

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
ESCOLA DE ENGENHARIA
DEPARTAMENTO DE METALURGIA

NITRETAÇÃO GASOSA A BAIXA TEMPERATURA DOS AÇOS
AISI M2 E H13

Jorge Luis Braz Medeiros
Matricula 1245/89-9

Professor Orientador: Prof^o. Dr. Telmo R. Strohaecker

AGRADECIMENTOS

Ao professor Telmo Roberto Strohaecker pela orientação e colaboração durante a realização do Trabalho.

Ao Engenheiro Marco Tier pelas discussões e sugestões.

Ao Sr. Setsuo Nakahara pela disponibilidade dos equipamentos para a realização dos experimentos.

SUMÁRIO

	Pag.:
1 – Introdução.....	01
2 – Revisão Bibliográfica.....	03
2.1 – Aços Rápidos.....	03
2.2 – Propriedades dos Aços Rápidos.....	04
2.3 – Tratamento Térmico dos Aços AISI M2.....	06
2.4 – Durezas Recomendadas para Aplicações.....	10
2.5 – Principais Elementos de Liga.....	11
2.6 – Aços Rápidos ao Molibdênio.....	14
2.7 – Aços Rápidos ao Tungstênio.....	15
2.8 – Desgaste.....	16
2.8.1 – Desgaste Abrasivo.....	17
2.8.2 – Desgaste Adesivo.....	17
2.9 – Fricção e Desgaste em Ferramentas de Corte.....	18
2.10 – Aços Ferramentas H13.....	21
2.11 – Tratamento Térmico do Aço H13.....	23
2.13 – Nitretação Gasosa.....	24
2.14 – Estrutura da Camada Nitretada.....	25
2.14.1 – Camada de Compostos.....	26
2.14.2 – Zona de Difusão.....	27
2.15 – Taxa de Nitretação.....	28
2.16 – Nitretação de Aços Rápidos.....	31
2.18 – Nitretação do Aço H13.....	36
3 – Procedimentos Experimentais do Aço H13.....	37
3.1 – Amostras de AISI M2.....	37
3.2 – Ciclo de Nitretação.....	38
3.3 – Metalografia e Microdureza.....	39
3.4 – Detecção por Raio X.....	39
3.5 – Amostra de H13.....	39
3.6 – Metalografia e Microdureza H13.....	40
3.7 – Ciclo de Tratamento.....	40
4 – Resultados.....	41
4.1 – Metalografia e Microdureza AISI M2.....	41
4.2 – Metalografia e Microdureza do Aço H13.....	44
5 – Discussão dos Resultados.....	48
5.1 – Discussão Geral.....	49
6 – Conclusões.....	50
7 - Sugestões para Próximos Trabalhos.....	51
BIBLIOGRAFIA.....	52

1.INTRODUÇÃO

Este trabalho apresenta um estudo sobre nitretação gasosa a baixa temperatura de aços rápidos, AISI M2, aços ferramentas de trabalho a quente, H13 e a influência dos elementos liga, cromo, alumínio, molibdênio e vanádio sobre a nitretação. Foram investigados as influências de diferentes parâmetros de nitretação desses aços, analisando-se seu comportamento tribológico e verificando os mecanismos de desgastes com a microestrutura da camada nitretada. As amostras foram nitretadas em forno tipo poço com atmosfera de amônia nas temperaturas variando entre 420°C e 515°C.

As ferramentas de corte estão sujeitas a uma grande variedade de tensões térmicas e mecânicas de acordo com a sua aplicação e, desta forma, a sua estabilidade térmica e resistência a desgaste são de grande importância assim como a tenacidade. Já com relação as ferramentas de trabalho a quente o controle da temperatura de nitretação colabora para uma camada nitretada ótima, com aumento da performance da ferramenta.

Desta forma, os principais objetivos deste trabalho são:

- estudar a possibilidade de nitretação gasosa a baixa temperatura do aço AISI M2.
- estudar a microestrutura do aço H13 nitretado a baixa temperatura.
- investigar a influência dos diferentes elementos de liga sobre a nitretação.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. AÇOS RÁPIDOS

Os aços rápidos tem esse nome devido a sua capacidade de resistir ao calor permitindo o emprego de grandes velocidades em operações de usinagem. Destacam-se como ferramentas de corte devido a alta dureza apresentada no estado temperado e revenido e por operarem em condições que elevam demasiadamente a temperatura da ferramenta. Até 550°C a sua eficiência não é alterada, permitindo ainda a operação de usinagem.

Os aços rápidos são basicamente classificados pelas séries T (Tungstênio) e M (Molibdênio). Abaixo apresenta-se tabela com vários aços rápidos.

Figura 2.1 – Tabela de aços rápidos

Composição Química (%)																				
Tipo	C		Mn		P	S		Si		Cr		V		W		Mo		Co		
	min	máx	min	máx	máx	min	máx	min	máx	min	máx	min	máx	min	máx	min	máx	min	máx	
Aços rápidos ao tungstênio																				
T1	0,65	0,80	0,10	0,40	0,03	0,03	0,20	0,40	3,75	4,50	0,90	1,30	17,25	18,75	-	-	-	-	-	-
T2	0,80	0,90	0,20	0,40	0,03	0,03	0,20	0,40	3,75	4,50	1,80	2,40	17,50	19,00	-	1,00	-	-	-	-
T4	0,70	0,80	0,10	0,40	0,03	0,03	0,20	0,40	3,75	4,50	0,80	1,20	17,50	19,00	0,40	1,00	4,25	5,75	-	-
T5	0,75	0,85	0,20	0,40	0,03	0,03	0,20	0,40	3,75	5,00	1,80	2,40	17,50	19,00	0,50	1,25	7,00	9,50	-	-
T6	0,75	0,85	0,20	0,40	0,03	0,03	0,20	0,40	4,00	4,75	1,50	2,10	18,50	21,00	0,40	1,00	11,00	13,00	-	-
T8	0,75	0,85	0,20	0,40	0,03	0,03	0,20	0,40	3,75	4,50	1,90	2,40	13,25	14,75	0,40	1,00	4,25	5,75	-	-
T15	1,50	1,60	0,15	0,40	0,03	0,03	0,15	0,40	3,75	5,00	4,50	5,25	11,75	13,00	-	1,00	4,75	5,25	-	-
Aços rápidos ao molibdênio																				
M1	0,78	0,88	0,15	0,40	0,03	0,03	0,20	0,50	3,58	4,00	1,00	1,35	1,40	2,10	8,20	9,20	-	-	-	-
M2 Regular C	0,78	0,88	0,15	0,40	0,03	0,03	0,20	0,45	3,75	4,50	1,75	2,20	5,50	6,75	4,50	5,50	-	-	-	-
alto C	0,95	1,05	0,15	0,40	0,03	0,03	0,20	0,45	3,75	4,50	1,75	2,20	5,50	6,75	4,50	5,50	-	-	-	-
M3 Classe 1	1,00	1,10	0,15	0,40	0,03	0,03	0,20	0,45	3,75	4,50	2,25	2,75	5,00	6,75	4,75	6,50	-	-	-	-
Classe 2	1,15	1,25	0,15	0,40	0,03	0,03	0,20	0,45	3,75	4,50	2,75	3,25	5,00	6,75	4,75	6,50	-	-	-	-
M4	1,25	1,40	0,15	0,40	0,03	0,03	0,20	0,45	3,75	4,75	3,75	4,50	5,25	6,50	4,25	5,50	-	-	-	-
M6	0,75	0,85	0,15	0,40	0,03	0,03	0,20	0,45	3,75	4,50	1,30	1,70	3,75	4,75	4,50	5,50	11,00	13,00	-	-
M7	0,97	1,05	0,15	0,40	0,03	0,03	0,20	0,55	3,50	4,00	1,75	2,25	1,40	2,10	8,20	9,20	-	-	-	-
M10 Regular C	0,84	0,94	0,10	0,40	0,03	0,03	0,20	0,45	3,75	4,50	1,80	2,20	-	-	7,75	8,50	-	-	-	-
alto C	0,95	1,05	0,10	0,40	0,03	0,03	0,20	0,45	3,75	4,50	1,80	2,20	-	-	7,75	8,50	-	-	-	-
M30	0,75	0,85	0,15	0,40	0,03	0,03	0,20	0,45	3,50	4,25	1,00	1,40	1,30	2,30	7,75	9,00	4,50	5,50	-	-
M33	0,85	0,92	0,15	0,40	0,03	0,03	0,15	0,50	3,50	4,00	1,00	1,35	1,30	2,10	9,00	10,00	7,75	8,75	-	-
M34	0,85	0,92	0,15	0,40	0,03	0,03	0,20	0,45	3,50	4,00	1,50	2,30	1,40	2,10	7,75	9,20	7,75	8,75	-	-
M36	0,80	0,90	0,15	0,40	0,03	0,03	0,20	0,45	3,75	4,50	1,75	2,25	5,50	6,50	4,50	5,50	7,75	8,75	-	-
M41	1,05	1,15	0,20	0,60	0,03	0,03	0,15	0,50	3,75	4,50	1,75	2,25	6,25	7,00	3,25	4,25	4,75	5,75	-	-
M42	1,05	1,15	0,15	0,40	0,03	0,03	0,15	0,65	3,50	4,25	0,95	1,35	1,15	1,85	9,00	10,00	7,75	8,75	-	-
M43	1,15	1,25	0,20	0,40	0,03	0,03	0,15	0,65	3,50	4,25	1,50	1,75	2,25	3,00	7,50	8,50	7,75	8,75	-	-
M44	1,10	1,20	0,20	0,40	0,03	0,03	0,30	0,55	4,00	4,75	1,85	2,20	5,00	5,75	6,00	7,00	11,00	12,25	-	-
M45	1,22	1,30	0,20	0,40	0,03	0,03	0,40	0,65	3,70	4,20	3,00	3,30	1,90	2,20	8,00	8,50	7,80	8,80	-	-
M47	1,05	1,15	0,15	0,40	0,03	0,03	0,20	0,45	3,50	4,00	1,15	1,35	1,30	1,90	9,25	10,00	4,75	5,25	-	-

