

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO E DO DESPORTO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
ESCOLA DE ENGENHARIA

Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais -
PPGEM

INFLUÊNCIA DO ESTADO SUPERFICIAL PRÉVIO NA NITRETAÇÃO
A PLASMA DO AÇO AISI M2

Alexandre da Silva Rocha

Tese para obtenção do título de Doutor em Engenharia

Porto Alegre, Março de 2000

ESCOLA DE ENGENHARIA
BIBLIOTECA

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO E DO DESPORTO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL

Escola de Engenharia

**Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais -
PPGEM**

**INFLUÊNCIA DO ESTADO SUPERFICIAL PRÉVIO NA NITRETAÇÃO A
PLASMA DO AÇO AISI M2**

Alexandre da Silva Rocha

Engenheiro Mecânico

Trabalho realizado no Laboratório de Metalurgia Física, Departamento de Metalurgia da Escola de Engenharia da UFRGS, dentro do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGEM e com a colaboração do Stiftung Institut Für Werkstofftechnik - IWT de Bremen – Alemanha, como parte dos requisitos para obtenção do título de Doutor em Engenharia.

Área de Concentração: Ciência dos Materiais

Porto Alegre, Março de 2000.

Esta Tese foi julgada adequada para obtenção do título de Doutor em Engenharia, área de concentração Ciência dos Materiais, e aprovada em sua forma final, pelo Orientador, Co-orientador e pela Banca Examinadora do Curso de Pós Graduação.

Orientador: Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker/PPGEM/UFRGS
Co-orientador: Priv. Doz. Dr.-Ing. Thomas Hirsch/IWT/Bremen/Alemanha

Banca Examinadora:

Prof. Dr.: Carlos Alberto Achete
COPPE-UFRJ

Prof. Dr.: Vilson João Batista
DEMEC - UFRGS

Profª. Dra.: Iduvirges Lourdes Müller
PPGEM - UFRGS

Prof. Dr. Afonso Reguly
PPGEM - UFRGS

Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker
Coordenador do PPGEM

AGRADECIMENTOS

Ao Professor Telmo Roberto Strohaecker pela orientação recebida, incentivo, apoio e dedicação pessoal na coordenação do Lamef, propiciando excelentes condições para o desenvolvimento deste trabalho, inclusive a oportunidade de viajar para a Alemanha.

Ao Professor Thomas Hirsch pelas orientações, sugestões e discussões contínuas e por ter possibilitado oportunidades a mim e a tantos outros colegas do Lamef de visitar e interagir com o IWT (Stiftung Institut Für Werkstofftechnik) de Bremen na Alemanha.

Aos colegas do Lamef pelo apoio e amizade. Em especial aos integrantes do GES (Grupo de Engenharia de Superfícies) e ao Prof. Dr. Augusto O. Kunrath.

A Giovanni Rocha dos Santos pela dedicação como estagiário e pelo excelente trabalho realizado.

Ao CETEMP-SENAI de São Leopoldo, em especial ao Engenheiro Luiz Fernando Carvalho que disponibilizou as máquinas para a realização dos ensaios de usinagem e apoiou no desenvolvimento dos mesmos.

Às empresas Brasimet, White Martins e American tool pelo apoio dado ao projeto de Nitretação a Plasma.

Ao CNPq pela bolsa de estudos.

Em especial agradeço a minha esposa Tatiana Louise Ávila de Campos pelo apoio irrestrito e pela compreensão em todos os momentos.

Índice

<i>AGRADECIMENTOS</i>	<i>IV</i>
<i>Índice</i>	<i>V</i>
<i>Índice de Figuras</i>	<i>VIII</i>
<i>Índice de Tabelas</i>	<i>XIV</i>
<i>Resumo</i>	<i>XV</i>
<i>Abstract</i>	<i>XVI</i>
1 <i>Introdução</i>	1
2 <i>Revisão Bibliográfica</i>	5
2.1 <i>Aços Rápidos</i>	5
2.2 <i>Desgaste das Ferramentas de Corte de Aço Rápido</i>	6
2.3 <i>Operação com Brocas</i>	12
2.3.1 <i>Esforços na Furação</i>	14
2.3.2 <i>Desgaste de brocas helicoidais</i>	17
2.4 <i>Tratamentos Superficiais de Ferramentas</i>	17
2.5 <i>Nitretação</i>	22
2.5.1 <i>Métodos de Nitretação</i>	23
2.5.2 <i>Estrutura e Formação da Camada Nitretada</i>	24
2.5.3 <i>O Processo de Nitretação a Plasma</i>	29
2.6 <i>Propriedades de Camadas Nitretadas</i>	34
2.7 <i>Tensões Residuais na Camada Nitretada</i>	37
2.8 <i>Nitretação de Aços Rápidos</i>	38
3 <i>Procedimento Experimental</i>	44
3.1 <i>Introdução</i>	44
3.2 <i>Material e Tratamento Térmico</i>	45
3.3 <i>Variação da condição superficial</i>	47
3.4 <i>Arranjo Experimental e Parâmetros de Nitretação a Plasma</i>	49
3.5 <i>Medição de Rugosidade</i>	51
3.6 <i>Metalografia</i>	51
3.7 <i>Perfis de Microdureza e Microdureza Superficial</i>	52
3.8 <i>Determinação de Perfis de Composição Química</i>	53
3.9 <i>Profundidade de Camada</i>	54
3.10 <i>Configuração Experimental nos Difrátômetros de Raios-X</i>	55
3.11 <i>Análise de Fases por Difração de Raios-X</i>	57
3.12 <i>Medição de Tensões Residuais na Zona de Difusão</i>	58

3.12.1	Perfil de Tensões Residuais	62
3.13	Tensões Residuais na Zona de Compostos	63
3.14	Cálculo do erro devido ao perfil de concentração de nitrogênio.	64
3.15	Testes de ferramentas	67
4	Resultados	70
4.1	Microestrutura	70
4.2	Rugosidade	79
4.3	Perfis de Microdureza	81
4.4	Microdureza Superficial	85
4.5	GDOS – Perfil de Composição química	88
4.6	Profundidade de Camada	93
4.7	Análise de Fases por Difração de Raios X	94
4.8	Tensões Residuais	103
4.8.1	Amostras Não Nitretadas	104
4.8.2	Tensões Residuais Superficiais de Amostras Nitretadas	108
4.8.3	Perfil de Tensões Residuais de amostras nitretadas	117
4.9	Desempenho de Ferramentas Testadas na Indústria	120
4.10	Ensaio com brocas de furo de centro	121
4.10.1	Caracterização das Brocas antes dos Ensaio de Usinagem	122
4.10.2	Ensaio de Furação	130
5	Discussão dos Resultados	135
5.1	Sumário da Caracterização das Amostras Cilíndricas	135
5.2	Diferenças entre amostras polidas dos grupos I e II.	139
5.3	Estado de Tensões Residuais antes da Nitretação	142
5.4	Tensões Residuais em Amostras Polidas após Nitretação	144
5.4.1	Influência da Temperatura e Correções aos Valores medidos de T.R.	145
5.4.2	Nitrogênio Intersticial	149
5.4.3	Influência do Tratamento Mecânico Superficial na Camada Nitretada	149
5.5	Desenvolvimento do perfil de nitrogênio	152
5.5.1	Influência da Temperatura e Composição da Mistura Gasosa	152
5.5.2	Influência do Tratamento Mecânico Superficial Prévio	154
5.6	Microestrutura e Composição de Fases	159
5.7	Microdureza	161
5.8	Comportamento Mecânico das Ferramentas Nitretadas	162
5.8.1	Testes Realizados com Ferramentas em Ambiente de Produção	162
5.8.2	Ensaio de Usinagem com Brocas Nitretadas	163
6	Conclusões	170
7	Sugestões para Trabalhos Futuros	174

