gradiente de microdurezas de um aço rápido nitretado a 565 °C por vários períodos de tempo. (17)

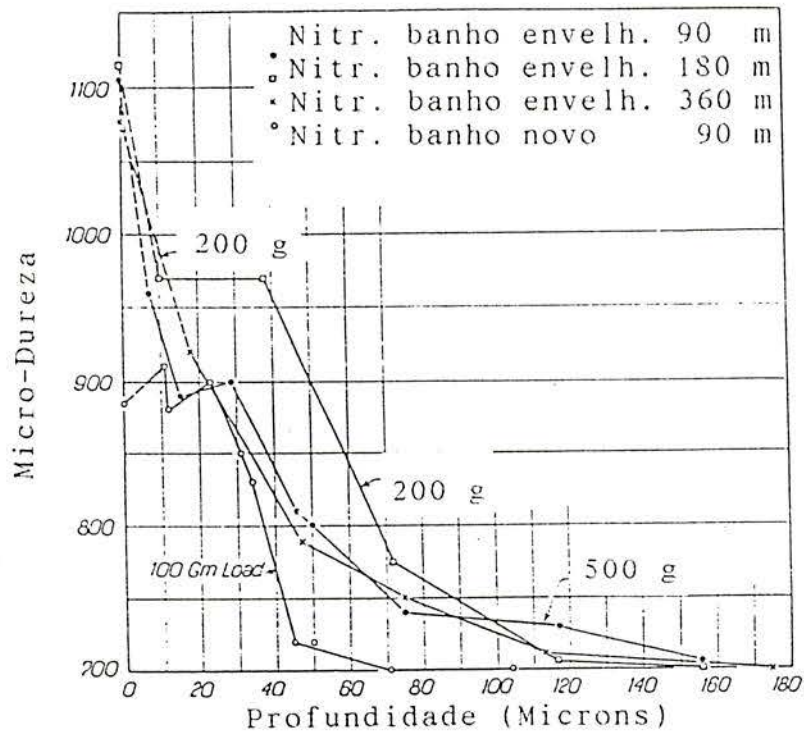


Fig 5.4. Gradiente de durezas do aço T1 nitretado a 565 °C (17)



Fig. 5.5 - Zona de difusão de um aço rápido T1 nitretado (17)

Aumento 500 x - Ataque nital 4 %

Tabela 5.1. Efeito do tempo na nitretação a 565 °C no conteúdo de nitrogênio nos primeiros 25 micra da superfície de aços tipo 610 (T1) (17).

Tempo	Nitrogênio %	Tempo	Nitrogênio %
3 min	0.06	90 min	0.26
10 min	0.093	3 h	0.58
30 min	0.15	6 h	1.09

Tab. 5.2. Efeito da nitretação na resistência ao impacto de aços rápidos M2 e T1 (17)

Aço	Tratamento	Dureza HRC	Izod	
			ft-lb	Joule
T1	Não Nitretado	64	37	27,3
M2	Não Nitretado	65.3	36	26,5
T1	Nitretado 10 min	64.0	12	8,8
M2	Nitretado 10 min	64.9	12	8,8
T1	Nitretado 30 min	63.9	8	5,9
M2	Nitretado 30 min	64.1	9	6,6
T1	Nitretado 1 h	63.9	7	5,2
M2	Nitretado 1 h	63.9	8	5,9
T1	Nitretado 2 h	63.6	7	5,2
M2	Nitretado 2 h	63.9	8	5,9

CAPÍTULO 6

ESTUDO EXPERIMENTAL

6.1 - MATERIAIS ESTUDADOS

Na execução deste trabalho concentrou-se o estudo no aço AISI M2, sendo realizados também alguns acompanhamentos em aços AISI M35 e DIN S 10-4-3-10 (10 %). O aço AISI M2 foi escolhido uma vez que é o aço rápido de maior emprego na indústria em processos de usinagem. Ele apresenta boa resistência ao desgaste em temperaturas que podem se aproximar dos 550 °C aliado ao menor custo quando comparado com aços similares. Por outro lado os materiais AISI M35 (VK-5E) e DIN S 10-4-3-10 (VK-10E) são usados para usinagem em condições mais severas em que o aquecimento do gume cortante da ferramenta é ainda mais elevado. A presença de cobalto em suas composições lhes confere essa resistência adicional em altas temperaturas. Contudo, devido à alta dureza (66-69 HRC) do aço S 10-4-3-10, ele tem seu uso bastante restrito.

A composição (% em peso) dos aços está apresentada a seguir:

AISI M2

C	Cr	Mo	W	V
0,90	4,25	5,0	6,2	1,9

AISI M35

C	Cr	Mo	W	V	Co
0,92	4,15	6,3	6,3	1,85	4,8

DIN S 10-4-3-10

C	Cr	Mo	W	V	Co
1,3	4,2	4,5	8,0	2,7	10,0

Como pode ser observado acima, os materiais testados apresentam elevados teores de Cromo, Molibdênio, Vanádio e Tungstênio, elementos formadores de nitretos. Desse modo foi possível a obtenção de durezas elevadas na camada mesmo com tempos curtos de nitretação.

As durezas do material base foram de 62-65 HRC para o aço AISI M2, 63-66 para M35 e 67-69 HRC para S 10-4-3-10. Assim com os testes no último aço foi possível observar o comportamento da nitretação em substratos com baixíssima tenacidade.

6.2 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Para o desenvolvimento deste trabalho foi acompanhado o

desempenho de aproximadamente 100 ferramentas com e sem o tratamento de nitretação. Inicialmente foi levantado o desempenho das ferramentas sem o tratamento e após o desempenho das ferramentas nitretadas. Devido ao fato destes ensaios terem sido realizados em um processo de produção que, muitas vezes, apresenta variações em alguns parâmetros, foram desenvolvidos sucessivos testes até se chegar a uma conclusão segura. Foram testadas brochas, fresas, machos, alargadores e brocas. Estas ferramentas antes do tratamento foram temperadas, revenidas e retificadas sendo que a nitretação foi o último processo antes da utilização em serviço. A dureza após têmpera e revenido estava na faixa de 62 a 65 HRC para as ferramentas de M2 e M35 e 66-68 HRC para as ferramentas de S 10-4-3-10. Também foi efetuado um estudo comparativo entre o tratamento de nitretação e o recobrimento com nitreto de titânio. Para isso comparou-se custos e desempenhos de algumas ferramentas tratadas pelos dois processos.

Para a realização da nitretação foi empregado o processo com banho de sal. Algumas características técnicas do equipamento usado são descritas a seguir:

Potência do forno	- 6.000 W
Consumo de energia	- 1.500 KW hora/mês
Cadinho de aço 1010	- Diâmetro Externo 220 mm
	- Diâmetro Interno 180 mm
	- Volume 15 litros
Termopar	- Ferro Constantã

6.2.1 - CONTROLE DO BANHO

Inicialmente foi utilizada uma mistura com 60% de cianeto de sódio e 40% de cianeto de potássio. Após, passou-se a utilizar somente cianeto de potássio. Com o emprego de um único sal o processo funcionou adequadamente. Após a oxidação, devido a diminuição do ponto de fusão pela formação de cianato, o banho apresentou uma fluidez adequada. O controle do banho foi feito inicialmente através de medições de dureza em corpos de prova com características metalúrgicas semelhantes às ferramentas. Desta forma se a dureza obtida estivesse abaixo da esperada era necessário uma maior oxidação do banho através do aumento de temperatura ou, em caso contrário, se a dureza obtida fosse muito alta, diminuía-se a oxidação pelo abaixamento de temperatura. Após passou-se a controlar simultaneamente o teor de cianeto/cianato do banho por análise química. Assim, através de um acompanhamento diário, pôde-se chegar aos parâmetros de trabalho em que o banho se manteve estável dentro da faixa dos melhores desempenhos das ferramentas.

6.2.2 - METALOGRAFIA

Paralelamente aos testes de desempenho realizados em produção foi feito um acompanhamento da dureza e profundidade da camada variando-se os tempos e temperaturas empregados no tratamento. Para este levantamento foram utilizados corpos de prova de aço AISI M2 com um tratamento térmico semelhante ao sofrido pelas ferramentas. Desse modo as amostras estudadas apresentavam

características metalúrgicas semelhantes às ferramentas testadas. Desta forma pôde-se levantar dados da espessura e dureza da camada obtida em relação ao tempo e temperatura de nitretação.

6.2.3 - PREPARAÇÃO DE AMOSTRAS:

As amostra estudadas consistem de cilindros com diâmetro de 13 mm e 10 mm de altura cujas faces planas foram retificadas.

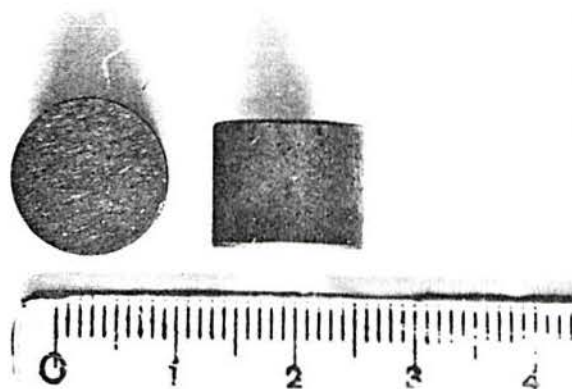


Fig 6.1. Amostras após retífica

Depois as peças foram temperadas e revenidas com o mesmo processo das ferramentas:

- Temperatura de austenitização: 1220 °C.
- Tempo de austenitização: 5 minutos.
- Temperatura de revenido: 550 °C.
- Tempo de revenido: 1 hora - revenido duplo.

As amostras antes do tratamento foram lixadas até lixa grão 600 e após polidas com pasta de diamante com granulometrias de 3 micra e 1 micron. O aspecto visual pode ser observado abaixo:

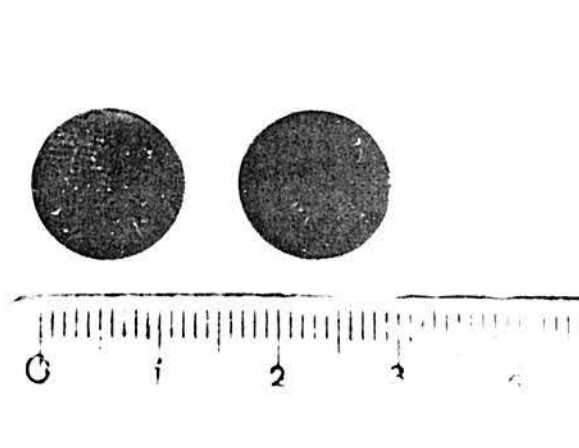


Fig 6.2. Aspecto visual das amostras após polimento

6.2.4 - MEDIDAS DE MICRO-DUREZA

Após a nitretação, antes da determinação de dureza foi feito um polimento leve na superfície, com pasta diamantada de 1 micron. Os métodos de micro-dureza usados foram Vickers e Knoop.

Indentação Knoop

O indentador Knoop consiste de um diamante polido em forma de pirâmide de base rômbrica que produz uma impressão na forma de um losango com diagonais a uma razão de 7 para 1. A profundidade da indentação está em torno de $1/30$ do comprimento da diagonal longa (fig. 6.3).

Ângulos perfeitos para a indentação são:

Abrangendo ângulo longitudinal - 172 graus 30' 00''

Abrangendo ângulo transversal - 130 graus 00' 00''

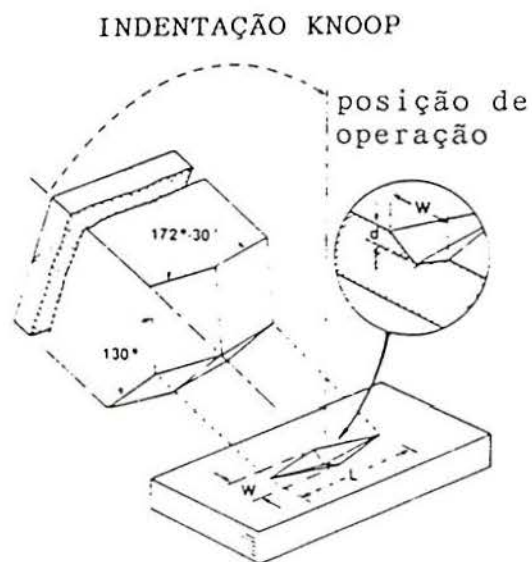


Figura 6.3 - Ilustração do indetador Knoop (24)

Fórmula Knoop

A medida de dureza Knoop é determinada pela seguinte equação:

$$HK = 14229 P/d^2 \quad (6.1)$$

onde:

P = Carga, gf

d = Comprimento da diagonal longa (micra).

Indentação Vickers

O indentador Vickers é um diamante polido na forma de uma pirâmide de base quadrada com um ângulo de 136° entre as faces. A profundidade da indentação está em torno de $1/7$ do comprimento da diagonal. A indentação Vickers para uma determinada carga penetra em torno de 2 vezes mais na amostra do que a indentação Knoop. A diagonal da indentação Vickers tem em torno de $1/3$ do comprimento da diagonal Knoop. Para cargas iguais, a indentação Vickers é mais susceptível a erros na medição da indentação (menor comprimento da diagonal).