2.2. PROPRIEDADE DOS AÇOS RÁPIDOS

As principais propriedades dos aços rápidos são:

- Dureza a quente;
- Resistência ao desgaste;
- Tenacidade

Dureza a quente: É a capacidade do aço de resistir ao amolecimento em temperaturas elevadas. Ocorre devido a precipitação muito fina de carbeto de elementos de liga durante o revenimento e pela resistência dos mesmos a coalescerem durante o trabalho da ferramenta. Essas partículas finas endurecem o aço por bloquear o movimento de discordância, dificultando assim o deslizamento. Átomos de alguns elementos, principalmente W e o Mo, tem dimensões maiores que os outros presentes nos aços rápidos, apresentando velocidade de difusão muito baixas. Desse modo, o coalescimento é dificultado, resultando na manutenção da dureza em temperaturas elevadas.

Resistência ao desgaste: É a capacidade da peça de suportar a abrasão, que depende da composição da matriz, dos carbeto precipitados pela dureza secundária e da quantidade dos carboneto de liga. Conseguem-se melhores resultados quando existe aumento de carbono e vanádio, que permite a formação de carboneto de vanádio que são extremamente duros.

Tenacidade: É a combinação adequada de resistência mecânica e ductibilidade sendo influenciada principalmente por três fatores:

1) Dureza – Para ferramentas temperadas, a diminuição da dureza aumenta a tenacidade ocorrendo, contudo, a redução da resistência ao desgaste.

2) Tamanho de grão – Com a diminuição do tamanho de grão consegue-se um leve aumento de dureza e uma melhora significativa da tenacidade.

3) Distribuição de carbeto – Microtrincas surgem nas interfaces entre carbeto primários e a matriz, e facilmente se propagam através de carbeto adjacentes. Desta forma, para a melhora da tenacidade de aços rápidos, uma distribuição homogênea dos carbeto primários deve ser obtida. Regiões de elevada concentração incentivam a formação e propagação de trincas, enquanto que áreas de baixa concentração apresentam menor resistência ao desgaste.

2.3. TRATAMENTO TÉRMICO DOS AÇOS AISI M2

Pré-aquecimento: É sempre recomendado para evitar choque térmico e tensões de transformação. Além disso reduz o risco de descarbonetação, por diminuir o tempo necessário à altas temperaturas. Em geral 760°C é a temperatura recomendada.

Têmpera: A faixa de temperaturas de austenitização deste aço é bastante ampla. Em geral os valores no alto da faixa condizem ao máximo em dureza e ao mínimo em tenacidade, e vice-versa.

Ferramentas de gume cortante fino são temperadas em geral de 1160 – 1190°C, com resfriamento em óleo fino ou ar. Ferramentas de torno e peças semelhantes podem ser temperadas do alto da faixa de 1225-1230° C.

A martêmpera pode ser aplicada com sucesso ao M2.

O tempo da temperatura de austenitização deve ser controlado cuidadosamente para evitar crescimento excessivo dos grãos.

O resfriamento para têmpera deve ser em óleo ou ar para peças de espessura inferior a 25mm. O resfriamento ao ar pode ser empregado quando uma ligeira formação de carepa é tolerável.

Como o resfriamento em óleo pode induzir altas tensões residuais convém retirar as peças quando atingirem o ponto de fulgor do óleo e deixá-las esfriar ao ar. Sendo a temperatura final de transformação martensítica baixa, ela iniciará ao ar. Abaixo diagrama TTT do aço AISI M2.

Curva TTT

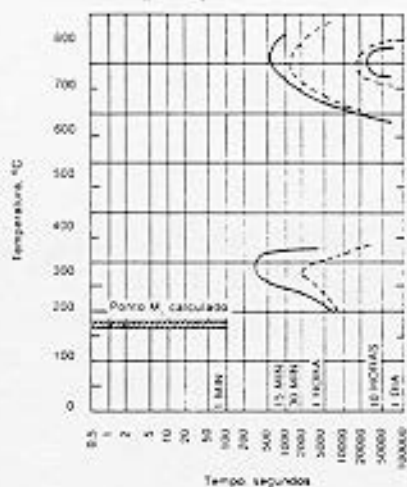


Figura 2.2 – Diagrama TTT do Aço AISI M2

Um dos pontos a ser destacado é a austenitização do aço AISI M2. A temperatura de austenitização tem efeito sobre a quantidade de carbonetos residuais e tamanho de grão. Abaixo figura com microestrutura ideal associada a temperatura de austenitização correta.

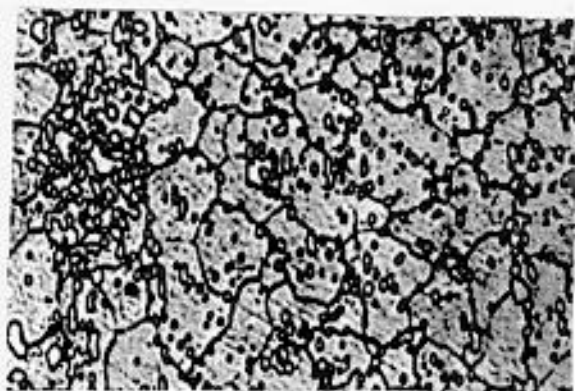


Figura 2.3 – Efeito da temperatura de austenitização sobre a quantidade de carbonetos residuais e tamanho de grão em um aço AISIM2

Revenimento: É essencial que seja iniciado assim que as peças atinjam a temperatura ambiente. A temperatura mínima é de 550°C, sendo a melhor combinação Dureza X Tenacidade obtida a cerca de 20° C acima do pico de dureza secundária. Devido a elevada percentagem de austenita retida após a têmpera é essencial a prática de três revenimentos.

O equipamento mais recomendado para revenir o M2 é o forno com circulação forçada de ar. Nesse caso, é imperativo que todos os resíduos de têmpera sejam removidos.

Peças complexas requerem extremo cuidado no aquecimento para revenir, sendo recomendado colocá-las no forno a 200-260°C, aquecendo-as então para a temperatura de revenimento. Abaixo figura com a curva de revenimento do aço AISI M2.