<i>Apêndice I</i>	175
Descrição do Equipamento	175
Preparação das Peças para a Nitretação a Plasma	177
Procedimentos Durante o Processo de Nitretação a Plasma	177
<i>Referências Bibliográficas</i>	179

Índice de Figuras

Figura 2. 1 Principais componentes de uma broca helicoidal	13
Figura 2. 2 Distribuição assimétrica das forças de corte nas arestas principais de uma broca	15
Figura 2. 3 Distribuição assimétrica das forças de avanço nas duas arestas principais de uma broca.....	15
Figura 2. 4 Diagrama de fases ferro- nitrogênio	24
Figura 2. 5 Representação esquemática de um sistema típico utilizado na nitretação a plasma	29
Figura 2. 6 Representação esquemática da influência da pressão na distância bainha (plasma)-peça. Em pressões baixas (esquerda), o plasma não envolve perfis complexos, enquanto que, para pressões mais altas (direita), a bainha se aproxima do cátodo “cobrindo” furos e frestas.....	32
Figura 2. 7. Possíveis reações físico químicas na superfície do substrato a ser nitretado	33
Figura 3. 1 Diagrama esquemático apontando os passos adotados no trabalho com amostras e ferramentas.	45
Figura 3.2 Fotografia da broca de furo de centro empregada nos testes de usinagem.	46
Figura 3.3 Fotomicrografia obtida ao microscópio ótico a) e eletrônico de varredura b) de uma amostra de aço rápido ABNT M2.....	47
Figura 3.4 Esquema da distribuição das ferramentas e amostras adotado no grupo II de experimentos.	50
Figura 3. 5 Detalhe do equipamento utilizado na medição de tensões residuais e análise de fases com radiação Cr-K α . O suporte de amostras (ferramentas) está inclinado de 45 ^o (ângulo ψ) em relação a vertical onde uma broca esta presa. Aparece ainda na foto o tubo de raios-X a esquerda e o detector a direita.	56
Figura 3.6 Detalhe do equipamento empregado com amostras arranjadas para a medição de tensões residuais. Neste caso 4 amostras seriam medidas consecutivamente, num total de aproximadamente 16 horas de medição.	56
Figura 3. 7 Arranjo principal para medições de baixo ângulo de incidência em um difratômetro tipo Ω , ótica assimétrica de feixe pseudo paralelo.	57
Figura 3.8 Profundidade de Penetração das Radiações Cr e Cu em função de 2θ no aço.....	58
Figura 3.9 Profundidade analisada em função de $\sin^2\psi$ para a radiação cromo e linha de difração {211} do ferro- α , e para a radiação cobre e a linha de difração {10 $\bar{1}0$ } do nitreto ϵ	59
Figura 3.10 Esquema de um difratômetro Ψ	60
Figura 3.11 Gráfico de 2θ versus $\sin^2\psi$ para uma amostra de pó de ferro α obtido com radiação cromo.....	61
Figura 3. 12 Gráfico de 2θ versus $\sin^2\psi$ para uma amostra nitretada.	61
Figura 3. 13 Broca de furo de centro posicionada para a medição de tensões residuais na ponta.	62
Figura 3. 14 Perfis de tensões residuais medido e corrigido para uma amostra polida nitretada (500 °C, 30 minutos 5% vol. N ₂).	63
Figura 3. 15 Gráfico de 2θ versus $\sin^2\psi$ das medições no nitreto ϵ da camada de compostos	

.....	64
Figura 3.16 Diagrama esquemático de uma camada nitretada para indicar as condições de contorno aplicadas.	66
Figura 4. 1 Aspecto micrográfico de camada nitretada em amostra polida, obtida com a utilização da mistura gasosa de 5% vol. N ₂ em H ₂ , observada ao microscópio ótico . Ataque: reagente nital 2%. Ampliação: 500X. Amostra nitretada a 500 °C por 30 minutos (grupo I)	71
Figura 4. 2 Aspecto micrográfico de camada nitretada em amostra polida, obtida com a utilização da mistura gasosa de 5% vol. N ₂ em H ₂ , observada ao microscópio eletrônico de varredura . Ataque: reagente nital 2%. Amostra nitretada a 500 °C por 30 minutos (grupo I).....	71
Figura 4. 3 Aspecto micrográfico de camada nitretada em amostra “lixa 80”, obtida com a utilização da mistura gasosa de 5% vol. N ₂ em H ₂ , observada ao microscópio ótico . Ataque: reagente nital 2%. Aumento: 500X. Amostra nitretada a 500 °C por 30 minutos (grupo II).....	72
Figura 4. 4 Aspecto micrográfico de camada nitretada em amostra “lixa 80”, obtida com a utilização da mistura gasosa de 5% vol. N ₂ em H ₂ , observada ao microscópio eletrônico de varredura . Ataque: reagente nital 2%. Amostra nitretada a 500 °C por 30 minutos (grupo II)	72
Figura 4. 5 Aspecto micrográfico de camada nitretada em amostra jateada, obtida com a utilização da mistura gasosa de 5% vol. N ₂ em H ₂ , observada ao microscópio ótico . Ataque: reagente nital 2%. Aumento: 500X. Amostra nitretada a 500 °C por 30 minutos (grupo II).....	73
Figura 4. 6 Aspecto micrográfico de camada nitretada em amostra jateada, obtida com a utilização da mistura gasosa de 5% vol. N ₂ em H ₂ , observada ao microscópio eletrônico de varredura . Ataque: reagente nital 2%. Amostra nitretada a 500 °C por 30 minutos (grupo II)	73
Figura 4. 7 Detalhe da figura 4.6 em maior aumento ao microscópio eletrônico de varredura.	73
Figura 4. 8 Aspecto micrográfico de camada nitretada em amostra polida, obtida com a utilização da mistura gasosa de 76% vol. N ₂ em H ₂ , observada ao microscópio ótico. Ataque: reagente nital 2%. Amostra nitretada a 500 °C por 30 minutos (grupo II)	74
Figura 4. 9 Aspecto micrográfico de camada nitretada em amostra polida, obtida com a utilização da mistura gasosa de 76% vol. N ₂ em H ₂ , observada ao microscópio eletrônico de varredura . Ataque: reagente nital 2%. Amostra nitretada a 500 °C.75	
Figura 4. 10 Aspecto micrográfico de camada nitretada em amostra polida, obtida com a utilização da mistura gasosa de 76% vol. N ₂ em H ₂ , observada ao microscópio eletrônico de varredura . Ataque: reagente nital 2%. Amostra nitretada a 400 °C (grupo II).	75
Figura 4. 11 Aspecto micrográfico de camada nitretada em amostra polida, obtida com a utilização da mistura gasosa de 76% vol. N ₂ em H ₂ , observada ao microscópio eletrônico de varredura . Ataque: reagente nital 2%. Amostra nitretada a 350 °C.76	
Figura 4. 12 Aspecto micrográfico de camada nitretada em amostra “lixa 80”, obtida com a utilização da mistura gasosa de 76% vol. N ₂ em H ₂ , observada ao microscópio ótico . Ataque: reagente nital 2%. Amostra nitretada a 500 °C por 30 minutos (grupo II)	76