INDENTAÇÃO VICKERS

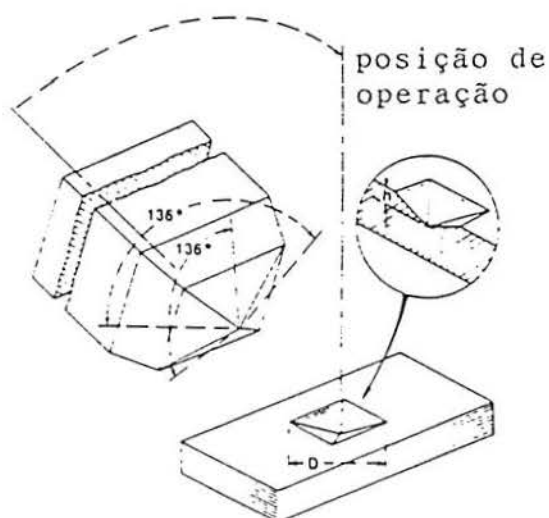


Figura 6.4 - Ilustração do indentador Vickers (24).

Fórmula Vickers

A fórmula de dureza Vickers é determinada pela seguinte equação:

$$H_v = 1854.4 \frac{P}{d^2} \quad (6.2)$$

P = Carga em gf D = Diagonal média da indentação (micra).

As fig. 6.5 e 6.6 apresentam uma comparação entre os métodos de indentação Vickers e Knoop. Na fig. 6.5 observa-se a diferença de penetração para uma mesma carga enquanto que, na fig 6.6, observa-se a diferença de comprimento das diagonais.

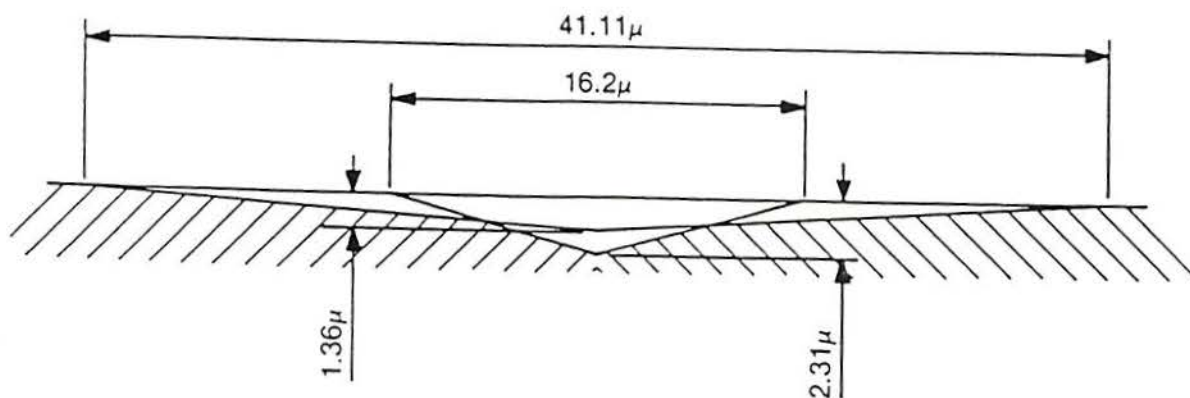


Figura 6.5 - Comparação entre as indentações Knoop e Vickers usando 100 gramas de carga em um aço temperado (C60 com 60 HRC).

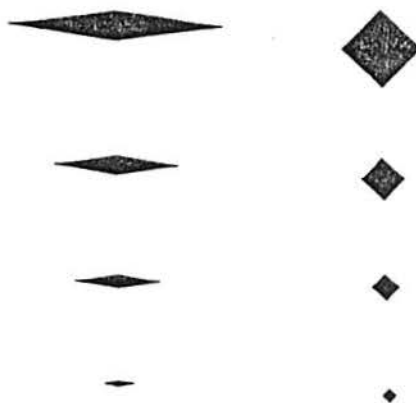


Fig 6.6 - Comparação entre as indentações Vickers e Knoop com diversas cargas em um aço temperado.

Devido a área da indentação ser menor, a técnica Vickers é mais adequada para teste de pequenas áreas de interesse. O método Knoop, devido a menor penetração e maior comprimento da diagonal, se mostra adequado para medições de camada de alta dureza e pequena espessura. Este é o caso do presente trabalho. Para comprovar esse fato foi realizado uma comparação de medidas de dureza pelos dois métodos e efetuou-se também comparações das medições efetuadas por Vickers com cargas variadas.

6.2.5. - MEDIÇÃO DA CAMADA NITRETADA

Para a determinação da camada as amostras foram submetidas a um corte transversal com disco diamantado a partir da superfície polida:



Fig 6.7 - Corte transversal da amostra nitretada para posterior embutimento.

Antes do embutimento um encosto de cobre era fortemente pressionado junto à camada. Este procedimento é empregado para evitar que durante o lixamento ocorra o abaulamento da borda, exatamente a região que se quer observar.

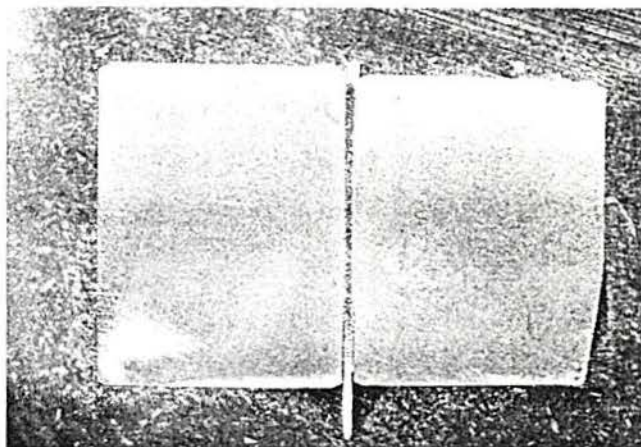


Figura 6.8 - Amostra embutida com uma placa de cobre pressionada junto da camada nitretada.

O ataque foi feito com picral 5 % e, para a determinação da camada nitretada mediu-se a espessura da banda escura utilizando-se microscópio óptico com aumentos superiores a 200x.

6.2.6. - PERFIS DE MICRO-DUREZA

Foi feito também um levantamento de perfis de microdureza da camada nitretada. O processo de preparação da amostra foi semelhante ao descrito anteriormente mas neste caso para medição da dureza foi usado o método de Knoop. A amostra utilizada foi nitretada durante 3 horas a 550 °C. Este tempo não é usado para a nitretação de ferramentas mas foi adequado para realizar este ensaio devido à dificuldade de medir-se uma camada muito fina.

6.2.7. - ANÁLISE DA COMPOSIÇÃO DA CAMADA

Para a determinação dos nitretos formados na camada, foram feitas análises de difração de raios X e Mössbauer em amostras nitretadas por 15, 30, 50 e 90 minutos a 550 °C. Para esta análise realizou-se um corte transversal ??? nas amostras de modo a ter-se uma fatia com aproximadamente 3 mm de espessura.

6.2.8. - ENSAIO CHARPY

Dois testes padronizados, charpy e Izod, são usados para medir a energia de impacto. Para ambos charpy e Izod, a amostra tem a forma de uma barra de seção quadrada, com um entalhe em forma de V usinado (fig. 6.9 a). O equipamento para realizar o teste de impacto é ilustrado na fig. 6.9 b. A carga é aplicada com um impacto a partir de um martelo fixado em um pêndulo que é liberado a partir de uma posição padrão fixa (h). A amostra é posicionada na base como mostrado na figura. Depois de liberado, o fio da faca montado no pêndulo de impacto fratura a amostra no entalhe, que atua como um ponto de concentração de tensões. O pêndulo continua em movimento atingindo uma altura máxima (h'), que é menor que h. A energia absorvida, computada pela diferença entre h e h', é a medida da energia de impacto. A diferença básica entre as técnicas charpy e Izod é a maneira como a amostra é fixada, como está ilustrado na fig 6.9.

No presente trabalho para avaliar-se a tenacidade das peças nitretadas utilizou-se o ensaio Charpy. Foram empregados 09 corpos de prova de aço M2 nas dimensões padronizadas. As

amostras foram temperadas e revenidas para uma dureza em torno de 63 HRC (800 HV). Após a usinagem do entalhe 3 corpos de prova foram nitretados durante 15 minutos na temperatura de 550 °C apresentando micro-dureza de 1030 HV_{200g}. Outros 3 foram nitretados durante 35 minutos ficando com micro-dureza de 1120 HV₂₀₀. As outras 3 amostras não foram nitretadas. O ensaio foi realizado com um martelo de 15 Kgf (150 N).

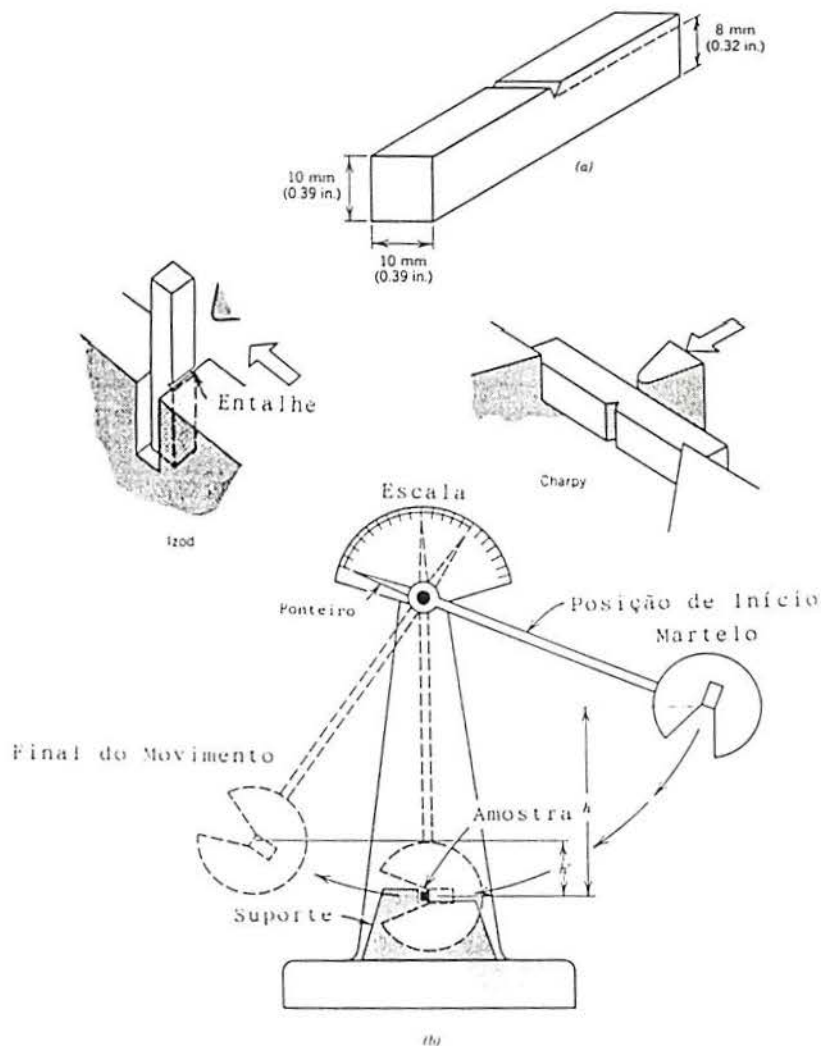


Fig 6.9 a) Amostra usada para testes de impacto charpy e Izod.
 b) Equipamento usado para um teste de impacto. (43)

CAPÍTULO 7

RESULTADOS

Neste capítulo são apresentados os resultados dos experimentos realizados e descritos anteriormente. Inicialmente estão expostos os gráficos em que se mostra a variação da dureza e a profundidade de camada obtida em função do tempo e temperatura de processo. Após, são mostradas metalografias de camadas nitretadas em diversas condições de tratamento. Na seqüência estão apresentadas impressões de dureza para amostras nitretadas em tempos de 5 a 40 minutos. Para as indentações usou-se o método Vickers com cargas de 1 Kg, 500 g e 200 g e Knoop com cargas de 200 g e 50 g. Assim, procurou-se comparar os dois métodos de micro-dureza e avaliar-se as cargas adequadas para a indentação. Após, é mostrado um perfil de micro-dureza de uma amostra nitretada por 3 horas a 550 °C. Para a determinação dos nitretos formados na camada estão apresentados os resultados de raios X e Mössbauer. Para a avaliação de tenacidade das peças é apresentado o resultado do ensaio Charpy finalizando-se o capítulo com os desempenhos das ferramentas.

7.1 - DUREZA E PROFUNDIDADE DA CAMADA NITRETADA

Nos gráficos apresentados a seguir procurou-se verificar o comportamento da dureza e profundidade da camada nitretada em função do tempo e temperatura de tratamento. Na faixa testada, entre 500 e 600 °C, a dureza e profundidade de camada aumentaram com a elevação de temperatura e com a elevação do tempo de tratamento. Esses resultados podem ser comprovados a seguir.

A figura 7.1 apresenta a variação da dureza da camada nitretada variando-se a temperatura de tratamento.