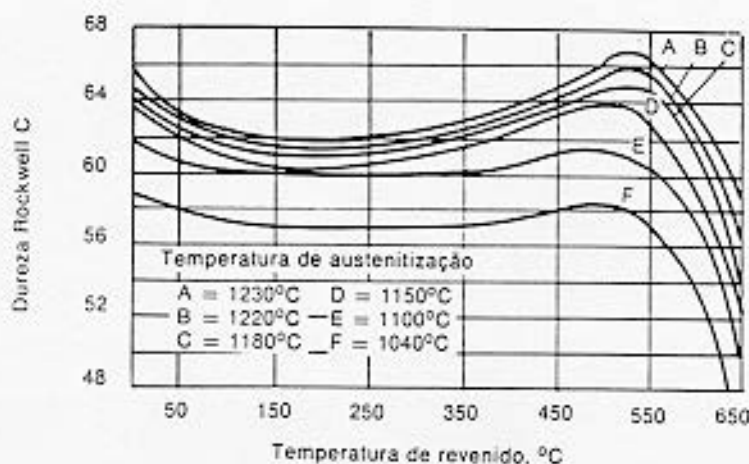


Figura 2.3 – Curva de revenimento do aço AISI M2

2.4. DUREZAS RECOMENDADAS PARA APLICAÇÕES

- Brocas, Alargadores 63-65 HRC;
- Ferramentas de Torno e Plaina 64-66 HRC;
- Frezas em geral, Brochas 64-66 HRC;
- Ferramentas para Madeira 62-64 HRC;
- Punção e Matriz de Corte Cisalhado 58-60 HRC;
- Machos e Tarraxas 63-65 HRC.

2.5. PRINCIPAIS ELEMENTOS DE LIGA

Carbono – Um conteúdo suficiente de carbono deve estar presente no aço para a formação de carbonetos. Uma quantidade adicional é requerido na austenita durante a austenitização, sendo essencial para o endurecimento martensítico da matriz. Dessa forma, quantidades crescentes de elementos de liga formadores de carbetos, exigem o aumento simultâneo do teor de carbono para evitar o surgimento da ferrita. O teor de carbono varia normalmente entre 0,7% e 1,3%, podendo chegar a 1,6%. Quanto menor for o teor de carbono, menor será a dureza no estado temperado, enquanto que aumentando-se o seu conteúdo, maior será a quantidade de carbonetos complexos formados, melhorando a resistência e o desgaste. Por outro lado, teremos uma maior quantidade de austenita retida na têmpera exigindo, assim, maiores temperaturas e tempos mais longos para o revenimento. O carbono elevado também favorece a descarbonetação.

Tungstênio – Esse elemento está sempre presente nos aços rápidos. Forma carbonetos complexos com o ferro e carbono, responsáveis pela alta resistência ao desgaste dos aços rápidos. Dissolvido na matriz, o Tungstênio apresenta grande resistência à precipitação durante o revenido.

Quando isso acontece nas temperaturas de 510 a 590°C, a precipitação é responsável pela dureza secundária e dureza quente dos aços rápidos.

Molibdênio – É introduzido como substituto parcial do Tungstênio formando o mesmo tipo de carboneto duplo com o ferro e o carbono. Como o Molibdênio tem uma massa atômica próxima da metade do Tungstênio ao ser adicionado na mesma porcentagem em peso, produzirá o dobro de átomos para ligar-se no aço. Como desvantagem temos uma dureza a quente um pouco menor e uma maior tendência a descarbonetação.

Vanádio – A adição de vanádio aumenta a eficiência de corte dos aços rápidos. Os carbonetos estão entre os mais duros encontrados nos aços, com dureza superior ao carboneto de cromo, ao carboneto de tungstênio. Os aços alto carbono e alto vanádio são também chamados de aços super rápidos e são os que possuem melhor resistência ao desgaste, sendo também maiores as dificuldades para afiação e retifica. O Vanádio igualmente aumenta de modo acentuado a dureza a quente dos aços rápidos, fator que aliado a alta resistência ao desgaste contribui para melhorar a capacidade de corte. No tratamento térmico contribui dificultando o crescimento de grão.

Cobalto – O cobalto não forma carbonetos mas apresenta-se dissolvido na matriz de ferro aumentando o ponto de fusão da liga. Assim maiores temperaturas de austenitização podem ser empregadas sem crescimento de grão, resultando em maior quantidade de elementos de liga em solução e a conseqüente melhora de dureza a quente. Também age restringindo o crescimento dos carbetos precipitados. Por outro lado aumenta a tendência a descarbonetação.

Cromo – Esta sempre presente nos aços rápidos com teores em torno de 4%. É o principal responsável pela alta temperabilidade tornando possível o endurecimento de seções relativamente grandes. Outro efeito é o de reduzir a oxidação durante o tratamento térmico.

2.6. AÇOS RÁPIDOS AO MOLIBDÊNIO

Contém molibdênio, cromo, tungstênio, vanádio e cobalto como principais elementos de liga. A principal vantagem do grupo M é o menor custo e isto justifica sua maior utilização. Nesses aços elevando-se o conteúdo de carbono e vanádio melhora-se a resistência ao desgaste. Um maior teor de cobalto aumenta a dureza a quente sacrificando, no entanto, a tenacidade. A dureza máxima que pode ser obtida varia com a composição. Para aqueles com menor conteúdo de carbono, como M1, M2, M30, M33, M34, M36, a dureza máxima está em torno de 65 HRC, enquanto os aços de teores de carbono mais elevados, incluindo M3, M4 e M7, a dureza máxima é de 67 HRC. A Máxima dureza é para aços alto carbono contendo cobalto da série M49 é de 69 HRC, contudo são restritas suas aplicações industriais quando apresentam esse nível de dureza.

2.7. AÇOS RÁPIDOS AO TUNGSTÊNIO

Contém cromo, vanádio, cobalto e carbono como principais elementos de liga. Possuem uma tenacidade levemente menor do que o grupo M, mas apresentam dureza a quente um pouco superior. Outro aspecto a ser salientado é a sua sensibilidade para as condições de têmpera, especialmente temperatura e atmosfera de ausenitização. Isso ocorre devido ao fato de serem susceptíveis a descarbonetação sobre o aquecimento. Ambos são equivalentes em performance incluindo a capacidade de endurecimento. O alto conteúdo de carbono e elementos de liga produzem carbonetos de alta dureza, especialmente nas classes contendo mais do que 1,5% de vanádio e mais de 1% de carbono. A combinação de boa resistência ao desgaste e alta dureza a quente o tornam adequados para aplicações de alta performance.

Aplicações típicas para ambas as categorias incluem ferramentas de cortes de todos os tipos como brocas, alargadores, frezas e machos. Algumas classes são satisfatórias para trabalho a frio como matrizes de corte, punções e matrizes de laminação de roscas.

2.8. DESGASTE

É um dano produzido em uma superfície, causado por uma interação com outra superfície. Geralmente envolve a perda progressiva de material devido a carga e o deslocamento entre as mesmas. É aceito como uma forma de fratura modificada por influências químicas secundárias, sendo dessa forma classificado como uma propriedade mecânica. O comportamento do material em circunstância de desgaste depende do tipo de contato, do nível de tensão, da temperatura resultante e da natureza do ambiente. Desse modo podem ser mantidos dentro de limites aceitáveis controlando-se o fluxo de força e energia, através da melhora do projeto, lubrificação e emprego de materiais resistentes.

Superfícies sólidas nunca são lisas em escala microscópica, mas cobertas por aspereza. Quando duas superfícies são superpostas a interação ocorre inicialmente no topo de algumas asperesas. Com aumento da carga as aspereza em contato se deformam aumentando a área de interação ao mesmo tempo que novas aspereza começam a interagir. A área exata de contato é igual a área média de um contato vezes o número de aspereza reagindo.

2.8.1. DESGASTE ABRASIVO

É a forma de desgaste que ocorre quando uma superfície dura e rugosa ou uma superfície contendo partículas duras desliza sobre outra superfície mais macia, causando nesta uma série de sulcos. É resultado da penetração e formação de ranhuras com a retirada de material de uma superfície por outro corpo. Os desgastes abrasivos podem ser por usinagem, por deslizamento de baixa tensão, por goivagem.