Figura 4. 13 Aspecto micrográfico de camada nitretada em amostra “lixa 80”, obtida com a utilização da mistura gasosa de 76% vol. N_2 em H_2 , observada ao microscópio eletrônico de varredura. Ataque: reagente nital 2%. Amostra nitretada a 500 °C por 30 minutos (grupo II).	77
Figura 4. 14 Aspecto micrográfico de camada nitretada em amostra jateada, obtida com a utilização da mistura gasosa de 76% vol. N_2 em H_2 , observada ao microscópio ótico. Aumento: 500X. Ataque: reagente nital 2%. Amostra nitretada a 500 °C por 30 minutos (grupo II).	77
Figura 4. 15 Aspecto micrográfico de camada nitretada em amostra jateada, obtida com a utilização da mistura gasosa de 76% vol. N_2 em H_2 , observada ao microscópio eletrônico de varredura. Aumento: 500X. Ataque: reagente nital 2%. Amostra nitretada a 500 °C por 30 minutos (grupo II).	78
Figura 4. 16 Rugosidade média R_a medida após a nitretação como função da rugosidade antes da nitretação, para amostras lixadas e jateadas nitretadas a plasma com a mistura gasosa de 5% vol. N_2 , nas temperaturas de 400 e 500 °C.	80
Figura 4. 17 Rugosidade média R_a medida após a nitretação como função da rugosidade antes da nitretação, para amostras lixadas e jateadas nitretadas a plasma com a mistura gasosa de 76% vol. N_2 e nas temperaturas de 400 e 500 °C.	80
Figura 4. 18 Perfil de microdureza em amostra polida e nitretada na temperatura de 500 °C por 30 minutos com mistura gasosa de 5% vol. N_2 .	82
Figura 4. 19 Perfil de microdureza em amostra lixada em lixa 80 e nitretada na temperatura de 500 °C por 30 minutos e mistura gasosa de 5% vol. N_2 .	83
Figura 4. 20 Perfil de microdureza em amostra polida e nitretada na temperatura de 500 °C por 30 minutos e mistura gasosa de 76% vol. N_2 . O valor na profundidade zero corresponde a média de 10 medições superficiais.	83
Figura 4. 21 Perfil de microdureza em amostra lixada em lixa 80 e nitretada na temperatura de 500 °C por 30 minutos e mistura gasosa de 76% vol. N_2 .	84
Figura 4. 22 Perfil de microdureza em amostra jateada e nitretada na temperatura de 500 °C por 30 minutos e mistura gasosa de 76% vol. N_2 .	84
Figura 4. 23 Gráficos de microdureza HK em função de c (razão entre profundidade de camada e penetração da indentação) para amostras nitretadas a plasma com a mistura pobre em nitrogênio.	85
Figura 4. 24 Gráfico de microdureza HK em função de c (razão entre profundidade de camada e penetração da indentação) para amostra nitretada a plasma com a mistura pobre em nitrogênio.	86
Figura 4. 25 Gráfico de microdureza HK em função de c (razão entre profundidade de camada e penetração da indentação) para amostras nitretadas a plasma com a mistura rica em nitrogênio nas temperaturas de 400 e 500 °C.	87
Figura 4. 26 Gráfico de microdureza HK em função de c (razão entre profundidade de camada e penetração da indentação) para amostra nitretada a plasma com a mistura rica em nitrogênio na temperatura de 350 °C.	87
Figura 4. 27 Perfil de nitrogênio e carbono em amostra polida e nitretada, 500 °C, 5% N_2 -95% H_2 .	88
Figura 4. 28 Perfil de nitrogênio e carbono em amostra lixada em lixa 80 e nitretada do grupo II de experimentos, 500 °C, 5% N_2 -95% H_2 .	89
Figura 4. 29 Perfil de nitrogênio e carbono em amostra jateada e nitretada do grupo II de experimentos, 500 °C, 5% N_2 -95% H_2 .	90

Figura 4. 30 Perfil de nitrogênio e carbono em amostra polida e nitretada do grupo II de experimentos, 500 °C, 76% N ₂ -24%H ₂	91
Figura 4.31 Perfil de nitrogênio e carbono em amostra lixada em lixa 80 e nitretada do grupo II de experimentos, 500 °C, 76% N ₂ -24%H ₂	92
Figura 4. 32 Perfil de nitrogênio e carbono em amostra jateada e nitretada do grupo II de experimentos, 500 °C, 76% N ₂ -24%H ₂	93
Figura 4. 33 Difrátogramas de amostras polidas do grupo I nitretadas com a mistura pobre em nitrogênio, obtidos com a radiação Cr-K α para o intervalo 2 θ de 50 a 75 ^o	96
Figura 4. 34 Difrátogramas de amostras do grupo I nitretadas com a mistura pobre em nitrogênio, obtidos com a radiação Cu-K α para o intervalo de 2 θ de 30 a 50 ^o	97
Figura 4.35 Difrátogramas de amostras nitretadas, obtidos em baixo ângulo de incidência, $\alpha= 1^o$. Para efeito de comparação foi incluído o padrão de difração de uma amostra não nitretada obtido em modo de incidência normal. Intervalo angular de 30 a 50 ^o	99
Figura 4.36 Difrátogramas de amostras do grupo I, nitretadas com a mistura rica em nitrogênio, obtidos com a radiação cromo para o intervalo de 2 θ de 45 a 105 ^o ..	100
Figura 4. 37 Difrátogramas de amostras do grupo I nitretadas com a mistura rica em nitrogênio, obtidos com a radiação Cu-K α para o intervalo de 2 θ de 30 a 78 ^o ...	101
Figura 4. 38 Difrátogramas de amostras nitretadas, obtidos em baixo ângulo de incidência, $\alpha= 1^o$. Para efeito de comparação foi incluído o padrão de difração de uma amostra não nitretada obtido em modo de incidência normal. Intervalo angular de 30 a 50 ^o	103
Figura 4. 39 Perfil de tensões residuais em amostras não nitretadas para diferentes acabamentos superficiais. São mostradas duas direções ortogonais de medição na superfície da amostra, sendo que para as amostras lixadas a direção $\phi = 0^o$ é paralela aos sulcos de lixamento.....	104
Figura 4. 40 Detalhe da Figura 4. 39, mostrando até a profundidade de 25 μ m. Perfil de tensões residuais em amostras não nitretadas do grupo II. São mostradas duas direções ortogonais de medição na superfície da amostra, sendo que para as amostras lixadas a direção $\phi = 0^o$ é paralela aos sulcos de lixamento.....	105
Figura 4. 41 Largura a meia altura dos picos de difração dos planos {211} do ferro- α em função da profundidade em amostras não nitretadas do grupo II. São mostrados os valores médios de duas direções ortogonais de medição na superfície da amostra.	107
Figura 4. 42 Detalhe da Figura 4. 41, mostrando até a profundidade de 25 μ m. Largura a meia altura dos picos de difração dos planos {211} do ferro- α em função da profundidade em amostras do grupo II. São mostrados os valores médios de duas direções ortogonais de medição na superfície da amostra.	108
Figura 4. 43 Tensões residuais superficiais medidas em amostras polidas (grupos I e II de experimentos) nitretadas com a mistura gasosa de 5% vol. N ₂	109
Figura 4. 44 Valores medidos de L.M.A. para amostras polidas	110
Figura 4. 45 Tensões Residuais Superficiais para amostras nitretadas com a mistura gasosa de composição 5% vol. N ₂ em H ₂ . “0-grau” representa um direção paralela aos riscos de lixamento e “90-grau” uma direção perpendicular aos riscos de lixamento.....	111
Figura 4. 46 Valores Superficiais de largura a meia altura para amostras nitretadas com a	