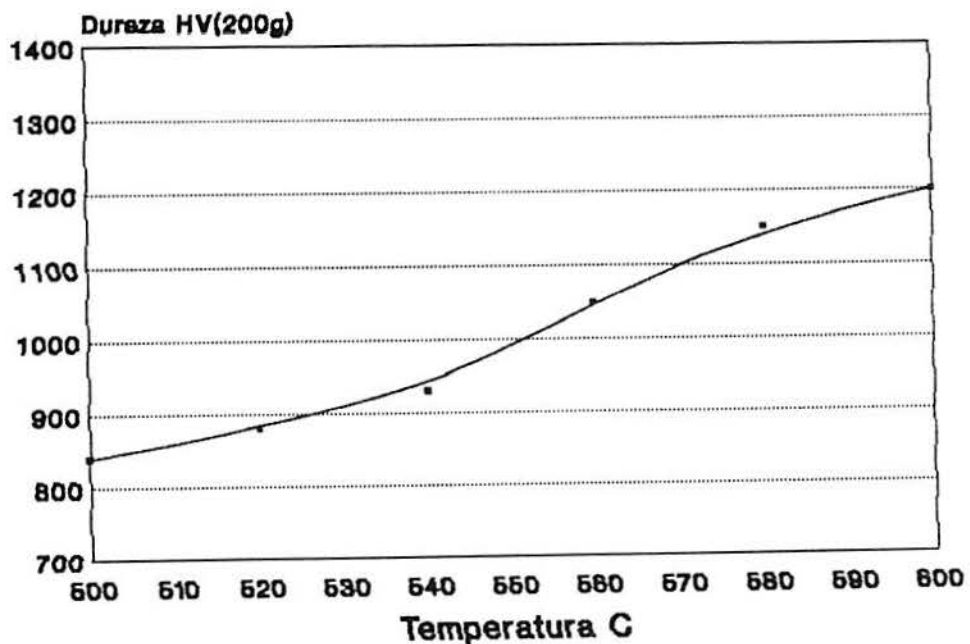


Figura 7.1 - Variação da Dureza em função da temperatura de nitretação. Tempo de tratamento 20 minutos.

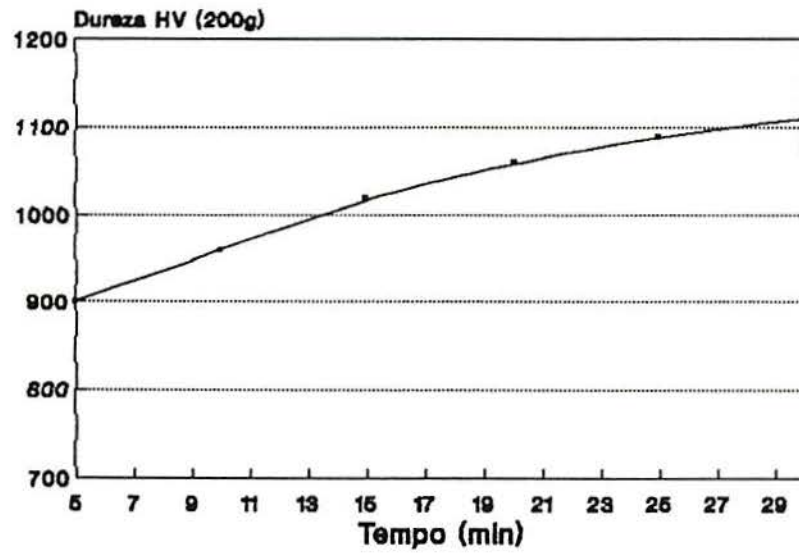


Fig 7.2 - Variação da dureza em função do tempo.
 Temperatura de tratamento 550 °C.

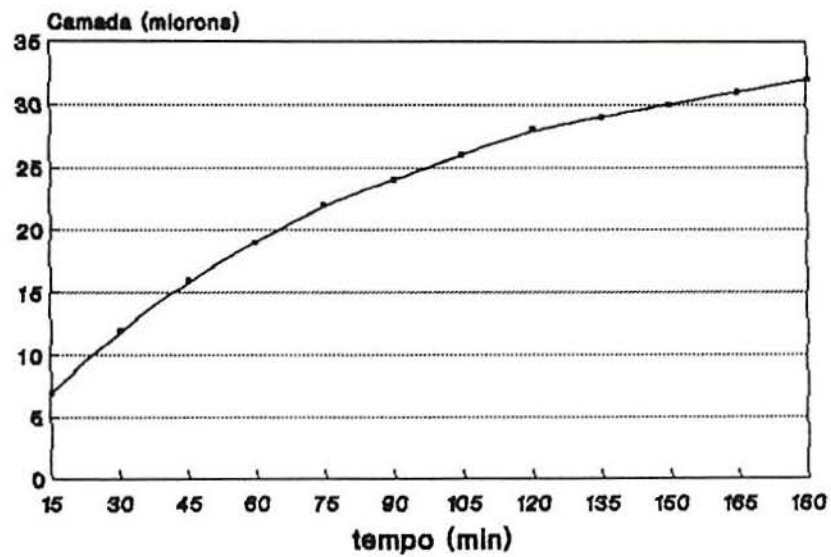


Fig 7.3 - Espessura da camada em função do tempo.
 Temperatura de tratamento 550 °C.

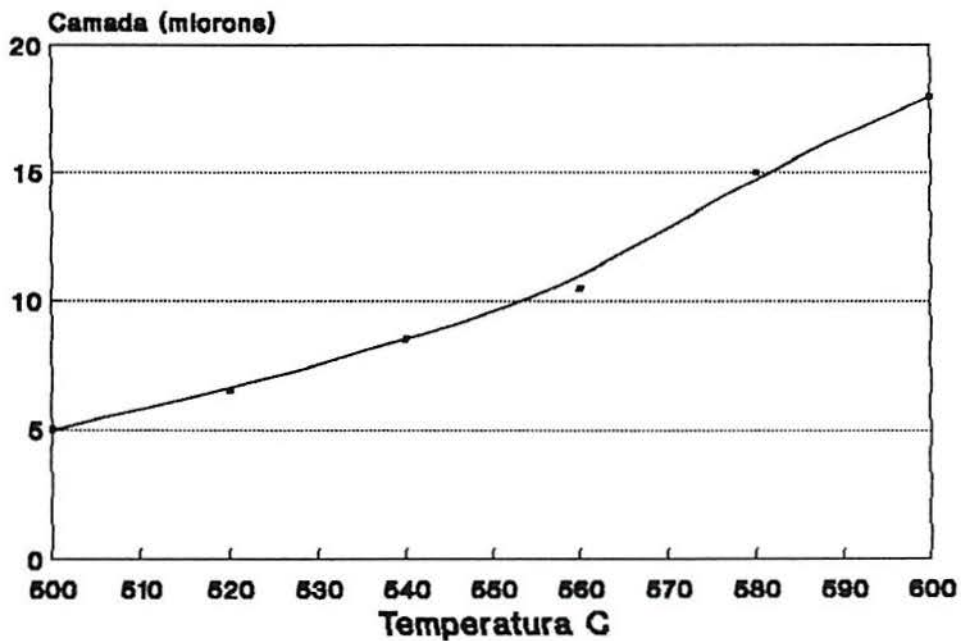
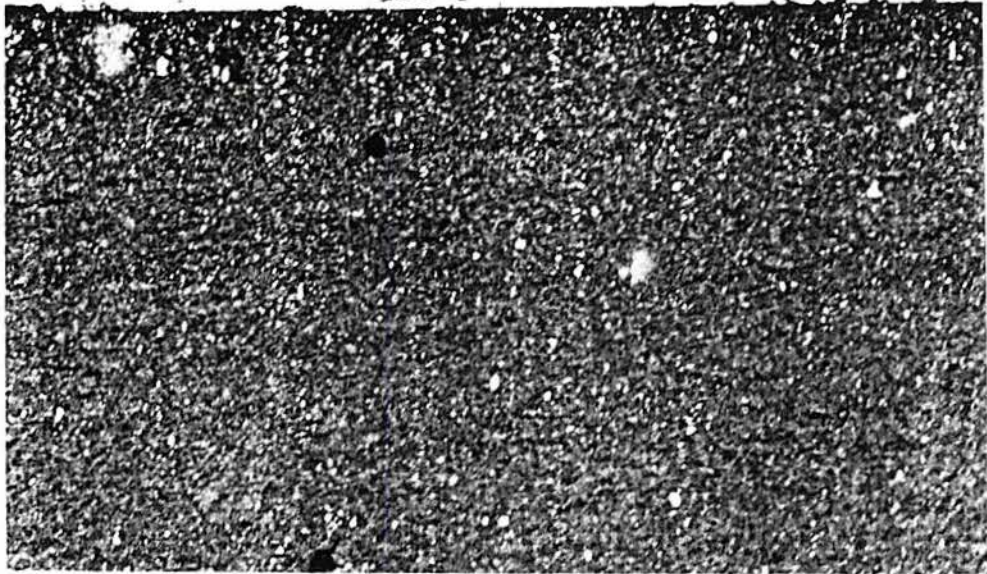


Figura 7.4 - Espessura da camada em função da temperatura.
 Tempo de tratamento 20 minutos

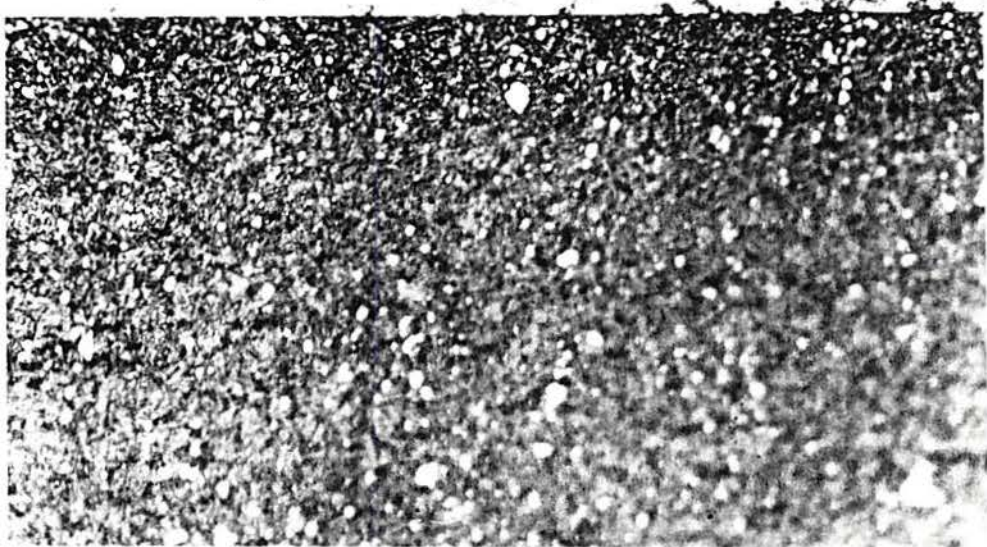
7.2 - METALOGRAFIA DA CAMADA NITRETADA

Neste item são apresentadas metalografias, em microscópio óptico, de camadas nitretadas de amostras tratadas com tempos entre 8 minutos e 3 horas e temperaturas variando entre 550 e 570 °C. O ataque foi efetuado com picral 5 % com um tempo fixo de 6s para todas as amostras.

Em todas as amostras observou-se uma camada de difusão escura junto à superfície. A camada de compostos (branca) só foi verificada na amostra com três horas de tratamento.