2.8.2. DESGASTE ADESIVO

É um processo de desgaste que ocorre quando dois corpos deslizam um sobre o outro arrancando fragmentos de uma superfície que adere mecanicamente a outra. É identificado por ruptura ou por arrancamento de material e por produzir cavaco descontínuo. Ocorre principalmente em situações onde a lubrificação é pobre e inadequada e quando os materiais em contato apresentam boa compatibilidade. Quando dois corpos são colocados em contato com uma carga, a pressão de contato entre as aspereza é muito alta e ocorre adesão entre elas.

Os desgastes adesivos podem ser por oxidação e desgaste metálico.

2.9. FRICÇÃO E DESGASTE EM FERRAMENTAS DE CORTE

O desgaste em ferramentas para usinagem ocorre devido à acentuada carga normal à superfície de corte e à velocidade relativa entre a peça usinada e cavaco. A ação de corte e fricção associada às superfícies de contato resultam num estado de tensão – deformação e elevadas temperaturas que aceleram os processo físico-químicos associados com o desgaste. O atrito entre a ferramenta de corte e a peça juntamente com as taxas de deformação locais que ocorrem durante a usinagem, liberam uma grande quantidade de energia térmica. Essa energia térmica aumenta a temperatura da peça, do cavaco e da ferramenta. Severas mudanças de geometria, devido ao desgaste podem enfraquecer a ferramenta e o gume cortante pode fraturar. As tensões normais podem tonar-se muito altas e exceder a resistência do material da ferramenta causando deformação no regime plástico ou fratura do gume cortante. A magnitude do estado de tensões no estado de corte também variam com o tempo e as tensões associadas com a carga podem criar um ambiente para falha da ferramenta por fadiga.

A temperatura média aproximada na interface ferramenta-cavaco pode ser calculada pela seguinte equação.

$$T = \mu(Vdt/\rho kc) \text{ onde,}$$

T é a temperatura na interface cavaco/ferramenta;

μ é a energia de corte específica, que é a energia usada por volume de material removido;

V é a velocidade corte;

T é a espessura do cavaco não deformado;

K é a condutividade térmica, ρ a densidade e c o calor específico do material usinado. Abaixo apresenta-se a figura 2.2.1, com estado de tensões-deformações na região de gume cortante de uma ferramenta.

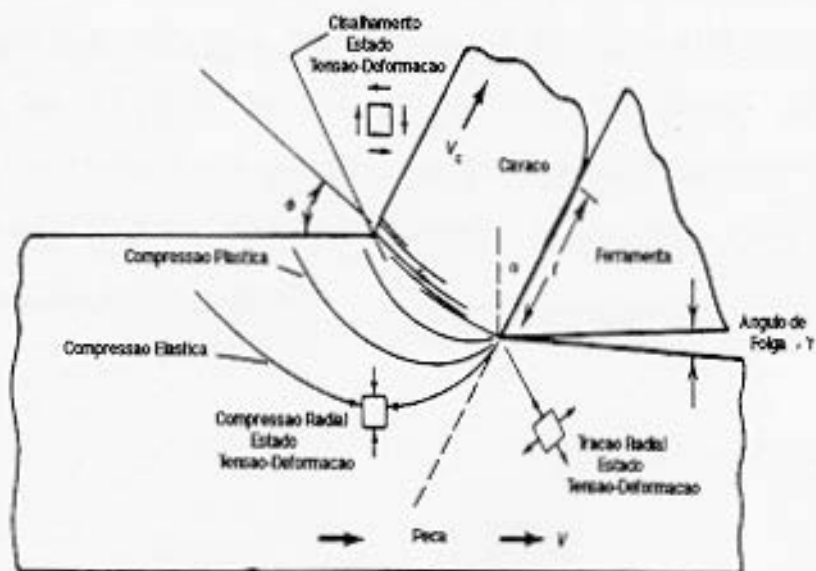


Figura 2.2.1 – Tensões da Superfície de Corte

2.10. AÇOS FERRAMENTAS SÉRIE H

Os aços H11, H12, H13 são os mais empregados entre todos os aços para o trabalho a quente. São aços cromo-molibdênio com baixos teores de carbono e com adição de tungstênio(H12), vanádio (H13) ou teores mais elevados de molibdênio (H10). O H11, que é o protótipo da série foi desenvolvido inicialmente para fundição de ligas de alumínio. Os requisitos iniciais, portanto, eram: têmpera ao ar com baixa distorção, pouca formação de carepa no resfriamento ao ar, resistência a fadiga térmica, resistência a ação do metal líquido e não serem excessivamente ligados para manter o custo em níveis razoáveis.

A característica notável da série H é a sua tenacidade. Apesar de sua dureza a quente ser algo inferior aos aços de mais elevado teor de elementos de liga, sua excepcional resistência ao choque os fez preferíveis na maior parte das aplicações de trabalho a quente, especialmente quando se torna necessário resfriar as matrizes durante o serviço, com água ou outros meios de resfriamento.

Aplicações típicas:

- Moldes para fundição (Al, Zn, Mg);
- Punções e matrizes para trabalho a quente;
- Lâminas para cisalhamento a quente;
- Moldes para plásticos;
- Peças estruturais de ultra alta resistência.

Devido a sua elevadíssima resistência ao choque são também empregados em operações de trabalho à frio, onde a resistência ao choque é fator fundamental:

- Lâminas para Cisalhamento pesado;
- Matrizes de cunhagem;
- Ferramentas pneumáticas.

2.11 TRATAMENTO TÉRMICO DO AÇO H13

Praticamente tempera-se este aço ao ar. Para pequenas peças deve-se empregar as temperaturas mais baixas da faixa recomendada, enquanto peças acima de 200mm devem ser temperadas no limite superior da faixa.

A carbonetação ou descarbonetação superficial diminui sensivelmente a resistência a fadiga térmica devendo ser, portanto, evitada. Recomenda-se aquecimento em forno de atmosfera controlada ou em meio neutro.

Em geral, estes aços são revenidos para 50-54 HRC. Quando condições extremas de pressão ou choque estão presentes, esta faixa é limitada para 40-44 HRC. Utiliza-se no mínimo duplo revenido para obtenção do máximo em resistência ao impacto.

Recomenda-se para aumentar a resistência à abrasão a nitretação do H13.

2.13. NITRETAÇÃO GASOSA

É este o processo clássico, constituído em submeter as peças a serem nitretadas à ação de um meio gasoso contendo nitrogênio (geralmente amônia) a temperatura determinada. Neste processo a difusão de nitrogênio é muito demorada durando as vezes cerca de 96 h. Geralmente o tempo varia de 4 a 96 h. Mesmo com tempos mais longos, a espessura da camada nitretada é inferior à da camada cementada, dificilmente ultrapassando 0,8mm.

A dureza superficial, entretanto, é muito superior à obtida na cementação. A amônia no processo decompõe-se parcialmente em nitrogênio de acordo com a seguinte reação:



O nitrogênio ativo produzido, combina-se parcialmente com os elementos de liga do aço, formando nitretos complexos de elevada dureza.

O processo clássico de nitretação apresenta, entretanto, alguns inconvenientes, entre os quais o mais importante é o crescimento do material. Esse crescimento, que depende principalmente do tempo constitui outro inconvenientes que é a temperatura. Assim sendo, depois de determinado para uma dada peça de um aço de composição conhecida, pode ser descontado convenientemente na usinagem prévia da peça ou pode ser removido pela retificação do material depois de nitretado.

2.14 ESTRUTURA DA CAMADA NITRETADA

Quando um aço é nitretado duas zonas podem se desenvolver na superfície do componente, a camada de compostos e a zona de difusão. A camada de compostos é a mais externa, é constituída principalmente por nitretos de ferro, ϵ - $\text{Fe}_{2-3}(\text{C-N})_2$ e γ^* Fe_4N . Abaixo da camada de compostos existe a chamada zona de difusão onde o nitrogênio é incorporado dentro da rede do ferro como átomos intersticiais ou como nitretos de liga finamente precipitados. A espessura da zona de difusão depende da temperatura, tempo de tratamento e do conteúdo de elementos de liga do aço.