	<i>mistura gasosa de 5% vol. N₂</i>	112
Figura 4. 47	<i>Tensões residuais superficiais medidas em amostras polidas dos grupos I e II de experimentos nitretadas com a mistura gasosa de 76% vol. N₂</i>	113
Figura 4. 48	<i>L.M.A de amostras polidas nitretadas com a mistura gasosa de 76% vol. N₂</i>	114
Figura 4. 49	<i>Tensões Residuais Superficiais para amostras nitretadas com a mistura gasosa de composição 76% vol. N₂ e H₂ em balanço. “0-grau” representa um direção paralela aos riscos de lixamento e “90-grau” uma direção perpendicular aos riscos de lixamento.</i>	115
Figura 4. 50	<i>Valores Superficiais de largura a meia altura para amostras nitretadas com a mistura gasosa de 76% vol. N₂</i>	116
Figura 4. 51	<i>Tensões residuais medidas na z. de compostos em duas direções perpendiculares na superfície para amostras nitretadas com a mistura gasosa de 76% vol. N₂ em hidrogênio.</i>	116
Figura 4. 52	<i>Perfil de TR em amostras polidas não nitretadas, e nitretadas nas temperaturas de 400 °C e 500 °C, juntamente com o perfil de uma amostra polida não nitretada.</i>	117
Figura 4. 53	<i>Perfil de LMA em amostras polidas e nitretadas nas temperaturas de 400 °C e 500 °C, juntamente com o perfil de uma amostra polida não nitretada.</i>	118
Figura 4. 54	<i>Perfil de TR em amostras jateadas e nitretadas nas temperaturas de 400 °C e 500 °C, juntamente com o perfil de uma amostra jateada não nitretada.</i>	119
Figura 4. 55	<i>Perfil de LMA em amostras jateadas e nitretadas nas temperaturas de 400 °C e 500 °C, juntamente com o perfil de uma amostra jateada não nitretada.</i>	120
Figura 4. 56	<i>Vista da ponta de uma broca em estado original (não jateada). Os números de 1 a 4 representam diferentes regiões mostradas nas figuras 4.59 a 4.62, respectivamente.</i>	122
Figura 4. 57	<i>Região 1 da Figura 4. 56. Material recobrimo o gume.</i>	123
Figura 4. 58	<i>Região 2 na Figura 4. 56. Detalhe do lascamento</i>	123
Figura 4. 59	<i>Região 3 na Figura 4. 56. Detalhe do lascamento.</i>	124
Figura 4. 60	<i>Região 4 na Figura 4. 56. As setas apontam para o material recobrimo a aresta. Observe-se a alta rugosidade nesta região do canal helicoidal da broca.</i>	124
Figura 4. 61	<i>Aspetto da superfície de saída de uma broca a) não jateada e b) jateada (ferramentas não usadas).</i>	125
Figura 4. 62	<i>Perfil de microdureza para ferramentas jateadas nitretadas.</i>	127
Figura 4. 63	<i>Tensões residuais medidas na ponta de brocas nitretadas com a mistura gasosa pobre em nitrogênio.</i>	129
Figura 4. 64	<i>Tensões residuais medidas na ponta de brocas nitretadas com a mistura gasosa rica em nitrogênio.</i>	129
Figura 4. 65	<i>Média do desgaste de flanco medido para as diferentes condições de tratamento.</i>	130
Figura 4. 66	<i>Gume principal de uma ferramenta tratada na condição “bor”. As fotos a) e b) mostram, respectivamente, a superfície de saída e de flanco para uma ferramenta que não operou, e as figuras c) e d) as mesmas superfícies da ferramenta após a execução de 100 furos.</i>	131
Figura 4. 67	<i>Gume principal de uma broca jateada (condição “bjat” tabela 1), após 100 furos, a) superfície de saída e b) flanco da ferramenta.</i>	131
Figura 4. 68	<i>Momento torçor para brocas não jateadas nitretadas em diferentes condições (ver Tabela 4. 7). Valores médios calculados de no mínimo três brocas por</i>	

condição.....	132
Figura 4. 69. Momento torçor para brocas jateadas nitretadas em diferentes condições (ver Tabela 4. 7). Valores médios de no mínimo três brocas por condição.	133
Figura 4. 70. Força de avanço para brocas não jateadas nitretadas em diferentes condições (ver Tabela 4. 7). Valores médios de no mínimo três brocas por condição.	133
Figura 4. 71. Força de avanço para brocas jateadas nitretadas em diferentes condições (ver Tabela 4. 7). Valores médios de no mínimo três brocas por condição.	134
Figura 5. 1 Perfis de concentração de nitrogênio para amostras polidas dos grupos I e II, nitretadas a 500 °C para as misturas rica e pobre em nitrogênio.	141
Figura 5. 2 Parâmetros de reticulado do ferro-alfa determinados da direção livre de tensões na matriz em função da temperatura de nitretação a plasma.	146
Figura 5. 3 Tensões residuais superficiais medidas em amostras polidas com a indicação das correções devido ao gradiente de concentração química.	148
Figura 5. 4 Aumento das tensões residuais superficiais como função da tensão residual de amostras não nitretadas com o mesmo tipo de acabamento. Amostras nitretadas com a mistura pobre em nitrogênio.	150
Figura 5. 5 Aumento das tensões residuais superficiais como função da tensão residual de amostras não nitretadas com o mesmo tipo de acabamento. Amostras nitretadas com a mistura rica em nitrogênio.	151
Figura 5. 6 Perfis de nitrogênio de amostras polidas nitretadas, determinados por GDOS (“Glow Discharge Optical Spectroscopy”).	153
Figura 5. 7 Perfil de nitrogênio para amostras com diversos acabamentos mecânicos nitretadas na temperatura de 400 °C, 5% vol. N ₂ e num tempo de 30 minutos.	154
Figura 5. 8 Perfil de nitrogênio para amostras com diversos acabamentos mecânicos nitretadas na temperatura de 500 °C, 5% vol. N ₂ e num tempo de 30 minutos.	155
Figura 5. 9 Perfil de nitrogênio para amostras nitretadas na temperatura de 400 °C, 76% vol. N ₂ e num tempo de 30 minutos.	158
Figura 5. 10 Perfil de nitrogênio para amostras nitretadas na temperatura de 500 °C, 76% vol. N ₂ e num tempo de 30 minutos.	158
Figura 5. 11 Média dos momentos torçores (intervalo de 250 a 500 furos) de brocas em diferentes condições de tratamento superficial e os respectivos desvios padrões.	166
Figura 5. 12 Média das forças de avanço (intervalo de 250 a 500 furos) de brocas em diferentes condições de tratamento superficial e os respectivos desvios padrões.	167
Figura 8. 1 - Reator de nitretação a plasma construído no laboratório (capacidade de 12 litros).	175
Figura 8. 2 Curvas esquemáticas da temperatura, tensão e pressão gasosa (primeiro, segundo e terceiro gráficos de cima para baixo, respectivamente) durante o processo, mostrando as diferentes fases: A- Limpeza; B- Aquecimento; C- Nitretação; D- Resfriamento.	178