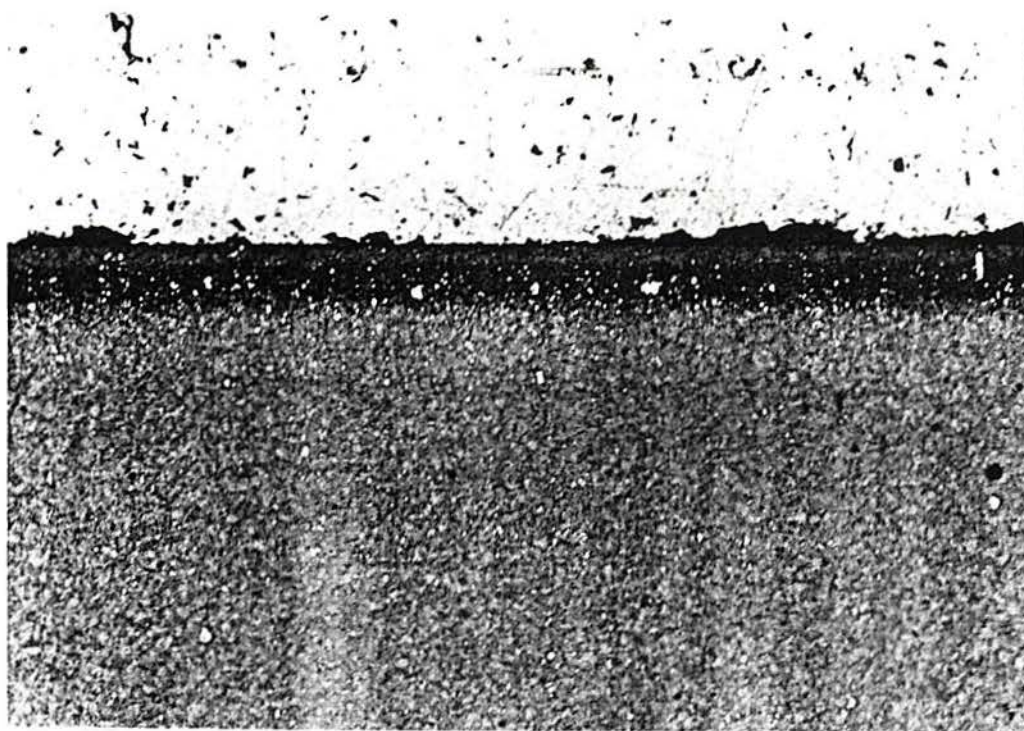


400 X

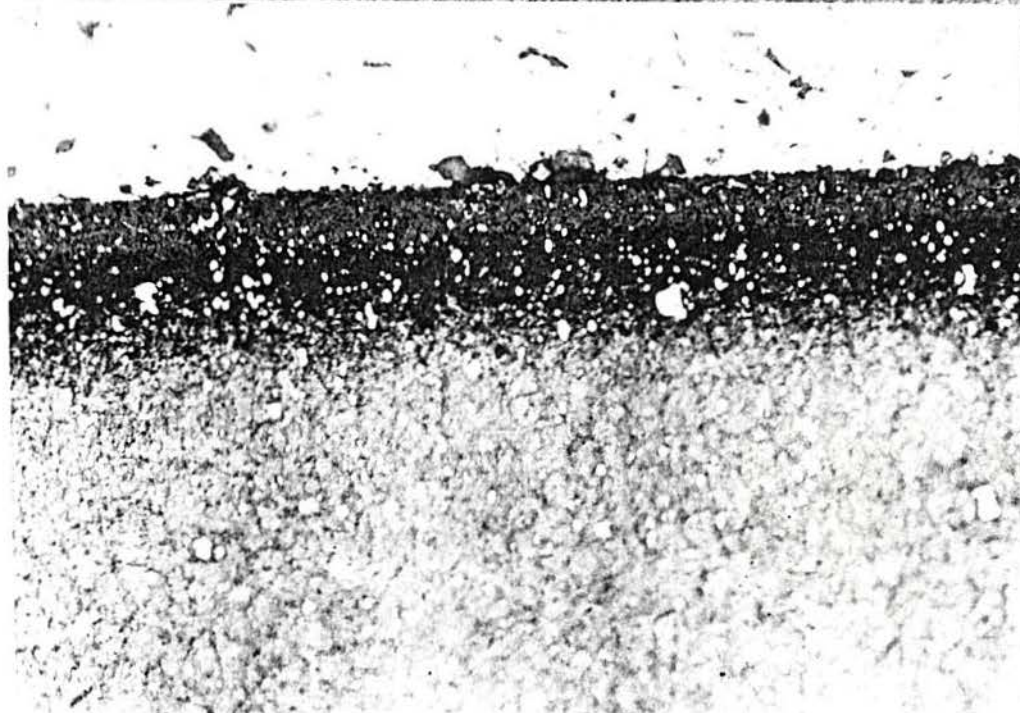


1000 X

Fig 7.5 - Microestrutura de uma amostra nitretada.
Tempo de tratamento: 8 min Temperatura: 540 °C.
Ataque: picral 5%



400 X



1000 X

Fig 7.6 - Microestrutura de uma amostra nitretada.
Tempo de tratamento: 25 min Temperatura: 550 °C.
Ataque: picral 5%.

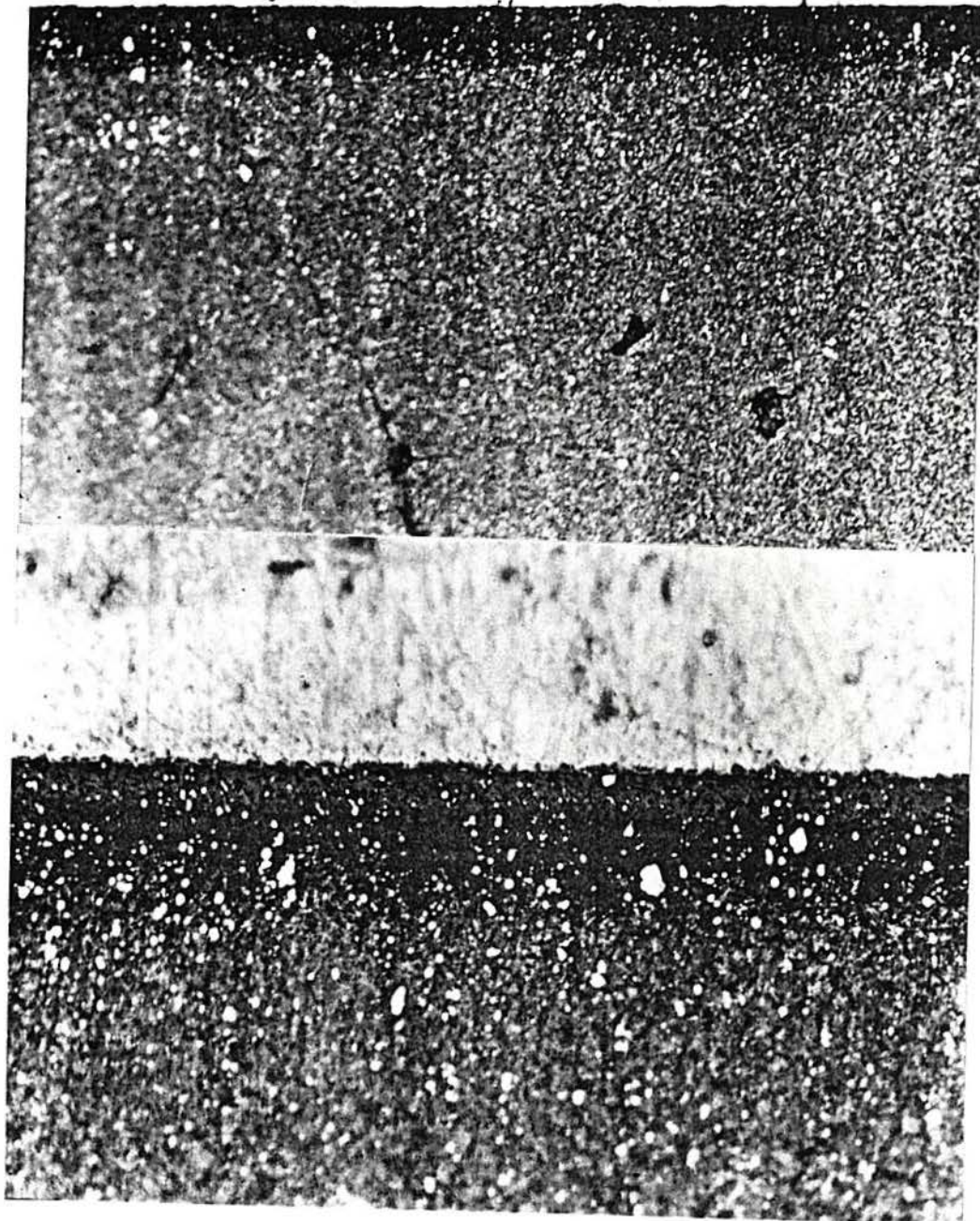
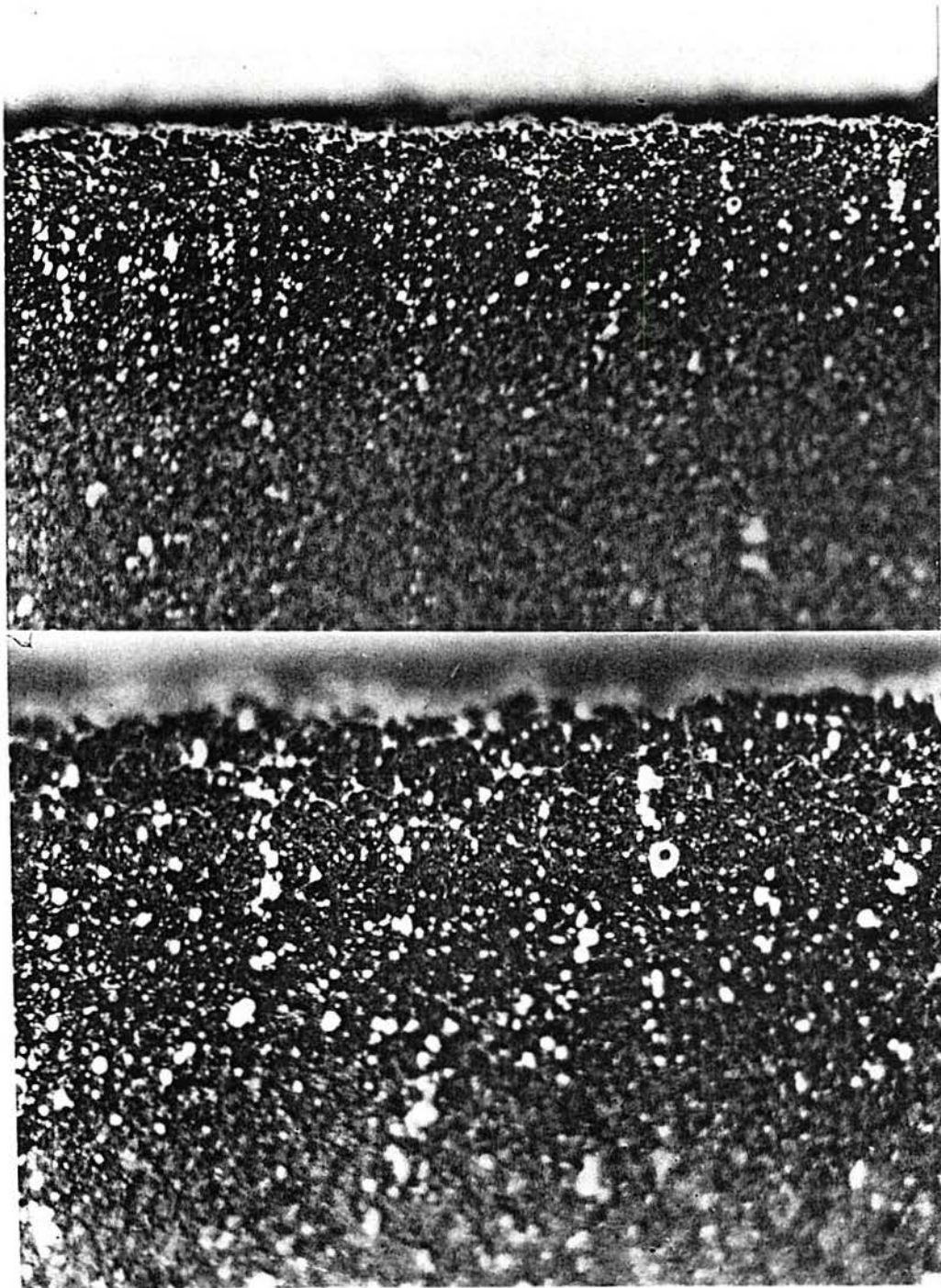


Fig 7.7 - Microestrutura de uma amostra nitretada.
Tempo de tratamento: 20 min Temperatura: 570 °C.
Ataque: picral 5%.



1000 X

2000 X

Fig 7.8 - Microestrutura de uma amostra nitretada.
Tempo de tratamento: 3 horas Temperatura: 550 °C
Ataque: picral 5%.

7.3 - PERFIL DE MICRO-DUREZA DA CAMADA NITRETADA

A seguir na figura 7.9 está mostrado o perfil de dureza de uma amostra nitretada por 3 horas a 550 °C. Como indicado no gráfico a dureza é extremamente elevada na superfície, sofrendo um decréscimo significativo em direção ao núcleo.

Para a determinação desse perfil foi utilizado um indentador Knoop (10 g) para efetuar as impressões, e para uma adequada medição foi empregada microscopia eletrônica de varredura. O procedimento pode ser avaliado na figura 7.10.