2.14.1. CAMADAS DE COMPOSTOS

O nitrogênio possui baixa solubilidade no Fe- α . Ele se localiza nos interstícios da rede CCC (cúbica de corpo centrado). A fase γ , austenita com nitrogênio é estável em temperaturas superiores a 590° C e apresenta uma estrutura similar a fase CFC (cúbica de face centrada) da austenita do sistema Fe-C. Os átomos de nitrogênio se distribuem aleatoriamente nos interstícios.

Quando o nitrogênio excede a máxima solubilidade no Fe- α , começa a formar Fe₄N- γ' .

2.14.2 ZONA DE DIFUSÃO

Durante a nitretação, átomos de nitrogênio se difundem através da camada de compostos para o interior do componente formando a zona de difusão. Os átomos de nitrogênio se dissolvem na rede da matriz como soluto ou se combinam com os elementos de liga para precipitar nitretos. Isso ocorre quando a solubilidade do nitrogênio na camada e o conteúdo de elementos de liga excede um valor de equilíbrio.

O nitrogênio em solução sólida não é capaz de gerar o endurecimento induzido pela nitretação e, desta forma, o mecanismo básico de endurecimento é a precipitação de nitretos de liga na camada nitretada. Desse modo o desenvolvimento da camada envolve a difusão de átomos de nitrogênio e a precipitação de nitretos de liga. Esses dois aspectos afetam o perfil de dureza da camada. Se elementos tipo Ti e V, fortes formadores de nitretos estão presentes no aço, uma camada muito dura com uma interface abrupta será produzida devido a rápida formação de nitretos na frente de nitretação. Nessa situação a máxima dureza superficial é produzida no início do processo e a profundidade de dureza é quase a mesma da profundidade de difusão do nitrogênio. O processo é controlado por difusão.

Se somente elementos que são fracos formadores de nitretos como o Mo por exemplo, estão presentes no aço, uma interface difusa é esperada e o efeito do endurecimento é relativamente pequeno. Nesse caso a precipitação de nitretos não irá ocorrer até que uma grande saturação seja alcançada e a resposta da nitretação é dominada pela taxa de precipitação.

2.15. TAXA DE NITRETAÇÃO

O modelo mais usado para nitretação é o modelo de oxidação proposto por Meijering em consideração à oxidação interna das ligas. A nitretação é considerada como nitretação interna semelhante a oxidação interna assumindo-se o seguinte:

- A difusão dos elementos de liga substitucionais pode ser negligenciada. Assim a taxa de nitretação é controlada pela difusão do nitrogênio.
- todos os elementos de liga na interface núcleo camada reagem com o nitrogênio antes da frente de nitretação se mover.
- o produto da solubilidade K_s (concentração de nitrogênio) X (concentração de elementos de liga) para precipitação de nitretos de liga é desprezível.
- A concentração de nitrogênio na ferrita é constante durante a nitretação.

Equação para determinação da camada nitretada:

$$D^2 = 2[N]dt/r[M] \quad \text{onde,}$$

D = Profundidade da camada nitretada.

N = Concentração de nitrogênio na superfície.

r = Taxa de nitrogênio para metal na fase nitretada.

D = Taxa de difusão do nitrogênio na ferrita.

T = Tempo de nitretação.

M = Concentração original de elementos de liga em %.

Esta equação é aplicável para aços de alta liga ou aços com elementos forte formadores de nitretos uma vez que somente nessa situação a resposta da nitretação é determinada por difusão e a profundidade de endurecimento é similar a profundidade de difusão do nitrogênio. Para aços de baixa liga e aços com elementos fracos formadores de nitretos, a precipitação ocorre dentro da zona de difusão atrás da frente de nitretação. Por essa razão a profundidade de endurecimento é menor do que a profundidade de difusão do nitrogênio, uma vez que o principal mecanismo de endurecimento é causado pela precipitação de nitretos.

A equação indica que a taxa de nitretação é determinada pela temperatura de tratamento, concentração de nitrogênio na superfície e conteúdo de elementos de liga. A profundidade da camada nitretada aumenta com a temperatura, uma vez que elevadas temperaturas aumentam a taxa de difusão do nitrogênio no ferro α . Quando o potencial de nitretação está abaixo do valor limite, a profundidade da camada aumenta com o potencial de nitretação. Contudo se a camada de compostos é formada na superfície, a taxa de nitretação é controlada pela concentração de nitrogênio na superfície do ferro α em equilíbrio com a fase de nitretos. Dessa forma, após o limite, aumentos adicionais no potencial de nitretação não aumentarão a taxa de nitretação, uma vez que a concentração de nitrogênio na interface α em equilíbrio com a fase de nitretos formada na superfície permanece constante.

2.16. NITRETAÇÃO DE AÇOS RÁPIDOS

Os aços rápidos contêm Cr, Mo, W e V, elementos formadores de nitretos e, desta forma, a nitretação produz uma camada de elevada dureza, alta resistência ao desgaste e baixo coeficiente de fricção, com um mínimo de distorção. Essas propriedades aumentam a vida da ferramenta de dois modos. A alta dureza proporciona menor perda de material por ação abrasiva do cavaco e o menor coeficiente de atrito, diminuindo o calor gerado, evitando-se a adesão e a soldagem na superfície de saída da ferramenta. Maiores velocidades de corte, considerável aumento na vida da ferramenta e redução de custos são alcançados.

O carbono presente no aço exerce grande influência durante a nitretação. O carbono ao formar carbonetos com os elementos de liga, torna esses elementos indisponíveis para o nitrogênio e, desta forma, retardam as reações de formação de nitretos. Alguns carbonetos como o carboneto de cromo se transformam em nitretos de cromo durante a nitretação. Enquanto outros, mais estáveis como carboneto de tungstênio, não são convertidos em nitretos. Por este motivo o efeito da pressão parcial de nitrogênio é maior em aços de alta liga com menor influência em aços baixa liga.

Os procedimentos de nitretação são àqueles usados para aços de baixa liga com exceção do tempo. O ciclo de nitretação de aços rápidos é curto, dificilmente passando de 3 horas. A temperatura de tratamento é inferior a temperatura de revenido, não ocasionando redução de dureza do substrato. A dureza elevada do substrato, em torno de 790 HV apresenta uma boa sustentação para a camada nitretada, e desta forma não sendo necessária camadas espessas.

O conceito de nitretabilidade inclui a habilidade do aço absorver nitrogênio e o aumento de dureza alcançado. Assim a velocidade de nitretação da liga depende dos seguintes fatores:

- Grau de interação entre o elemento de liga e nitrogênio
- Facilidade de nucleação e crescimento do precipitado.
- Concentração do elemento de liga.
- Teor de nitrogênio e pressão do gás de tratamento.
- Temperatura de nitretação
- Tratamentos térmicos de têmpera e revenimento também

influenciam, na formação da camada nitretada pois modificam a microestrutura.

A dureza da camada nitretada e o perfil de dureza também dependem do tipo de interação entre o elemento de liga presente e o nitrogênio. Elementos de liga com forte afinidade com o nitrogênio como vanádio por exemplo, apresentam o perfil de dureza com uma variação muito abrupta entre a região nitretada e o núcleo não nitretado. (Vanádio). Se a afinidade for fraca, a nucleação dos precipitados é mais difícil e só ocorrerá quando a região estiver supersaturada de nitrogênio, resultando em uma interface difusa (cromo).

Abaixo perfil de dureza para elementos com diferentes afinidades com o nitrogênio.

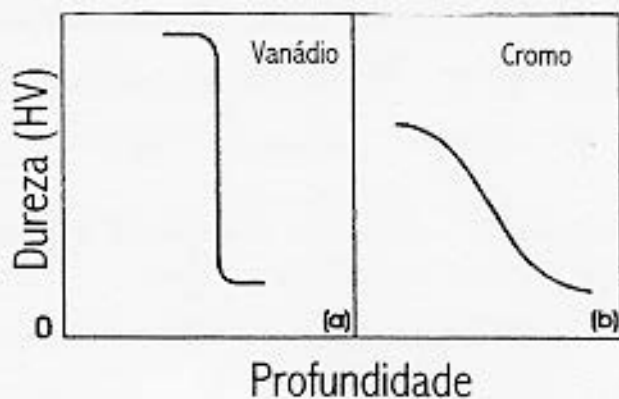


Figura 2.4 – Perfil de dureza.