Índice de Tabelas

<i>Tabela 2. 1 Participação dos gumes principais e transversal e do atrito nos esforços de corte durante furação.</i>	<i>16</i>
<i>Tabela 3.1 Composição química do material empregado (% em massa dos elementos químicos).....</i>	<i>46</i>
<i>Tabela 3.2 Parâmetros de Nitretação para as amostras do grupo I com um tempo constante de 30 minutos e pressão da mistura gasosa de 5 mbar.</i>	<i>49</i>
<i>Tabela 3.3 Lotes de nitretação e parâmetros empregados no grupo II de experimentos.</i>	<i>50</i>
<i>Tabela 3.4 Dados necessários para obtenção das curvas HK versus c para uma amostra nitretada.....</i>	<i>52</i>
<i>Tabela 4. 1 Médias dos valores de rugosidade Ra e Rz-D de amostras não nitretadas por grupo de acabamento superficial; amostras lixadas em lixa 120, 80 e amostras jateadas.....</i>	<i>79</i>
<i>Tabela 4.2 Valores de rugosidade medidos em amostras polidas antes e após nitretação.</i>	<i>81</i>
<i>Tabela 4.3 Resumo das medições para camada de compostos e zona de difusão de amostras nitretadas a plasma preparadas com diferentes temperaturas e composições gasosas do Grupo I de Experimentos.</i>	<i>94</i>
<i>Tabela 4. 4 Resumo das medições para camada de compostos e zona de difusão de amostras nitretadas a plasma preparadas com diferentes temperaturas e composições gasosas do Grupo II de Experimentos.....</i>	<i>94</i>
<i>Tabela 4. 5 Valores medidos de tensão residual superficial em amostras nitretadas com a mistura gasosa de 5% vol. N₂. Radiações Cu-Kα e Cr-Kα, para os planos {211} do ferro-α.</i>	<i>112</i>
<i>Tabela 4. 6 Desempenho de algumas ferramentas testadas diretamente em ambiente industrial de produção.....</i>	<i>121</i>
<i>Tabela 4. 7. Condições das brocas ensaiadas em furação.</i>	<i>126</i>
<i>Tabela 5. 1 Medições de camada em amostras polidas.....</i>	<i>140</i>
<i>Tabela 5. 2 Correções com relação aos efeitos de composição química na tensão residual (ferro- α, radiação cromo, espaçamentos interplanares corrigidos e profundidade da zona de difusão determinada por GDOS).</i>	<i>147</i>

Resumo

No presente trabalho foram geradas diferentes condições superficiais em amostras e brocas do aço rápido AISI M2 através de polimento, lixamento e jateamento das superfícies. As amostras e brocas foram nitretadas a plasma variando-se a temperatura, para duas diferentes composições da mistura gasosa: 5%vol. N₂ e 76% vol. N₂ em hidrogênio. As superfícies (não nitretadas e nitretadas) foram caracterizadas quanto a microestrutura, rugosidade, microdureza, composição química, composição de fases e o estado de tensões residuais. Embora algumas análises tenham sido realizadas nas brocas, a maior parte delas foi feita nas amostras cilíndricas tendo-se em vista a geometria complexa das ferramentas que dificulta a caracterização direta. Algumas ferramentas nitretadas a plasma foram testadas em ambiente de produção e as brocas foram submetidas a ensaios de usinagem. Durante os ensaios de usinagem com brocas os esforços de corte e o desgaste de flanco foram avaliados.

A mistura gasosa pobre em nitrogênio evitou a formação da zona de compostos e, com o emprego da mistura gasosa rica em nitrogênio foi formada uma zona de compostos de (carbo)nitretos $\epsilon\text{-Fe}_{2,3}(\text{C})\text{N}$ na superfície das amostras. Foram medidas altas tensões residuais compressivas na zona de difusão de amostras nitretadas, mostrando um aumento com o aumento da temperatura de nitretação a plasma para o caso de amostras polidas. Uma significativa influência do estado superficial antes da nitretação nas propriedades finais obtidas foi encontrada e seus principais aspectos discutidos: menores profundidades de camada em amostras lixadas e jateadas quando comparadas a amostras polidas foram atribuídas as altas tensões residuais compressivas presentes na superfície e logo abaixo da superfície antes da nitretação, especialmente para o caso de amostras jateadas.

Testes com ferramentas em ambiente industrial de produção demonstraram possibilidades de ganho de vida significativos com a nitretação a plasma. Em ensaios de laboratório as brocas submetidas ao jateamento apresentaram o melhor comportamento, o que foi explicado principalmente pela remoção de material recalcado sobre os gumes e a introdução de tensões residuais compressivas. Juntamente com o jateamento prévio a utilização da mistura gasosa pobre em nitrogênio na nitretação a plasma levou aos menores valores de desgaste de flanco, enquanto a mistura rica em nitrogênio reduziu os esforços de furação.

Abstract

In the present work different surface conditions were generated on samples and drills of AISI M2 high speed steel by polishing and sand blasting processes. Samples and drills were plasma nitrided at different temperatures with two different compositions of the gas mixture: 5vol.% N₂ and 76vol.% N₂ in hydrogen. Surfaces of non-nitrided and nitrided samples were characterized concerning the microstructure, roughness, microhardness, chemical composition, phase composition and the state of residual stresses. Even though some of the analyses were carried on drills, most part of them were carried on samples since tools possess a complex shape which difficults the direct characterization. Some plasma nitrided tools were tested in industrial production and the drills submitted to machining tests. During machining tests the drilling forces and flank wear were evaluated.

The gas mixture of 5vol% N₂ avoided the compound layer formation during plasma nitriding. It was found a ϵ - (carbo)nitride layer on top of samples plasma nitrided with the use of 76vol.% N₂ gas mixture. High compressive residual stresses were measured on samples surface in diffusion zone, which increased with nitriding temperature for polished samples. A significant influence of the surface state prior nitriding on final properties was found and their main aspects discussed: thinner nitrided layers on ground and sand blasted samples were attributed to high compressive residual stresses on surface and near surface areas before nitriding, specially for the case of sand blasted samples.

The industrial production tests demonstrated good possibilities of tool-life improvement by the application of plasma nitriding. In the machining tests with drills, the plasma nitrided drills which were sand blasted before showed the best behavior, which was explained by the removal of overlapped material from cutting edges and introduction of compressive residual stresses. Associated to prior sand blasting the lower nitrogen concentration in the gas atmosphere gave the smallest drill flank wear while the higher nitrogen concentration gave a reduction of drilling forces.

1 Introdução

É bem conhecido que não somente a resistência mecânica, a tenacidade e a geometria afetam o desempenho de ferramentas de corte fabricadas de aço rápido, mas também exerce grande influência a condição superficial. A condição (ou estado) superficial é caracterizada pela topografia da superfície, microestrutura, dureza, composição química, composição de fases, tensões residuais e textura cristalográfica.

A nitretação é um processo tecnológico de grande importância para a melhoria de propriedades dependentes do estado superficial de peças em ligas ferrosas, tais como, resistência ao desgaste, à corrosão e a fadiga.