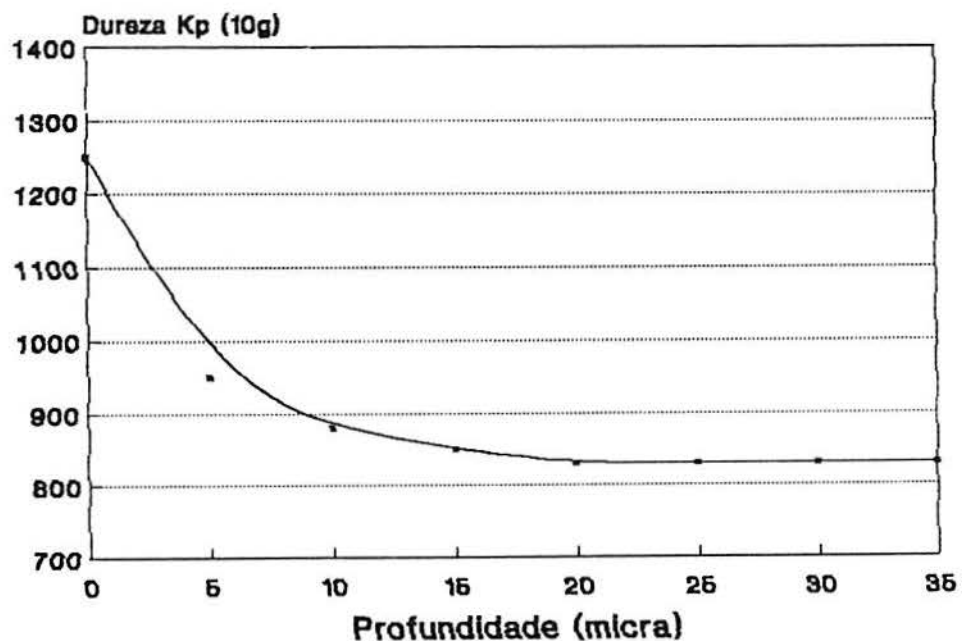


Figura 7.9 - Amostra nitretada por 3 horas a 550 °C

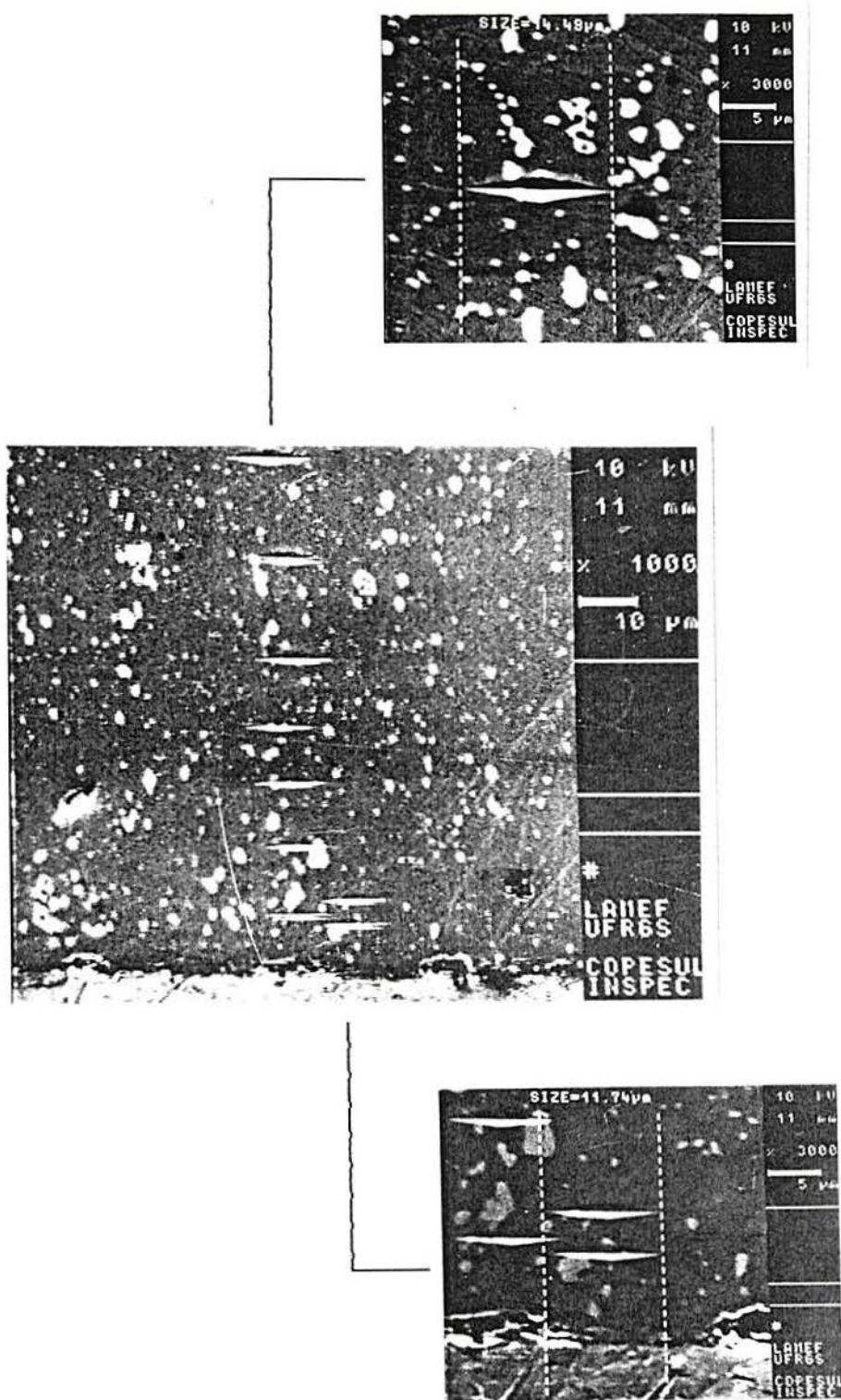


Fig 7.10 - Determinação do perfil de micro-dureza em microscopia eletrônica de varredura

7.4 COMPARAÇÃO ENTRE AS INDENTAÇÕES VICKERS E KNOOP

A seguir são apresentados os resultados das impressões de micro-dureza realizadas pelos métodos de Vickers e Knoop. O método Knoop se mostrou mais adequado por ter uma diagonal mais alongada, e por possuir uma menor penetração quando mesmas cargas são utilizadas. Para o indentador Vickers não foram utilizadas cargas menores de 200 g pela dificuldade de visualização em microscopia óptica.

Convertendo-se as micro-durezas para uma mesma escala, verificou-se que o método Knoop mostra uma maior dureza. Assim pôde-se constatar erros introduzidos pelo método vickers 200 g mostrando durezas sub-estimadas devido à maior penetração. Os resultados podem ser avaliados a seguir:

Tabela 7.1- Resultados obtidos por micro-dureza Vickers e Knoop.

Amostra 1 - Sem Tratamento

Amostra 2 - 5 min a 550 °C

Amostra 3 - 15 min a 550 °C

Amostra 4 - 50 min a 550 °C

Amostra	Diag. Vickers (μ)		Diag. Knoop (μ)	
	1kg	200g	200g	50g
1	49,1	21,5	62	31,2
2	47,2	20,3	53	26,4
3	43,7	18,9	49,4	23,8
4	41,4	17,9	48,2	23,4

Amostra	Dur. Vickers		Dur. Knoop	
	1kg	200g	200g	50g
1	768	802	740	730
2	830	900	1013	1020
3	970	1038	1166	1256
4	1080	1157	1225	1299

Amostra	Penetração (μ)		Penetração (μ)	
	Vickers		Knoop	
	1Kg	200g	200g	50g
1	7,0	3,1	2,1	1,0
2	6,7	2,9	1,7	0,9
3	6,2	2,7	1,6	0,8
4	5,9	2,5	1,6	0,8

A seguir (figs 7.11, 7.12, 7.13, 7.14), são apresentadas as impressões superficiais de micro-dureza Vickers e Knoop relatadas anteriormente. As fotos estão com aumentos de 1000x. Na foto superior temos três impressões Vickers com cargas de 1 Kg, 500g e 200g. Logo abaixo mostramos uma impressão Knoop com carga de 200g e por último temos a impressão com carga de 50g. Observa-se vantagem do método Knoop por apresentar diagonal mais alongada. Nota-se também que a diagonal knoop 50g é maior mesmo quando comparada com cargas de 200g para o indentador Vickers, o que facilita a medição e infere um erro menor.

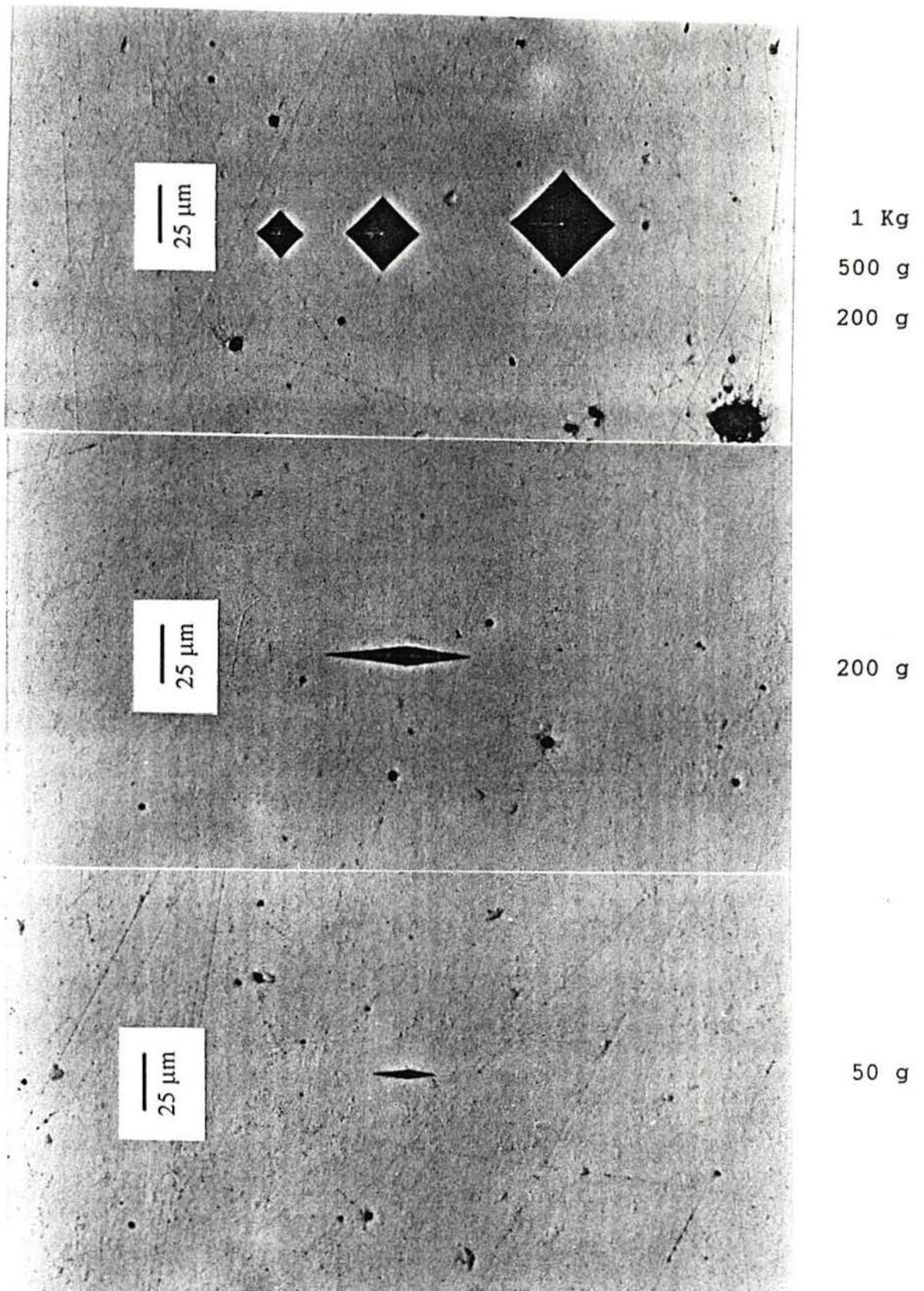


Fig. 7.11 - Amostra sem tratamento. Comparação de impressões de micro-dureza Vickers e Knoop.

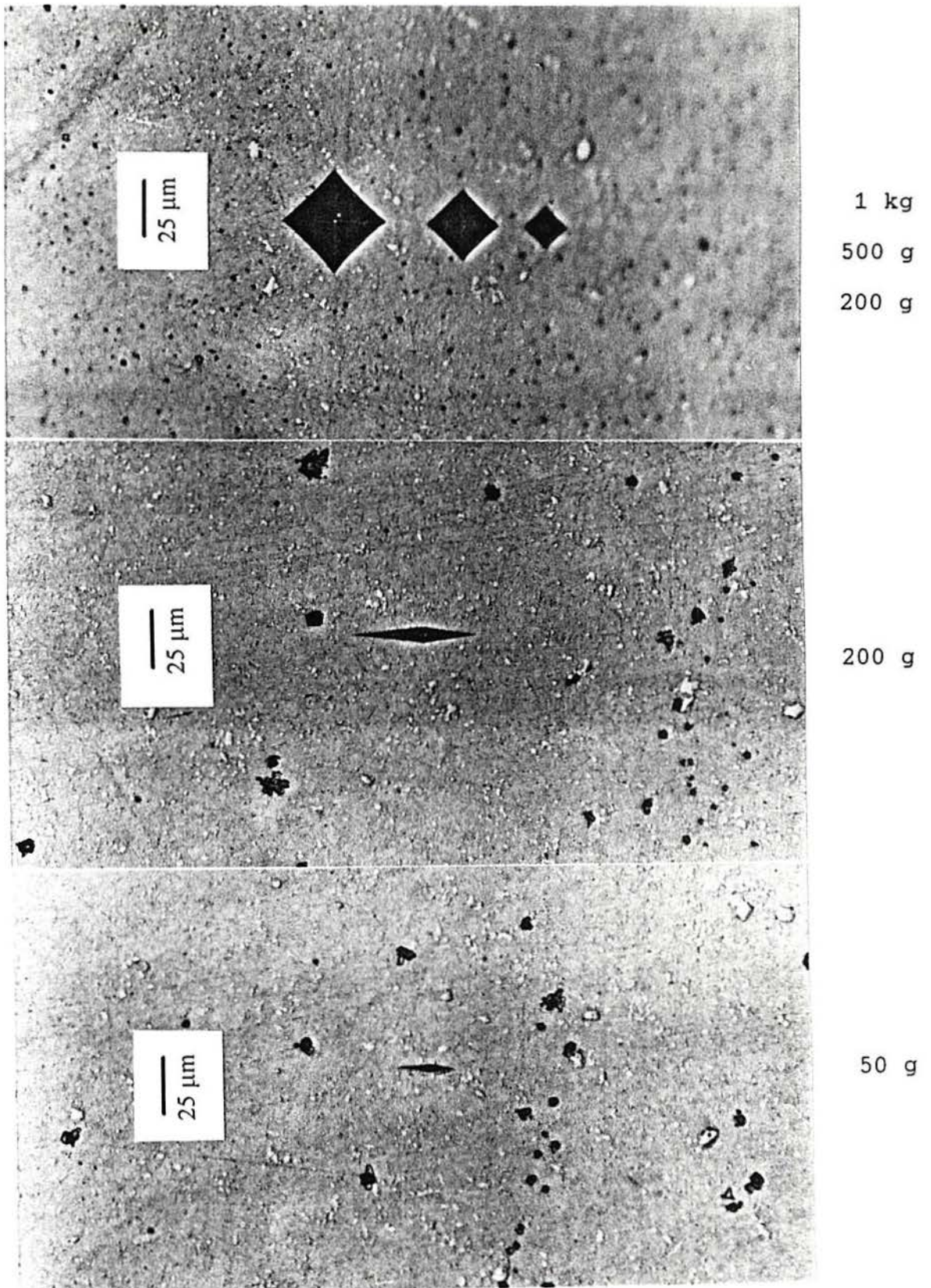


Fig. 7.12 - Amostra Nitretada por 5 min a 550 °C. Comparação de impressões de micro-dureza Vickers e Knoop.