Abaixo diagrama de fase ferro nitrogênio.

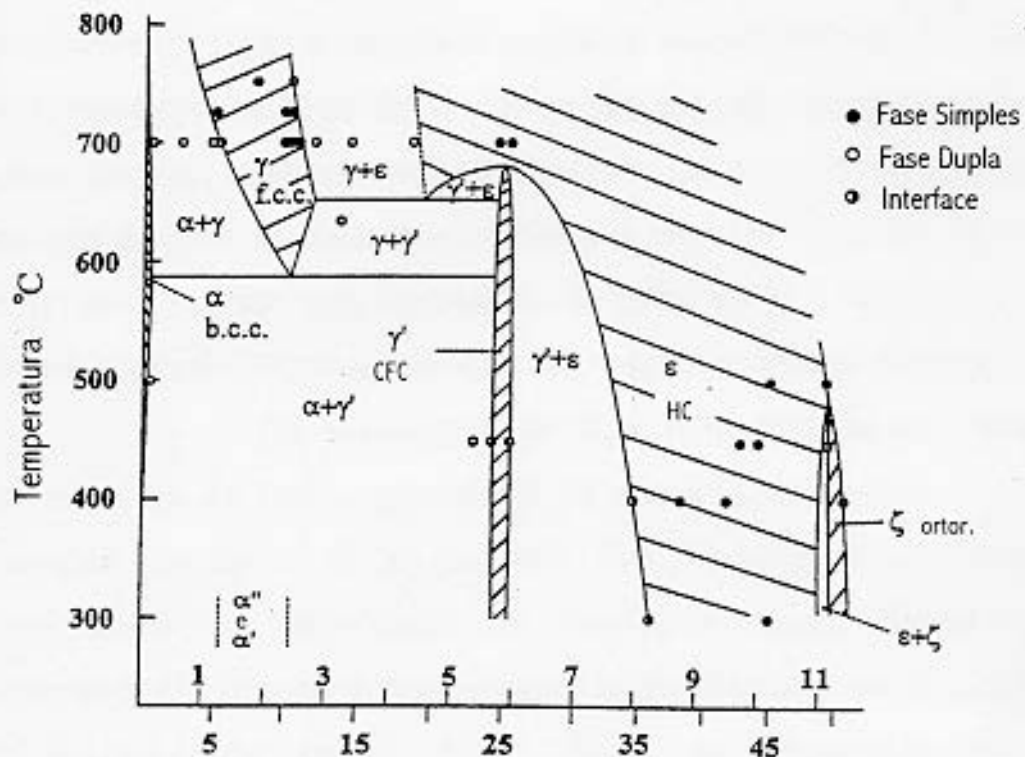


Figura 2.5. Diagrama de Fases Ferro - Nitrogênio

O aumento da temperatura causa um aumento da difusividade tornando a interface mais difusa. Com o aumento do teor de nitrogênio no gás de tratamento e o aumento da concentração de elementos de liga, a interface torna-se mais definida. O aumento de elementos de liga formadores de nitretos proporciona uma maior dureza, embora tenda a uma diminuição da penetração da camada devido ao fato dos nitretos e carbonitretos se formarem preferencialmente nos contornos de grão onde a taxa de difusão é mais elevada, representando uma barreira para a difusão.

Os elementos de liga influenciam na formação dos nitretos de ferro, presentes na camada de compostos. Com exceção do Si e C a maioria dos elementos diminuem o coeficiente de atividade do nitrogênio no ferro. Como consequência tem-se a diminuição da quantidade de precipitados de nitretos de ferro. Além disto os elementos de liga influenciam na velocidade de precipitação, no tamanho e na distribuição dos nitretos de ferro precipitados.

A tenacidade em ferramentas é um de fator fundamental importância. O principal problema de aços rápidos nitretados é a tendência da camada nitretada em lascar e ser arrancada do substrato durante a solicitação.

2.18. NITRETAÇÃO DO AÇO H-13

Recomenda-se nitretar o aço H-13 para aumentar a resistência, a abrasão e a dureza superficial. Usualmente são nitretados punções e matrizes, no estado temperado e revenido. Temperaturas de tratamento variando entre 500-530°C, sendo que quanto mais baixa a temperatura de nitretação menor é a camada de compostos. Este aço apresenta na sua composição Cr, Mo e V formadores de nitretos.

3. PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS DO AÇO M2

Nesta seção são apresentados os procedimentos para estudar os mecanismos de nitretação do aço AISI M2. Foram investigados os parâmetros temperatura e tempo de tratamento e as condições para a difusão do nitrogênio.

3.1. AMOSTRAS DE AISI M2

A composição química do AISI M2, usado como corpo de prova, neste experimento está indicado na tabela abaixo.

Tabela 3.1. Composição Química do aço AISI M2(%)

C	Cr	Mo	V	W	Si	Mn	Ni	Fe
0,83	4,31	5,11	1,77	6,69	0,32	0,31	0,20	Bal.

As amostras usadas para o experimento apresentavam, após usinagem, uma geometria cilíndrica ($\phi 16$ mm X 12 mm). Antes da nitretação o aço foi temperado a partir de uma temperatura de austenitização de 1200°C, com resfriamento em óleo e submetido a duplo revenimento, de 2 horas, na temperatura de 500°C, atingindo uma dureza na faixa de 820 HV_{0,2}. Além destes corpos de prova foram nitretadas três frezas de $\phi 10$ mm e uma de $\phi 7$ mm.

3.2. CICLOS DE NITRETAÇÃO

As amostras de AISI M2 foram nitretadas em 3 ciclos:

- No primeiro ciclo de tratamento uma peça foi nitretada a 420°C , durante 2 horas, sendo que após 10 minutos em temperatura foi adicionado 10 ml de ácido clorídrico, para que o cloro liberado, ataca-se a superfície da peça, facilitando a difusão do nitrogênio. Após a nitretação a peça foi resfriada ao ar.

- No segundo ciclo duas freza de $\phi 10\text{mm}$, com 880 HV1 de dureza superficial foram nitretadas, sendo colocada no forno com 10 ml de HCl, com vazão de $1,5 \text{ m}^3/\text{hora}$ de NH_3 . Chegando-se a 300°C foi adicionado mais 10 ml de HCl na atmosfera ficando por uma hora nesta temperatura para ataque superficial. Após o forno teve sua temperatura aumentada para 430°C e a nitretação ocorreu durante 45 minutos com resfriamento ao ar.

- No terceiro uma freza de $\phi 10\text{mm}$ e outra de $\phi 7\text{mm}$ passaram pelo mesmo ciclo anterior, somente variando a temperatura de nitretação que foi de 450°C .

3.3. METALOGRAFIA E MICRODUREZA

As amostra de M2 foram seccionadas, lixadas, polidas, atacadas e observadas no microscópio óptico. Além disso foi realizado dureza superficial com carga de 200g.

3.4. DETECÇÃO POR RAIOS X

Os corpos de prova foram inspecionados no Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV), observando-se a existência de nitrogênio pelo detector de raios x.

3.5. AMOSTRA DE H13

A composição química do aço H13 usado como corpo de prova encontra-se na tabela abaixo.

Tabela 3.2. Composição Química do aço H13(%)

C	Mn	P	S	Si	Cr	V	W	Mo
0,40	0,30	0,025	0,030	0,90	4,80	0,95		1,20

Antes da nitretação as amostras foram austenitizadas a 1020°C e temperadas em óleo e ar forçado, sofrendo duplo revenimento a 585°C durante 2 horas. A dureza dos corpos de prova após o beneficiamento foi de 47 HRC.

3.6. METALOGRAFIA E MICRODUREZA

As amostras nitretadas foram seccionadas, lixadas, polidas, atacadas e observadas ao microscópio óptico. Foi medida a dureza superficial e realizado o perfil de dureza.

3.7. CICLOS DE TRATAMENTO

Foram realizados 2 ciclos de nitretação:

- No primeiro o corpo de prova foi nitretado na temperatura de 515°C durante 4 horas.
- No segundo o corpo de prova foi nitretado na temperatura de 500°C durante 3 horas.