Os avanços recentes no processo de nitretação, especialmente na nitretação a plasma, tem ampliado a faixa de aplicações para praticamente todos os tipos de ligas ferrosas, ligas de alumínio e de titânio. A nitretação a plasma apresenta, ainda, uma série de vantagens em relação aos processos denominados convencionais (nitretação gasosa e líquida), tais como, o caráter não poluente, as baixas temperaturas necessárias (no caso de ligas ferrosas, tão baixas quanto 350°C) para o tratamento adequado de componentes de aço e a possibilidade de um maior controle sobre as características das camadas geradas.

O processo de nitretação a plasma é realizado em um reator que consiste de uma câmara onde o ar é substituído por uma atmosfera nitretante (normalmente uma mistura de N₂ e H₂) a baixa pressão. Através de um campo elétrico as moléculas do gás são ionizadas formando o plasma. O material é aquecido pelo bombardeamento iônico de sua superfície até temperaturas propícias para a difusão do nitrogênio. Na interface plasma-metal ocorrem os fenômenos responsáveis pela sustentação do plasma e difusão do nitrogênio para o interior do material.

A camada nitretada nos aços é usualmente subdividida em uma zona de compostos, formada por (carbo)nitretos de ferro (ϵ -Fe_{2,3}(C)N) e γ' -Fe₄N) e uma zona de difusão que se estende para o interior do material a partir da zona de compostos. A zona (ou camada) de compostos pode ser encontrada na superfície e a uns poucos micrômetros abaixo desta, porém sua formação e composição dependem do processo de nitretação utilizado, parâmetros empregados e do aço sendo nitretado. Na zona de difusão os átomos de nitrogênio podem estar dissolvidos intersticialmente no reticulado do ferro e formarem nitretos de ferro e/ou na

presença de elementos de liga com uma afinidade forte pelo nitrogênio, por exemplo Al e Cr, formarem nitretos finamente dispersos que precipitam já na temperatura de nitretação.

Os principais parâmetros de processo na nitretação a plasma são a composição e pressão da mistura gasosa, temperatura das peças, tempo de tratamento e os parâmetros elétricos (tensão e corrente), sendo que os últimos são expressos, principalmente, em termos da densidade de corrente na superfície das peças. Através da modificação dos parâmetros de nitretação a plasma é possível exercer um certo grau de controle sobre a formação de nitretos na zona de compostos ou evitá-la se desejado, além de controlar a profundidade da zona de difusão e algumas de suas características microestruturais. Entretanto, estas possibilidades de controle dependem da resposta à nitretação de uma material específico.

Todas as características ligadas ao estado superficial após nitretação influenciarão no comportamento da camada nitretada em serviço. Uma das mais importantes características da camada nitretada é a presença de tensões residuais compressivas geradas pelo processo de nitretação que influencia, por exemplo, na resistência a fadiga de um componente nitretado. Na nitretação gasosa os efeitos predominantes responsáveis pela geração de tensões residuais, os quais podem também ser considerados na nitretação a plasma, são:

- Mudança da composição química na zona de difusão;
- Formação de precipitados na zona de difusão;
- Mudança de volume durante o crescimento de diferentes fases na camada de compostos;
- Efeitos térmicos que ocorrem, por exemplo, durante o resfriamento devido aos coeficientes de expansão térmica diferentes entre os nitretos em relação a matriz, ou campos de deformação causados por distorções do reticulado.

A nitretação e especialmente a nitretação a plasma podem ser usadas como tratamentos superficiais para aços ferramenta. As temperaturas aplicadas na nitretação a plasma estão bem abaixo da temperatura de revenimento dos aços rápidos, o que permite uma estabilidade das propriedades do núcleo das peças após o tratamento destes materiais.

As ferramentas em aços rápidos são usualmente sujeitas a duras condições de trabalho que requerem uma combinação ótima de propriedades mecânicas como por exemplo: alta dureza com simultânea boa tenacidade. Além disso, as ferramentas são, normalmente, levadas

as suas formas finais por operações de retificação após o tratamento térmico. Estes processos de fabricação e de tratamentos térmicos complexos levam a custos altos de fabricação. O aumento da vida útil de ferramentas de corte tem um impacto econômico importante, pois representa menor número de reafiações, menos ferramentas em uso e menor tempo total despendido na troca de ferramentas. Todos estes fatores justificam os esforços na aplicação de tratamentos superficiais a ferramentas de corte.

Embora grandes avanços tenham sido alcançados no desenvolvimento de processos de nitretação a plasma, ainda existe um grande número de variáveis que influenciam os resultados de maneira pouco conhecida e que geram uma significativa variação na resposta à nitretação de um material. Ainda, as zonas de compostos e de difusão em aços ferramenta consistem de uma multiplicidade de fases de carbonetos, carbonitretos e nitretos de ferro e de elementos de liga e podem exibir diferentes estados de tensões residuais e de textura cristalográfica, além de topografia superficial. Praticamente não existe informação na literatura a respeito dos parâmetros adequados para o tratamento de nitretação a plasma (ou por processos convencionais) em função de aplicações específicas de ferramentas de corte.

É conhecido que a condição de uma ferramenta, principalmente o da sua superfície, antes da aplicação de um tratamento superficial ou revestimento, afeta diretamente o desempenho em serviço, determinando muitas vezes o sucesso ou não do tratamento. É de se esperar, também que o estado superficial influencie na própria formação de camadas nitretadas e em suas propriedades. Deste modo, procurou-se neste trabalho investigar a influência de diferentes estados superficiais que podem ser encontrados em ferramentas sobre a formação das camadas nitretadas e no desempenho de ferramentas de corte.

Tendo-se em vista o exposto nos parágrafos precedentes, o presente trabalho pretende contribuir no entendimento do comportamento em nitretação de aços rápidos, sob os seguintes aspectos principais:

- Influência de diferentes estados superficiais antes da nitretação a plasma nas propriedades de zonas de compostos e de difusão;
- Influência dos parâmetros de nitretação a plasma sobre as propriedades da camada nitretada através da comparação de propriedades superficiais antes e após a nitretação a plasma;

- Identificação das características do desgaste de brocas após a nitretação a plasma com e sem zona de compostos;

Para o desenvolvimento deste trabalho foi utilizado o aço rápido ABNT M2, de amplo emprego como material de ferramentas de corte. Foram geradas diferentes condições superficiais em amostras cilíndricas antes da nitretação, tais como superfícies lixadas (emprego de lixas 120 e 80), polidas e jateadas com alumina. Na nitretação a plasma variou-se a temperatura das amostras, para duas composições diferentes da mistura gasosa. As camadas geradas foram caracterizadas analisando-se a influência dos parâmetros de nitretação e da condição superficial prévia das amostras.

Superfícies polidas foram empregadas como uma condição de referência devido a menor região superficial deformada e também por facilitar o emprego de diversas técnicas de análise e, deste modo, sendo úteis na investigação da influência dos parâmetros de nitretação.

Finalmente, alguns testes de usinagem foram realizados com brocas do aço rápido ABNT M2, algumas delas submetidas a um jateamento controlado com alumina antes da nitretação. Um esforço foi realizado no sentido de caracterizar as camadas nitretadas das brocas diretamente, apesar da geometria complexa.