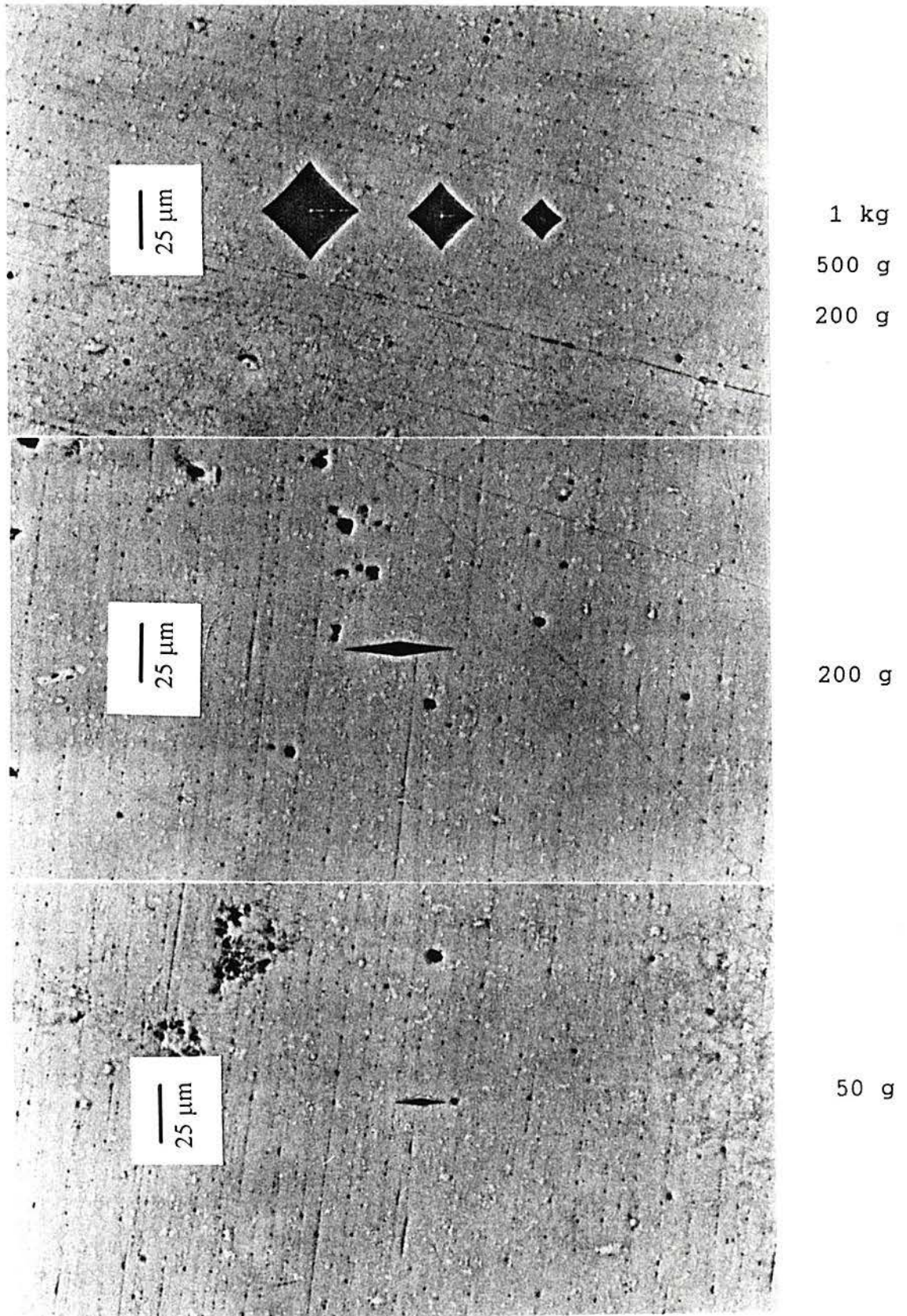


Fig. 7.13 - Amostra Nitretada por 15 min a 550 °C. Comparação de impressões de micro-dureza Vickers e Knoop.

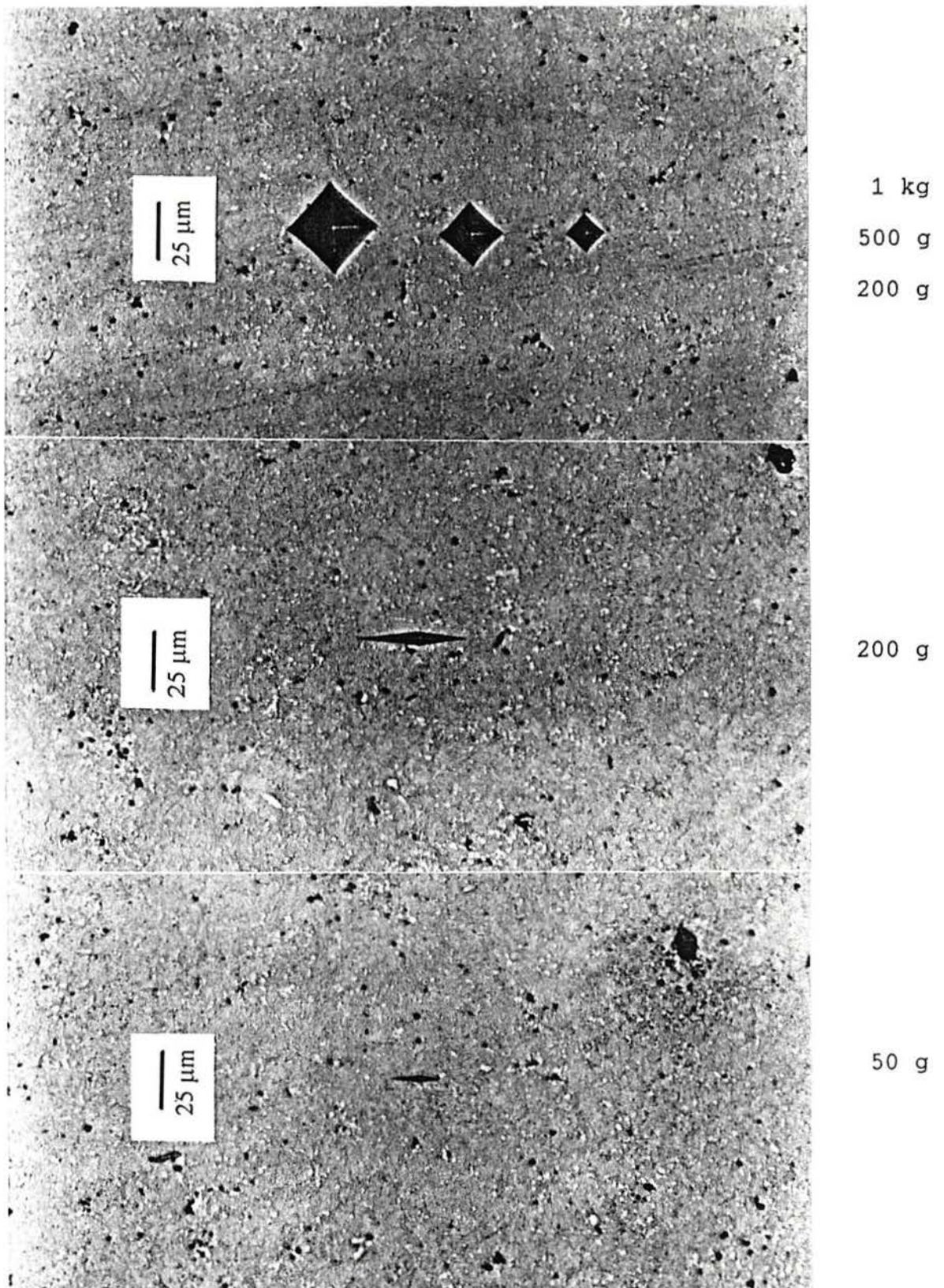


Fig. 7.14 - Amostra Nitretada por 50 min a 550 °C. Comparação de impressões de micro-dureza Vickers e Knoop.

7.5 - ANÁLISE DE RAIOS X E MÖSSBAUER:

A seguir serão apresentados os espectros de raios X e Mössbauer realizados em amostras com 15 min, 55 min e 1,5 h de tratamento a 550 °C. Na amostra com 15 minutos, pela análise de raios X, pôde-se detectar a presença de nitretos de cromo, molibdênio, tungstênio e vanádio. Na análise Mössbauer detectamos a presença do nitreto $Fe_{16}N_2$. Para a amostra com 55 min além dos nitretos de liga foi detectada a presença de nitretos epsilon. Na amostra com 1,5 h os resultados foram semelhantes, aumentando-se porém, o número de picos presentes no espectro. Abaixo está indicado o tipo de tratamento sofrido por cada amostra submetida a análise de raios X e após os tipos de nitretos e carbonetos que correspondem aos números indicados nas análises de difração de raios X.

Amostra A - Sem Tratamento.

Amostra B - Nitretada por 20 min.

Amostra C - Nitretada por 90 min.

1 - Fe_3W_3C e Fe_4W_2C	8 - W_2N	15 - MoN
2 - Cr_7C_3	9 - Mo_2N	16 - Fe_2N
3 - MoC	10 - $Mo_{16}N_7$	17 - $Fe_{16}N_2$
4 - Fe_5C_2	11 - Cr_2N	18 - $Fe_{2-3}N$
5 - FeC	12 - $(Cr,Fe)_2N$	19 - Fe_3N
6 - Cr_2VC_2	13 - $Cr.62 C.35 N.03$	20 - VN
7 - Mo_2C	14 - WN	21 - Fe_3C