4. RESULTADOS

Aqui são apresentados os resultados referentes a nitretação dos aços AISI M2 e H13.

4.1. METALOGRAFIA E MICRODUREZA AISI M2

A profundidade da camada foi observada no microscópio óptico com aumento de 400 vezes. Abaixo fotomicrografia do aço AISI M2 nitretado.



AISI M2 Nitretado
Ataque Nital
Aumento 400 X

Tabela 4.1 Resultados obtidos AISI M2

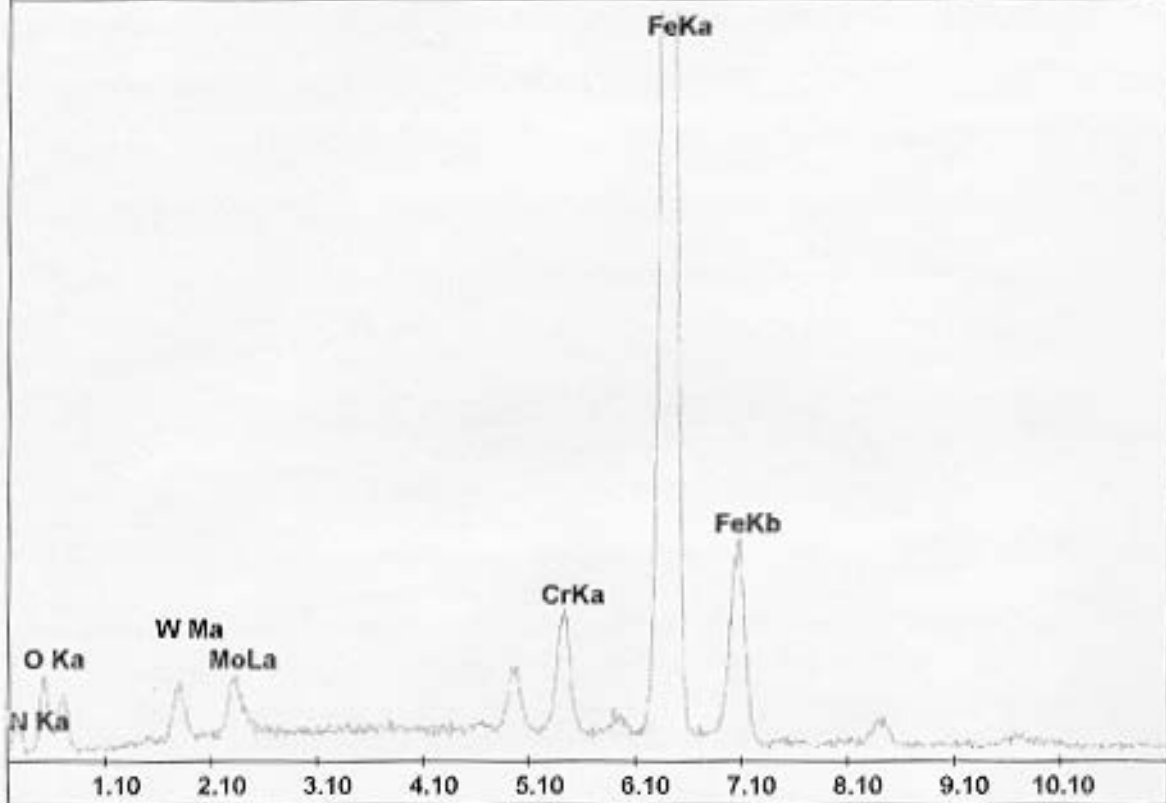
Ciclo	Dureza	camada
1	1056 HV _{0,2}	10μm
2	980 HV _{0,2}	
3	1000 HV _{0,2}	

A profundidade de camada nos ciclos 2 e 3 com base em experimentos anteriores é de 8 a 10μm.

Label:

kV:25.0 Tilt:0.0 Take-off:13.1 Det Type:UTW+ Res:145 Tc:40

FS : 2219 Lsec : 100 12-Feb-99 10:36:15



Deteccão por raio x do aço AISI M2

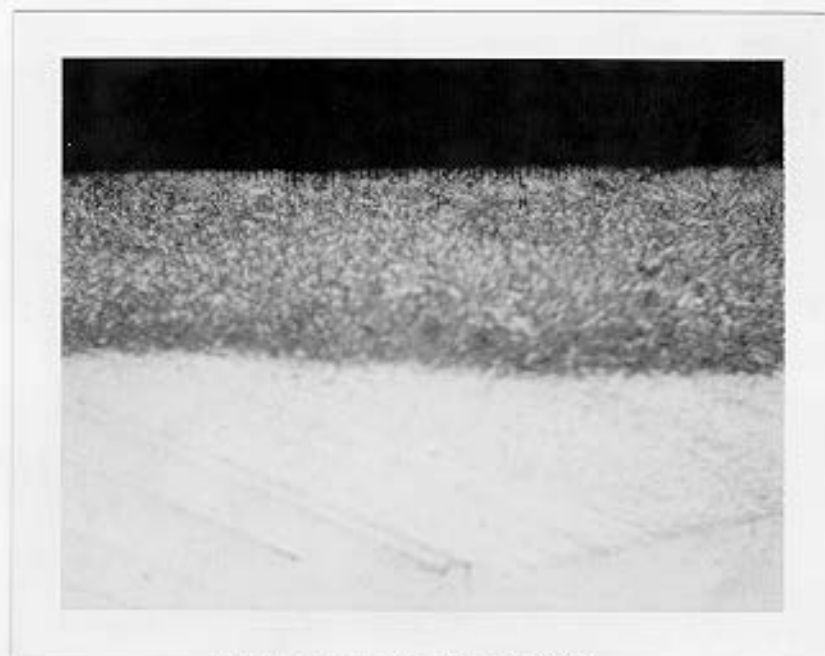
4.2. METALOGRAFIA E MICRODUREZA DO AÇO H13

A profundidade da camada nitretada foi determinada no microscópio óptico e pelo perfil de dureza. Ainda foi analisado a presença de camada de composto. Abaixo tabela com os ciclos de nitretação do aço H13, relacionando com sua dureza superficial e profundidade de camada nitretada.

Tabela 4.2. Resultados obtidos no aço H13

Ciclo	Camada nitretada	Dureza Superficial
1	0,20mm	1100 HV1
2	0,15mm	1051 HV1

A seguir fotomicrografia do aço H13, nitretado a 515°C durante 4 horas.



Fotomicrografia do aço H13

Aumento 400 x

Ataque Nital

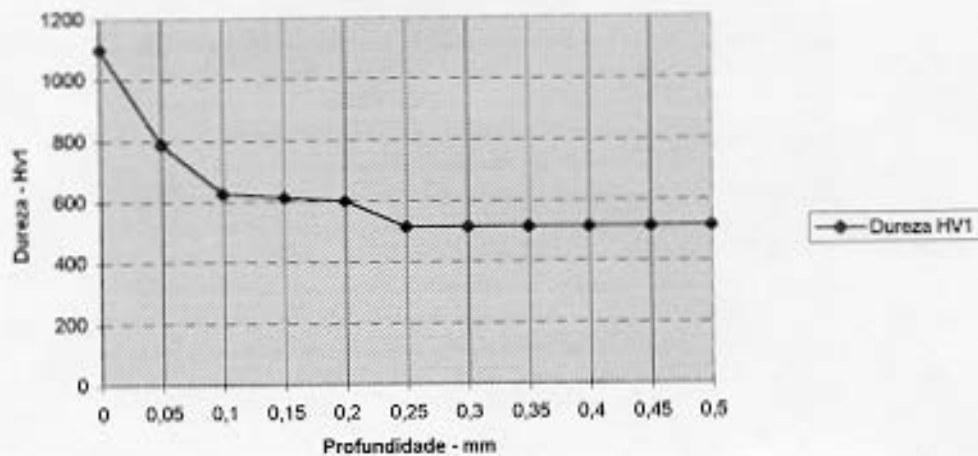
Curva de Dureza - Nitretação

Dur. Núcleo: 515 HV1

Profundidade - mm	Dureza HV1
0	1100
0,05	788
0,1	627
0,15	613
0,2	600
0,25	515
0,3	515
0,35	515
0,4	515
0,45	515
0,5	515