2 Revisão Bibliográfica

2.1 Aços Rápidos

Os aços rápidos são usados em ferramentas de corte de todos os tipos, tais como machos, alargadores, cossinetes, fresas e brocas. Eles também são usados em aplicações de trabalho a frio face de sua alta resistência ao desgaste e, ocasionalmente, em aplicações de trabalho a quente onde sua resistência a temperatura é suficiente e sua tenacidade relativamente baixa possa ser acomodada[1]. Considera-se que a temperatura suportada pelo aço rápido AISI M2 seja em torno de 610 °C [60] nas superfícies em contato.

As propriedades de maior influência na eficiência de corte de uma ferramenta são :

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

Dureza a quente - É a capacidade de resistir ao amolecimento a elevadas temperaturas. Esta propriedade está associada, basicamente, ao endurecimento secundário. Este endurecimento secundário decorre de uma combinação de dois processos:

- a) Transformação da austenita retida em martensita pelo resfriamento subsequente ao revenido.
- b) Precipitação muito fina de carbonetos complexos (ação de elementos de liga).

Admite-se que a transformação da austenita retida tem efeito inferior a precipitação de carbonetos. O endurecimento secundário se deve, então, principalmente, a precipitação dos carbonetos complexos associado ao revenimento da martensita e pela resistência dos mesmos a coalescer durante o trabalho das ferramentas. Neste sentido, os melhores elementos são o tungstênio (W), molibdênio (Mo), cobalto (com W e Mo), vanádio (V) e cromo (Cr). Admite-se o seguinte: os átomos desses elementos, principalmente W e Mo, têm 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 necessária a difusão simultânea de W e C ou Mo e C e de Cr e V.

Tenacidade - É a combinação adequada de resistência mecânica e ductilidade do aço. É influenciada, principalmente, por três fatores:

- a) Dureza - Para ferramentas temperadas a diminuição de dureza aumenta a tenacidade. Por outro lado, ocorre a redução de resistência ao desgaste.
- b) Tamanho de grão - Este é o único fator com o qual se pode melhorar a tenacidade e a resistência ao desgaste abrasivo simultaneamente. Com a diminuição do tamanho de grão tem-se um leve aumento de dureza e uma melhoria 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 nucleação e propagação de trincas, enquanto que regiões de baixa concentração vão apresentar menor resistência ao desgaste.

Resistência ao desgaste - É a capacidade da região da ferramenta em contato com a peça que está sendo usinada em suportar os mecanismos de desgaste a que é submetida. Essa propriedade depende da natureza e composição da matriz, dos carbonetos precipitados responsáveis pela dureza secundária, da quantidade de carbonetos de liga e de sua natureza. O carboneto de vanádio é o mais duro até temperaturas de 100 °C e, acima de aproximadamente 400 °C, o carboneto de tungstênio passa a apresentar uma dureza superior.

O aço rápido AISI M2 tratado contém, além dos carbonetos primários (M_6C e MC) consideravelmente refinados, carbonetos pré-precipitados durante o resfriamento da temperatura de têmpera e os carbonetos secundários formados na martensita durante o revenimento. Os carbonetos do tipo MC (contém praticamente todo o V do aço rápido) são provavelmente constituídos de V, Fe e menos provavelmente de W e Mo. Após o revenimento os carbonetos do tipo M_2C (podendo aparecer como Mo_2C em pequena quantidade) podem substituir os do tipo M_6C , podendo ser encontrados ainda carbonetos do tipo $M_{23}C_6$ [2].

2.2 Desgaste das Ferramentas de Corte de Aço Rápido

Em quase todas as operações de usinagem industrial a ação de corte altera gradualmente a forma dos gumes (arestas) de corte de tal modo que, após algum tempo a ferramenta para de cortar eficientemente, ou falha por completo [3]. A fixação do ponto representativo do fim da vida de uma ferramenta é fundamental no estudo da usinabilidade. Segundo Stemmer [4] as falhas e desgastes da ferramenta podem ter as seguintes formas: (a) lascamento e fratura; (b) desgaste de flanco (superfície de folga); (c) desgaste na face (superfície de saída); (d) deformação.

O critério para o fim de vida da ferramenta é muito variado; a ferramenta pode ser reafiada ou trocada quando ela falha ou para de cortar; quando a temperatura começa a aumentar; quando a operação torna-se excessivamente ruidosa ou a vibração se torna intensa; quando as dimensões ou o acabamento superficial da peça muda ou quando a forma da ferramenta mudou de alguma quantidade específica[3,4]. Além destes critérios, pode-se analisar a formação dos cavacos, as forças de corte e de avanço ou a potência. Frequentemente, em aplicações práticas a habilidade do operador é necessária para detectar sintomas do fim de vida da ferramenta, para evitar a falha catastrófica da ferramenta[4].

A mudança da forma do gume de corte da ferramenta é muito pequena e raramente pode ser observada adequadamente a olho nu. Em geral, é necessário uma ampliação de pelo menos 30X, mesmo para diagnósticos preliminares do caráter do desgaste da ferramenta. Normalmente são medidas a largura da marca de desgaste no flanco (superfície de folga) e a profundidade da cratera ou faixa remanescente entre o gume e o início da cratera na superfície de saída da ferramenta [3,4,14].

A forma do gume da ferramenta pode ser modificado por *deformação plástica*, além de ser modificada pelo *desgaste*. A distinção é que um processo de desgaste sempre envolve alguma perda de material da superfície da ferramenta, embora ele possa também incluir, localmente, deformação plástica, de tal modo que não existe uma fronteira bem definida para a separação dos dois processos[3]. O desgaste pode tomar muitas formas, sendo que não existe um critério único de classificação dos tipos de desgaste.

Quatro mecanismos básicos, que podem operar sozinhos ou em várias combinações, produzem desgaste da ferramenta: desgaste por difusão (*diffusion wear*), desgaste por adesão (*adhesion wear*), desgaste por abrasão (*abrasion wear*) e desgaste eletroquímico (*electrochemical wear*) [5]. Estes mecanismos básicos podem incluir outros mecanismos mencionados na literatura: oxidação ou corrosão[6] e fadiga superficial [7].

A maioria dos pesquisadores concorda que a maior parte do desgaste de ferramentas é conseqüência dos mecanismos de adesão e difusão [5].

A relação entre a performance geral em usinagem de uma ferramenta e o desenvolvimento progressivo de vários tipos de desgaste de ferramenta em diferentes faces da ferramenta é extremamente complexo, uma vez que o desgaste da ferramenta pode alterar

significativamente a configuração/geometria original da ferramenta. Até o presente momento, nenhuma teoria efetiva pode descrever estas inter-relações analiticamente [8].

Tanto a abrasão quanto a difusão, podem causar desgaste em ferramentas de corte, mas eles são essencialmente processos que acontecem em *condições de deslizamento* entre duas superfícies. Estes processos são tratados *no modelo clássico de fricção*[3].

Existem regiões da superfície da ferramenta e condições de corte, onde o material de trabalho sendo usinado desliza sobre a ferramenta como no modelo clássico de fricção, mas é característico da maioria das operações de corte industriais que as duas superfícies estejam aderidas uma a outra ou soldadas uma a outra, ou seja, nestas condições, não existe deslizamento na interface metal/ferramenta de corte e para que haja o movimento relativo entre a ferramenta e o material sendo usinado deve ocorrer um cisalhamento em uma região fora da interface [3,14].