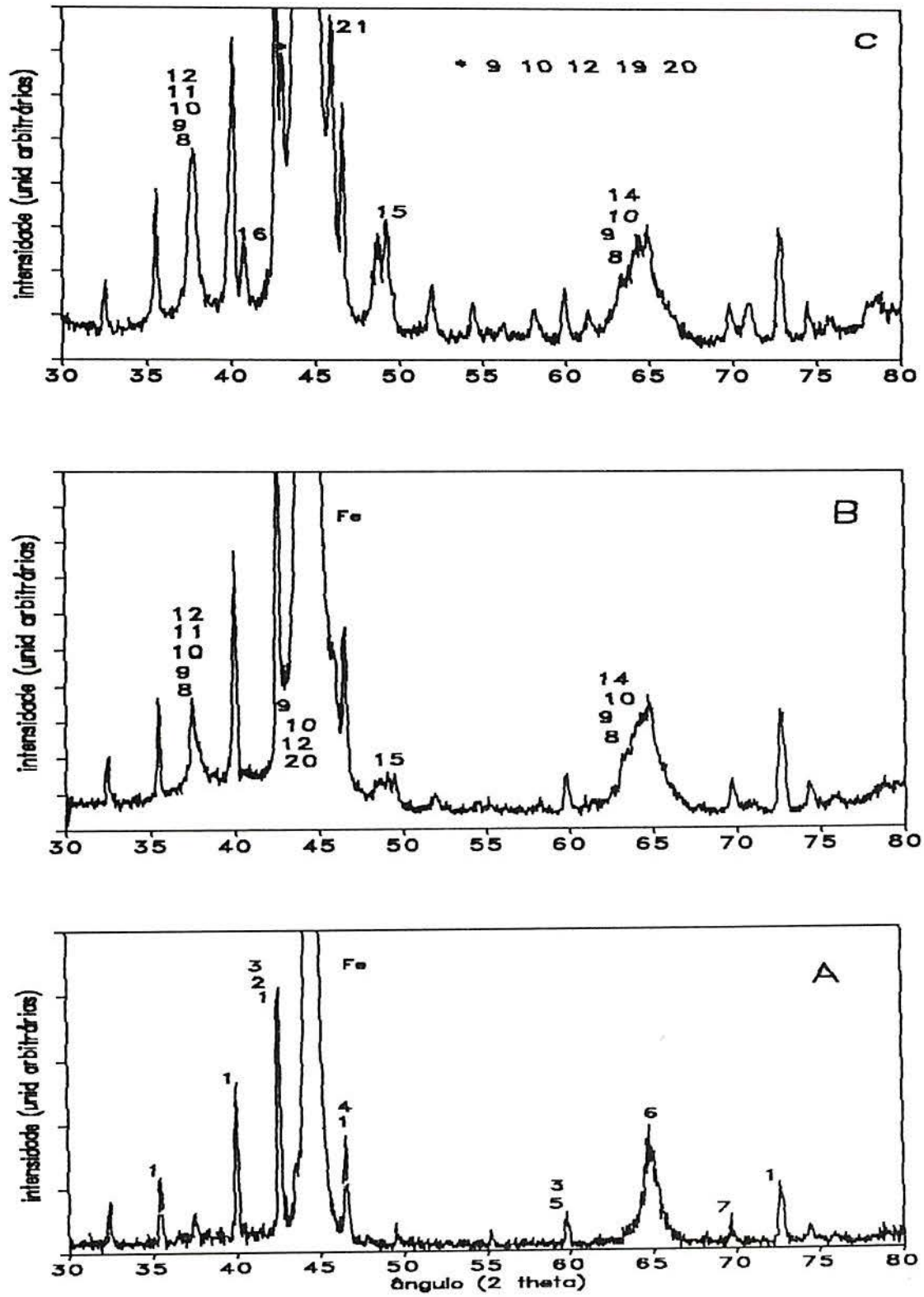


Fig. 7.15 -- Espectros de raios X

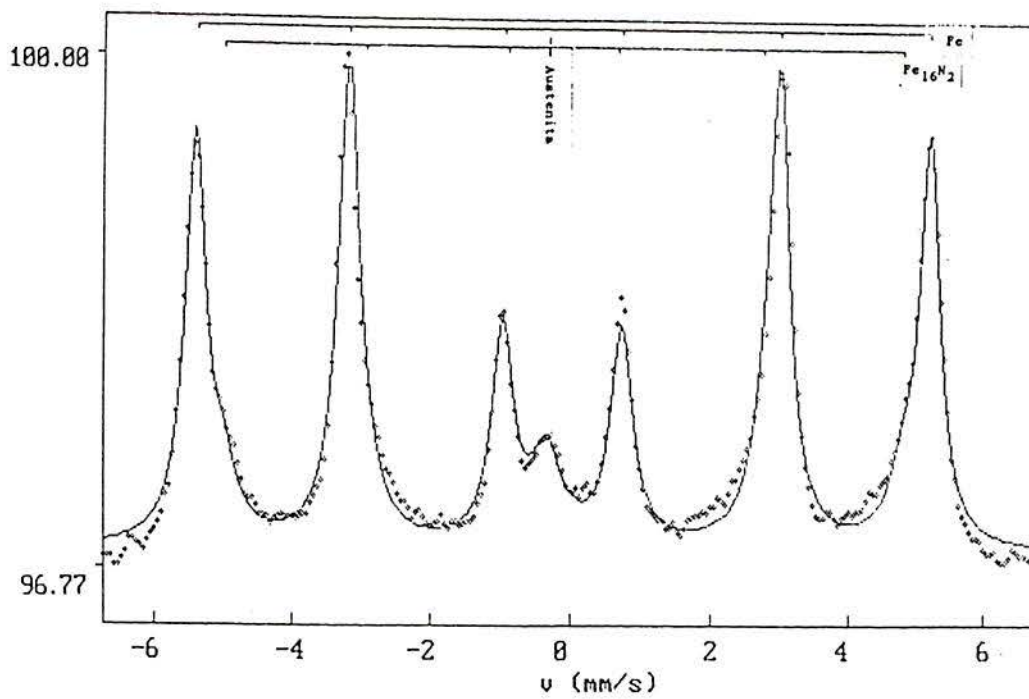


Fig 7.16 Espectro Mössbauer de uma amostra nitretada por 15 min.

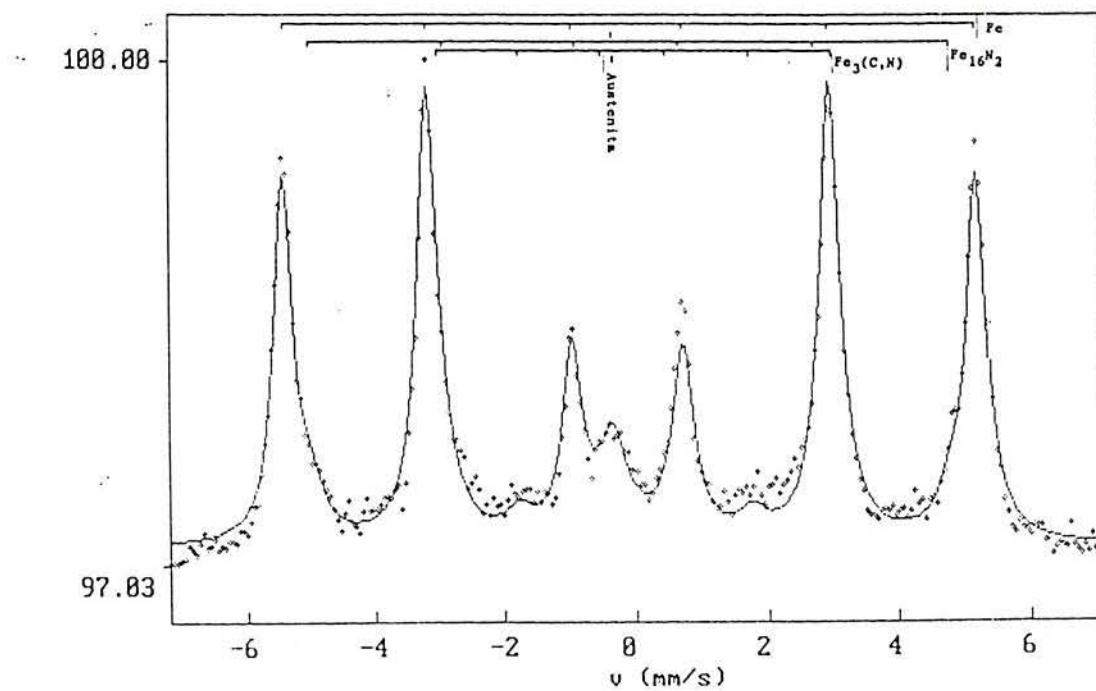


Fig 7.17 Espectro Mössbauer de uma amostra nitretada por 50 min.

7.6 - DESEMPENHO DAS FERRAMENTAS

De uma maneira geral os melhores desempenhos em serviço das ferramentas foram obtidos com uma dureza na faixa de 1020 a 1070 HV (200g) ficando a camada em torno de 7 micra. A seguir estão descritos dados a respeito das ferramentas testadas.

Fresas

O tempo ideal de nitretação ficou em torno de 15 min (550 °C). Nestas ferramentas foram obtidos ótimos resultados principalmente em operações de desbaste e em ferramentas de grandes dimensões. O aumento da vida útil de fresas foi em média 100 %. A melhora de desempenho foi mais acentuada, quanto mais duro era o material que estava sendo usinado. Acredita-se que este fato se deva ao maior aquecimento que ocorre na usinagem em materiais mais duros. Em usinagens menos severas devido a temperatura não alcançar valores tão críticos, os benefícios são um pouco menores do que na usinagem de materiais de alta dureza.

Obteve-se bons resultados com fresas de corte longitudinal, fresas perfiladas e fresas de topo. As fresas de topo foram testadas com material AISI M35 e DIN S 10-4-3-10. Nestas últimas os resultados não foram satisfatórios. Ocorriam lascamentos quando o tempo de tratamento estava acima de 10 min e, com tempos menores (5 min), não se verificou benefício algum.

Machos

Os melhores resultados foram observados em machos de 5 mm.

Acredita-se que isso se deva ao fato desses machos de pequenas dimensões em geral apresentarem dureza de núcleo em torno de 61 HRC. Essa dureza é empregada para aumentar a tenacidade da ferramenta. Contudo a resistência ao desgaste fica comprometida. Após nitretação houve uma melhora significativa, obtendo-se acréscimos de desempenho em torno de 200 % no tempo de uso.

O tempo de tratamento adequado foi de 8 min independente do tamanho da ferramenta testada. Nesta classe de ferramentas é importante não ter uma camada muito profunda e dureza em excesso pois os filetes, muito finos, podem lascas facilmente.

Brocas

Os resultados positivos foram obtidos com pequenos avanços. Acredita-se que os lascamentos se devam ao momento torçor muito alto. Os tempos de tratamento adequados ficaram entre 5 e 8 minutos. A melhora de desempenho ficou em torno de 40 %.

Alargadores

Nestas ferramentas não foram obtidos resultados satisfatórios mas, deve-se ressaltar que antes do tratamento o desempenho era inadequado. Contudo, nada impede que em operações diferentes com condições de usinagem distintas os resultados sejam positivos.

Brochas

Obteve-se ótimos desempenhos, em média 100% superiores aos das ferramentas normais. As ferramentas testadas tinham diâmetro

em torno de 10 mm. O tempo de tratamento adequado ficou em 15 minutos. Aconselha-se que a região da rosca não seja nitretada. A nitretação acrescentaria mais tensões residuais a esta região já fortemente tensionada devido aos entalhes existentes.

Após afiação as ferramentas apresentaram uma sensível queda dos benefícios. Os valores apresentados são anteriores a afiação. Para manter-se as vantagens do tratamento, após a afiação, pode-se realizar uma nova nitretação. Um problema dos sucessivos tratamentos é a camada na face que não é afiada. Nessa região após duas ou três nitretações alcança-se valores de dureza e profundidade de camada muito elevadas, fragilizando a superfície. Assim deve-se ter o máximo de cuidado durante a renitretação. Se for possível deve-se usar recobrimentos protetores na face não afiada, para prevenir a nitretação.

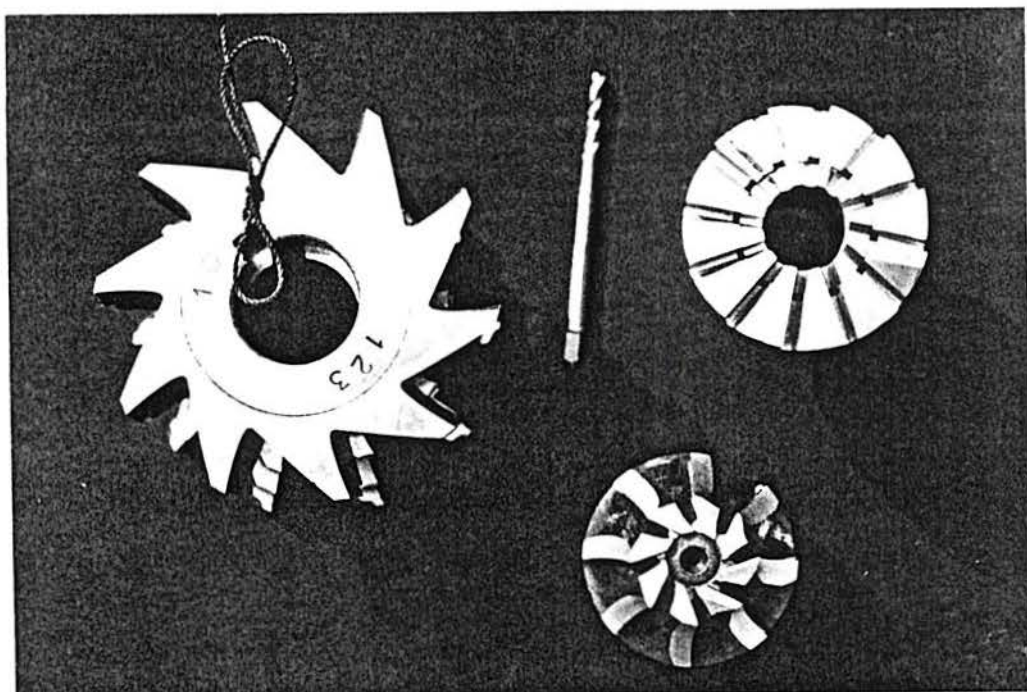


Fig. 7.18. Exemplos de ferramentas com bons resultados

7.7 - COMPARAÇÃO COM FERRAMENTAS COM NITRETO DE TITÂNIO

Ainda para efeito de comprovação de viabilidade de empregar a nitretação de ferramentas foi realizada uma comparação custo x benefício com ferramentas com nitreto de titânio. A comparação apresentou os seguintes resultados:

1) Quantidades de peças usinadas

Ferramenta Normal - 350 peças.

Ferramenta Nitretada - 650 peças.

Ferramenta com Nitreto de titânio - 700 peças.

2) Custo

Nitretação - 0,2 dólar por ferramenta.

Nitreto de titânio - 40 dólares por ferramenta.

7.8 - ENSAIO CHARPY

Os resultados de ensaios charpy de corpos de prova de aço M2 com e sem nitretação:

Amostra sem tratamento - Energia de Ruptura 18 Joules

Amostra nitretada por 15 minutos - Energia de Ruptura 13 Joules.

Amostra nitretada por 35 minutos - Energia de Ruptura 10 Joules

CAPÍTULO 8

DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

Conforme os gráficos apresentados observa-se que a dureza e profundidade de camada aumentam com o tempo e temperatura de tratamento, dentro da faixa testada. Nota-se que a partir de 560°C ambos, espessura de camada e dureza, têm um acréscimo substancial atingindo valores bastante elevados. Acredita-se que isso seja devido à aceleração das reações químicas que liberam o nitrogênio e à maior difusão do mesmo no aço. Acima de 560 °C foram comuns os casos de lascamentos de ferramentas tratadas, decorrente da excessiva fragilidade provavelmente devido a dureza muito elevada e camada muito profunda. Para temperaturas inferiores a 530 °C, a dureza obtida foi muito baixa, não proporcionando resultados satisfatórios. Obteve-se como faixa de temperatura adequada 530 a 560 °C sendo o ponto ótimo 550 °C.

Quanto ao perfil de micro-durezas realizado em amostras com tratamento prolongado, verificou-se que ela tem um valor muito elevado junto a superfície seguido de uma queda brusca, não sendo observado um decréscimo suave em direção ao núcleo.

Acredita-se que este acentuado gradiente de dureza junto com as elevadas tensões residuais estejam entre os principais fatores que contribuem para a excessiva fragilidade da camada nitretada.

No ensaio charpy observou-se uma queda de tenacidade em amostras nitretadas. Isto já era esperado uma vez que esse fato é comum em tratamentos de endurecimento superficial, e está de acordo com Roberts e Hamaker Jr (17). Este fato está vinculado à presença de tensões residuais de tração abaixo da superfície que são propícias à formação e propagação de trincas. Contudo quebras de ferramentas foram raras ocorrendo somente naquelas de pequenas dimensões. Isto é devido a essas ferramentas pequenas trabalharem, em geral, no limite de sua resistência mecânica.