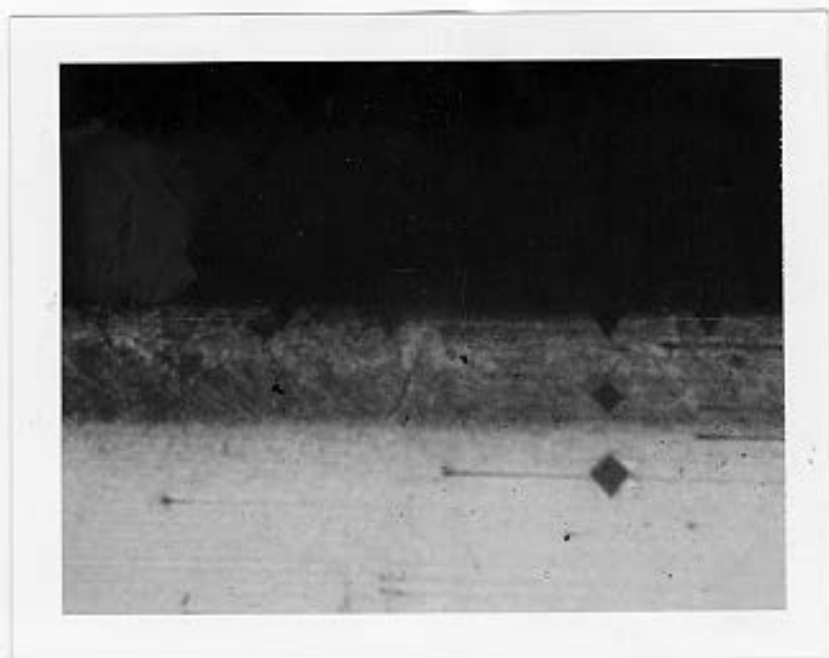
Curva de Dureza - Nitretação H13

Ciclo 1



A seguir fotomicrografia do aço H13, nitretado

a 500°C



Fotomicrografia do aço H13

Aumento 200 X

Ataque Nital

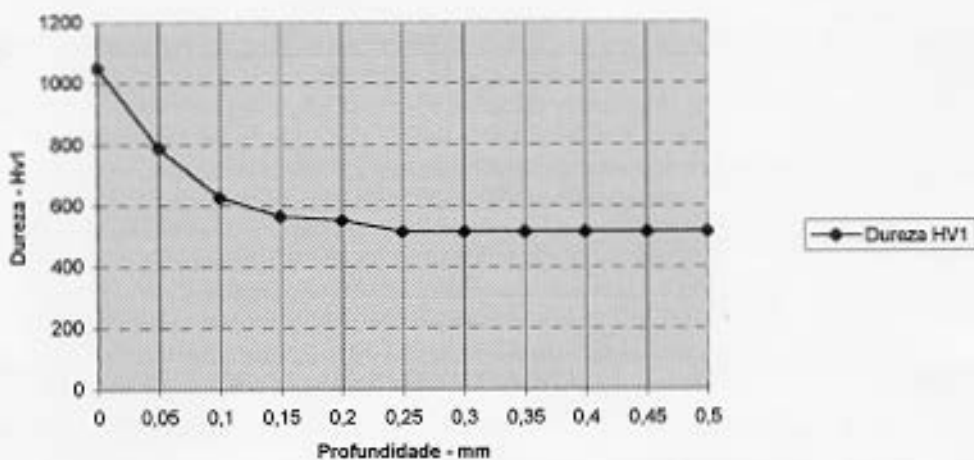
Curva de Dureza - Nitretação

Profundidade - mm	Dureza HV1
0	1051
0,05	788
0,1	627
0,15	565
0,2	551
0,25	515
0,3	515
0,35	515
0,4	515
0,45	515
0,5	515

Dur. Núcleo: 515 HV1

Curva de Dureza - Nitretação H13

Ciclo 2



5. DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

A nitretação gasosa a baixa temperatura do aço M2 apresentou um aumento da dureza superficial e uma camada de difusão de 8 a 10 μ m. Não foi constatada a formação de camada de compostos, principalmente a fase ϵ , característica em nitretação a baixa temperatura. Através da detecção de raio x, aparece um ruído acentuado perto do nitrogênio, mas devido ser um elemento leve o mais indicado seria realizar Espectroscopia Óptica em Descarga Incandescente (GDOS).

Por apresentar o substrato com dureza elevada a camada teve uma boa ancoragem, fazendo com que mesmo sendo de pequena espessura apresenta-se aumento da dureza superficial.

Por sua vez a nitretação gasosa a baixa temperatura do aço H13, colabora na obtenção de uma microestrutura com menor incidência de camada de compostos. Matrizes e punções nitretados a baixa temperatura podem apresentar uma melhora na ordem de 30% de sua vida útil.

Na nitretação gasosa com amônia as reações de precipitação descontínuas da camada nitretada causam a relaxação de tensões presentes nas peças. A expansão da última zona nitretada seria balanceada pela parcialmente relaxada camada superficial e o núcleo não nitretado. Em nitretações prolongadas, a tensão residual da superfície pode até mesmo se reverter.

5.1. DISCUSSÃO GERAL

A nitretação gasosa de aços rápidos pode ser dividida em dois grupos. O primeiro grupo com substrato apresentando baixa dureza, da ordem de 600HV ou menos. Nesse caso é necessária camada nitretada mais espessa para boa sustentação. A reduzida dureza de núcleo resultaria em deformações excessivas para uma camada muito fina com a conseqüente formação de trincas. No segundo grupo, que inclui o aço AISI M2, o substrato possui uma dureza próxima a 800 HV1 e não sofre amolecimento durante a nitretação. Neste caso mesmo com uma fina camada é eficiente pois existe uma boa sustentação do substrato. Sugere - se a presença somente da camada de difusão, pois a camada de compostos é muito frágil.

Na nitretação gasosa do aço H13, indica-se como dureza mais apropriada para o substrato 44 a 46 HRC. Por ser realizado em temperaturas mais elevadas a camada de compostos torna - se um inconveniente. Nitretando-se a 500-515°C consegue-se diminuir sensivelmente a presença desta camada. Para matrizes de forjamento a nitretação apresenta resultados na literatura, do grande aumento da performance da ferramenta.

6. CONCLUSÕES

A partir dos resultados apresentados verifica-se que com o uso de parâmetros adequados, o tratamento de nitretação gasosa a baixa temperatura dos aos AISI M2 e H13 é benéfico. Para o aço M2 temperaturas em torno de 420-500°C são as mais indicadas e de 500-520°C para H13. A grande vantagem é com estas faixas de temperaturas os inconvenientes de fragilidade da camada de compostos são eliminados

Outro aspecto a ser destacado refere-se ao tratamento de uma grande quantidade de peças em fornos de boa capacidade. Os parâmetros usados neste estudo colaboram para que a introdução de nitrogênio e a precipitação de nitretos durante a nitretação não causem expansão de volume que resultariam em macrotensões compressivas na camada.

Como sugestão para futuros trabalhos o estudo de outros aços que apresentam elementos de liga com alta nitretabilidade com Al, Cr, Mo e W.

BIBLIOGRAFIA

- (01) RAUTER RO, os Ferramentas Rio de Janeiro: Livros Técnicos e Científicos (1974)
- (02) CHIAVERINI V, Aços e ferros fundidos ABM(1988)
- (03) Metals Handbook, Vol 1 Tenth edition (1990)
- (04) TIER, MARCO ANTÔNIO DURLO, Avaliação da resistência ao desgaste do aço rápido M2, Dissertação de Doutorado PPGEM UFRGS.
- (05) KUNRATH AO, TIER MD, ROCHA AS, STROHAECKER TR, LA NITRURACIÓN IÓNICA EMPLEADA EM ACERROS RÁPIDOS, Centro de Informação Tecnológica(CIT)
- (06) SILVA, ANDRÉ LUIS DA COSTA, Tecnologia dos aços. Eletro-Metal SP.