Pela análise de raios X e Mössbauer observou-se a formação de nitretos de cromo, molibdênio, tungstênio, vanádio e ferro. Nas condições de tratamento empregadas com sucesso em ferramentas, o nitreto de ferro detectado foi $Fe_{16}N_2$. A camada epsilon só esteve presente com tempos de tratamento superiores a 1 hora. Acredita-se que a presença desses nitretos devido ao alto conteúdo de nitrogênio também possa contribuir para uma maior fragilidade da camada nitretada. Contudo, em algumas aplicações pôde-se observar a formação de camadas frágeis sem a existência da camada de compostos.

Em aços de alto teor em elementos de liga, devido à presença desses elementos, foi possível a obtenção de durezas elevadas sem, contudo, formar a camada de compostos (branca). A formação de nitretos com elementos de liga em detrimento dos nitretos de

ferro, está de acordo com a tabela 4.1 que apresenta a eletronegatividade dos elementos frente ao nitrogênio. A inexistência da zona de compostos, justifica a formação de uma camada de boa tenacidade, adequada para a aplicação a que se destinam. Contudo devido a elevada dureza dos nitretos de liga e ao fato do substrato já estar temperado, obteve-se uma camada superficial de alta dureza e alta resistência ao desgaste.

Quanto a comparação entre os métodos de medição de micro-dureza Vickers e Knoop pôde-se observar a maior precisão do método de indentação Knoop. Este fato pode ser justificado por dois fatores principais: a diagonal mais alongada facilita a visualização da indentação diminuindo o erro de medição e a menor penetração do diamante apresenta-se mais adequada para as camadas de baixíssima espessura que se formam em aços rápidos. Observando-se as medidas de micro-dureza realizadas pelos dois métodos e convertendo-as para uma mesma escala nota-se que medidas realizadas com maiores cargas apresentaram valores de dureza menores. Mesmo o método Knoop, quando comparadas as medidas com 200 e 50 g apresenta uma sensível diferença. Isso comprova a camada extremamente fina que se forma nesses aços.

Por ataque químico observa-se uma região escurecida que corresponde a camada de difusão da ordem de 7 micra para tempo de tratamento de 15 minutos a 550 °C. Através de ensaios de micro-dureza verificamos que a dureza mais elevada se localiza no primeiro micron da camada. Desta forma para medições mais precisas devemos fazer uso de uma carga que propicie uma

penetração menor que 1 micron.

Dos materiais testados os aços AISI M2 e M35 apresentaram bons resultados com maior destaque para o primeiro. Quanto ao aço DIN S 10-4-3-10 os desempenhos foram péssimos. Quando o tempo de tratamento foi pequeno não se observou melhoria alguma. Para tempos maiores ocorrem lascamentos. Acredita-se que este material, por apresentar alta dureza de núcleo, não apresente um substrato com tenacidade suficiente para sustentar uma camada relativamente frágil.

Na faixa de dureza testada (62-68 HRC) as ferramentas tiveram uma melhor resposta à nitretação entre 63-65 HRC. Observou-se que ferramentas com dureza acima de 66 HRC antes da nitretação não apresentam sustentação adequada para a camada nitretada.

As ferramentas com melhores resultados foram fresas, brochas e machos. Para brocas os resultados foram positivos somente quando os avanços e rotações não foram muito elevados. Acredita-se que as tensões de torção excessivas levem ao lascamento da camada. Com alargadores o tratamento não se mostrou benéfico. Observou-se que o tempo adequado de tratamento foi de 5 minutos para brocas, 7 minutos para machos, e 15 minutos para fresas e brochas (banho com 35 % de CNO). Os melhores desempenhos em serviço foram obtidos com dureza em torno de 1050 HV (200g) com uma camada em torno de 7 micra. Com durezas superiores a 1100 HV(200g), e camadas maiores que 10 micra, os lascamentos foram frequentes.

CAPÍTULO 9

CONCLUSÕES

De acordo com os testes efetuados verificou-se que o tratamento de nitretação é muito útil para o aumento de vida de ferramentas de aços rápidos. É importante, contudo, que se tenha um controle adequado do processo. As ferramentas de melhores desempenhos foram fresas, brochas e machos. Brocas só obtiveram resultados positivos quando os avanços e rotações não foram muito elevados. O tempo de tratamento adequado foi de 5 minutos para brocas, 7 para machos, e 15 minutos para fresas e brochas (para banhos com 35 % de CNO).

Observou-se que na faixa de 500 a 600°C, temperaturas de tratamento mais elevadas, propiciam maior dureza e profundidade de camada. A temperatura adequada para o tratamento ficou em torno de 550 °C. Em relação à camada nitretada os melhores desempenhos em serviço foram obtidos com dureza em torno de 1050 HV (200g) tendo-se neste caso uma camada em torno de 7 micra. Com durezas superiores a 1100 HV(200g), e camadas maiores que 10 micra, os lascamentos são frequentes. Portanto esta dureza e

profundidade de camada não são indicadas. Quanto aos constituintes da camada nitretada os elementos de liga como cromo, molibdênio, tungstênio e vanádio formaram nitretos com bons desempenhos em serviço. Nas condições normais de tratamento (15 min) constatou-se também a presença do nitreto $Fe_{16}N_2$.

Quanto ao perfil de dureza da camada constatamos valores elevados na superfície com um decréscimo muito acentuado em direção ao núcleo. Variando-se as cargas usadas para as impressões verificou-se que a dureza mais elevada e portanto a maior concentração de nitrogênio estão localizados no primeiro micron da camada nitretada. Deste modo constatamos que o método de indentação Knoop, por apresentar menor penetração é o mais adequado. Dentro do possível para os aços estudados deve-se usar cargas próximas a 50 g. Também devido ao fato do método Knoop apresentar uma impressão com uma diagonal menor e outra diagonal mais alongada, quando mesmas cargas são utilizadas, favorece a determinação do perfil de dureza da camada.

Pelo ensaio Charpy observou-se que o tratamento de nitretação acarreta uma perda de tenacidade. Contudo este fato não chegou a causar maiores problemas com as ferramentas testadas. De qualquer modo recomenda-se que ferramentas pequenas, que em geral trabalham no limite de suas resistência mecânica, tenham um acompanhamento redobrado quando forem nitretadas.

Os aços AISI M2 e M35 apresentaram bons desempenhos, principalmente o primeiro. Quanto ao aço Din S 10-4-3-10 os resultados não foram bons, não se recomendando a sua nitretação.

SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS

O grande problema encontrado com a nitretação de aços rápidos foi a camada extremamente frágil exigindo deste modo um acirrado controle do processo. Assim devem ser realizados estudos na busca de camadas nitretadas com tenacidade mais elevada. Para isso sugere-se a busca de perfis de dureza mais suaves em direção ao núcleo e desenvolvimento de processos que permitam a seleção dos tipos de nitretos mais adequados às condições de trabalho. Neste sentido seria interessante comparar a resistência ao desgaste e tenacidade da camada nitretada para processos com potenciais nitretantes baixos e tempos longos e potenciais nitretantes altos com tempos curtos.

BIBLIOGRAFIA

- 1) E. Mitchell, F.I.M., A.C.T. e C. Dawes, M.Sc, A.I.M., Molten Salt bath nitriding, Metal Treatment, 31, 3-16, Janeiro 1964.
- 2) E. Mitchell, F.I.M., A.C.T. e C. Dawes, M.Sc, A.I.M., Molten Salt bath nitriding, Metal Treatment, 31, 49-58, Fevereiro 1964.
- 3) E. Mitchell, F.I.M., A.C.T. e C. Dawes, M.Sc, A.I.M., Molten Salt bath nitriding, Metal Treatment, 31, 88-96, Março 1964.
- 4) E. Mitchell, F.I.M., A.C.T. e C. Dawes, M.Sc, A.I.M., Molten Salt bath nitriding, Metal Treatment, 31, 195-200, Maio 1964.
- 5) Dawes C., Duce A.G., Effect on Fatigue Strength of Ferrous Materials, Metal Treatment, 31, 226-235, Junho 1964.
- 6) Dawes C., Duce A.G., Effect on Fatigue Strength of Ferrous Materials, Metal Treatment, 31, 265-270, Julho 1964.
- 7) H Michel, M. Foss, M. Gantois, Metallurgical Characterization of Plasma Induced -Iron Carbonitride Layer, Proceedings of an International Conference on Ion Nitriding, 117-125, ASM, Cleveland - Ohio, Setembro 1986.

- 8) Thelning K.E, Steel and it's Heat Treatment, Bofors Handbook, 1ª Edição, 1975.
- 9) Metals Handbook, Heat Treatment, Vol 4, 10ª Edition, ASM, Materials Park, USA, 376-436, 1992.
- 10) Metals Handbook, Heat Treatment, Vol 4, 10ª Edition, ASM, Materials Park, USA, 711-766, 1992.
- 11) Dressler S., Enhance Life of Forging Dies, Proceedings of an International Conference on Ion Nitriding, 43-46, ASM, Cleveland - Ohio, Setembro 1986.
- 12) Arai T., Fujita H., Tachikawa H., Ion Nitriding of Aluminum and Aluminum Alloys, Proceedings of an international Conference on Ion Nitriding, 37-41, ASM, Cleveland - Ohio, Setembro 1986.
- 13) Ribet F., Influence of the Method of Heating on Ion Nitriding, Proceedings of an international Conference on Ion Nitriding, 83-95, ASM, Cleveland - Ohio, Setembro 1986.
- 14) Inal O.T., Ozbaysal K., Mechanism of Ion Nitriding in Cr Al and Cr + Al Containing 1040 Steel, Proceedings of an international Conference on Ion Nitriding, 31-36, ASM, Cleveland - Ohio, Setembro 1986.

- 15) Hochman R.F., Effects of Nitrogen in Metal Surfaces, Proceedings of an International Conference on Ion Nitriding, 23-30, ASM, Cleveland - Ohio, Setembro 1986.
- 16) Metin E., O.T. Inal, Characterization of Ion Nitrided Structures of Ti and Ti6242 Alloy, Proceedings of an International Conference on Ion Nitriding, 61-75, ASM, Cleveland - Ohio, Setembro 1986.
- 17) G.A. Roberts, J.C. Hamaker Jr, A.R. Johnson, Tool Steels, American Society For Metals, 3ª Edição, 1962, 678-729
- 18) D.B. Clayton, K.Sachs, Reduction of "White layer" on surface of nitreted components, Heat Treatment 76, 242-247, The Metals Society, Maio 76.
- 19) B.J. Lightfoot, D.H. Jack, kinetics of nitriding with and without white layer formation, Heat Treatment 73, 248-254, The Metals Society, Dezembro 73.
- 20) Rauter R. O., Aços Ferramentas, Livros Técnicos e Científicos Editora S.A., 1974.
- 21) Chiaverini V., Aços e Ferros Fundidos, 6ª Edição, ABM, 1988.
- 22) Ferraresi D., Fundamentos da Usinagem dos Metais, Editora

Edgard Blücher LTDA, 1977.

23) Catálogo Vilares, Aços para Ferramentas, Aços Rápidos.

24) Catálogo Tukon, Microhardness Tester, Intruction Manual.

25) Inokuty Y., Nishida N., Ohashi N., Formation of Fe_3N , Fe_4N e $Fe_{16}N$ on the Surface of Iron, Kawasaki Steel Corporation, Chiba 280 - Japan, Abril 1974.

26) dos Santos C. A., Projeto Nitretação Iônica, UFRN, 1989.

27) Van Vlack L. H., Princípios de Ciência dos Materiais, Editora Edgard Blücher, 1992.

28) Sato T., Metalografia de aços, 1968.

29) Kyukai N. T., Tratamento Térmico de Aços, Associação Japonesa de Aços, 1969.

30) D. A. Dashfield, Nitriding: Some Problems and Their Solutions, Heat Treatment 73, 255-258, The Metals Society, 1973.

31) Jindal P.C. , Ion Nitriding of Steels, J.Sci. Technol., 1978.

32) Catálogo Fagersta, High-Speed Steels, 1976.

33) Heat Treater's Guide, Tool Steels, 373-400.

34) Verlag Moderne Industrie AG & Co, Wear Protection, Surface Protection, 1990.

35) Gomes R. M., Binder R., Snoeijer B., Muzart J. L. R., Odainal M., Heizelmann G., Estudo da Resistência ao Desgaste de Camada nitretadas Obtidas por Plasma, 10^o Cbcimat, 576-578, 1992.

36) J. Salik, J. Ferrante, F. Honey, R. Hoffman Jr, Analysis of Plasma Nitred Steels.

37) Metals Handbook, Properties and Selection Irons Steels and High-Performance Alloys, Vol 1, Tenth Edition, ASM, Materials Park, USA, 758.

38) Fujihana T., Okabe Y., Iwaki M., Effects of Implantation Temperature on Hardness of Iron Nitrides Formed Whith High Nitrogen Dose, Nuclear Instruments and Methods in Physics Reserch B39, 548-551, Holland 1989.

39) Marest G., Fayeulle S., Moncoffre N., Tousset J., Microstrutural and Tribological Study of Iron and Steels Ion Implated Whith Nitrogen.

40) Metals Handbook, Metallography and Microstructures, Vol 9, Tenth Edition, ASM, Materials Park, USA, 256-272, 1992.

41) Smithells C. J., Metals Ref. Book, Vol II, 588, Interscience N.Y. 1955.

42) Kovacs W., Russel W., An Introduction to Ion Nitriding, Proceedings of an International Conference on Ion Nitriding, 9-17, ASM, Cleveland-Ohio, September, 1986.

43) Callister W. D. Jr, Materials Science and Engineering and introduction, Second Edition, John Wiley & Sons Inc, New York, 1991.