Nas condições descritas acima, existe um padrão de fluxo no material de trabalho próximo ao gume de corte da ferramenta e nas faces da ferramenta, o qual é característico do metal ou liga sendo usinada e das condições de corte. Um padrão de fluxo e um gradiente de velocidade dentro do material de trabalho, aproximando-se de zero na interface ferramenta/peça, são a base do modelo para o movimento relativo sob condições de aderência (“conditions of seizure”), a fim de substituir o modelo de fricção clássico de condição de deslizamento.

Os mecanismos responsáveis pela modificação na forma de ferramentas de aço rápido quando cortando aço e outros metais de alto ponto de fusão podem ser divididos, segundo Trent [3] em:

- 1) Cisalhamento em altas temperaturas;
- 2) Deformação plástica por tensões compressivas;
- 3) Desgaste por difusão;
- 4) “Attrition wear”;
- 5) Desgaste por abrasão;
- 6) Desgaste sob condições de deslizamento.

O *cisalhamento em altas temperaturas* é caracterizado pela formação de cratera na superfície de saída. A cratera é localizada na parte mais quente da superfície de saída. Mesmo

um material de baixo limite de escoamento, como, por exemplo, o ferro puro pode exercer uma tensão alta o suficiente para cisalhar o aço rápido, removendo material da ferramenta. Este tipo de desgaste da ferramenta ocorre em condições de adesão (“condition of seizure”). Isto é possível porque (1) o limite de escoamento é reduzido de maneira significativa em altas temperaturas e (2) a taxa de encruamento do aço baixo carbono na zona de fluxo é muito alta, enquanto a taxa de encruamento do aço rápido, embora não tenha sido estimada, pode ser mais baixa em várias ordens de magnitude. Em ambos os materiais o limite de escoamento sobe com a taxa de deformação (encruamento).

O cisalhamento sempre ocorre nas regiões de mais alta temperatura na interface metal/ferramenta, e quando cortando ligas de níquel, ele foi observado no gume de corte onde altas temperaturas são geradas com esses materiais. Ele também pode ser observado no flanco da ferramenta (superfície de folga) quando a ferramenta já está desgastada de forma severa, levando a altas temperaturas.

O cisalhamento em altas temperaturas não é freqüentemente observado sob condições industriais de corte, mas ele é uma forma de desgaste que estabelece um limite para as velocidades de corte e de avanço que podem ser usadas quando usinando materiais de alto ponto de fusão com ferramentas de aço rápido. É muito improvável que este mecanismo de desgaste seja observado quando se usina ligas de alumínio ou de cobre, desde que, com estes materiais de baixo ponto de fusão, ambos os fatores, as temperaturas geradas e os limites de escoamento dos materiais, são muito mais baixos.

A deformação plástica por tensões compressivas é uma deformação mais do que um processo de desgaste, desde que nenhum material é removido, mas ela resulta em um aumento nas forças de corte, e favorece ou acelera processos que reduzem a vida da ferramenta. Quando a velocidade de corte aumenta, as tensões próximas ao gume provavelmente não aumentam e podem até mesmo serem reduzidas, mas a temperatura aumenta, o limite de escoamento do aço ferramenta é reduzido, e a deformação inicia quando a ferramenta já não é capaz de resistir aos esforços devido a redução de sua resistência. Este mecanismo de deformação juntamente com a remoção de material pelo cisalhamento, são os dois mecanismos que freqüentemente estabelecem o limite para a velocidade de corte e de avanço que podem ser usados.

Com maiores durezas do material a ser usinado, maior a probabilidade de ocorrência de deformação. O limite superior de dureza que é normalmente considerado para a operação com ferramentas de aço rápido é de 350 HV para aços, embora aços com durezas de até 450 HV possam ser usinados em velocidades de corte suficientemente baixas. A deformação normalmente leva à falha inesperada da ferramenta por fratura ou por aquecimento localizado.

O *desgaste por difusão* é possível em regiões onde existe o contato entre a ferramenta de corte e o metal de trabalho e as temperaturas são altas o suficiente para que ocorra uma difusão apreciável de átomos. Deste modo, a ferramenta pode ser desgastada devido a difusão de átomos de carbono e ferro da ferramenta para o metal sendo usinado e que são levados pelo metal fluindo sobre a superfície da ferramenta [5].

Com as ferramentas de aço rápido operando nas condições usuais de corte, as taxas de desgaste por difusão são relativamente baixas. Em altas temperaturas e altas velocidades de corte, a difusão é acelerada, mas o desgaste por difusão é superposto pela deformação plástica que é um mecanismo de desgaste muito mais rápido. A difusão pode, entretanto ser responsável pela formação de crateras, quando são utilizadas velocidades logo abaixo daquelas nas quais a deformação plástica por cisalhamento começa, e é provavelmente o mais importante processo de desgaste responsável pelo desgaste de flanco no intervalo de altas velocidade de corte. A taxa de desgaste por difusão é muito dependente da relação metalúrgica entre a ferramenta e o material de trabalho e isto é importante quando se usina diferentes materiais como titânio ou cobre. Ele é de maior importância para ferramentas de carbonetos cementados do que para aços rápidos.

O mecanismo de "*attrition wear*", descrito por Trent, ocorre em velocidades de corte relativamente baixas, quando as temperaturas são baixas, e o desgaste baseado no cisalhamento plástico ou difusão não ocorre. O fluxo de material que passa pelo gume de corte é mais irregular, menos laminar, o *gume postiço* (material fortemente aderido sobre os gumes) pode ser formado e o contato do material com a ferramenta se torna menos contínuo. Sob estas condições, fragmentos de tamanho macroscópico são arrancados de forma intermitente da superfície da ferramenta.

Ao examinar-se a ferramenta quando o corte é cessado, pode freqüentemente ser observado que o gume da ferramenta, abaixo do material sobre ele aderido (*gume postiço*), se

apresenta com uma superfície desgastada irregular. Em operações de corte contínuo usando ferramentas de aço rápido, “*attrition wear*” é usualmente uma forma de desgaste lenta, mas uma destruição mais rápida do gume de corte ocorre em operações envolvendo interrupções de corte, ou quando há vibração severa devido a um rigidez insuficiente da máquina ferramenta ou superfícies de corte muito irregulares. Este mecanismo como descrito por Trent, na verdade envolve a combinação de mecanismos básicos de desgaste, principalmente a adesão e a abrasão.

O *desgaste por abrasão* de ferramentas de aço rápido ocorre quando há a presença no material de trabalho de partículas mais duras do que a matriz martensítica da ferramenta. Carbonetos duros, óxidos e nitretos estão presentes em muitos aços, em ferros fundidos e em ligas de níquel, mas existe pouca evidência experimental direta para indicar que a abrasão por essas partículas têm um papel importante no desgaste das ferramentas[3]. No entanto, a abrasão é intuitivamente considerada como a principal causa de desgaste e a literatura no assunto freqüentemente descreve o desgaste da ferramenta em geral como abrasivo. As partículas duras podem, além de inclusões abrasivas na peça de trabalho, ser fragmentos de aresta postiça ou partículas do material da ferramenta removidos por adesão [5].

Desgaste sob condições de deslizamento – Nas partes da interface onde o deslizamento ocorre, tanto de forma contínua ou intermitente, outros mecanismos de desgaste atuam e, sob condições favoráveis, podem causar um desgaste acelerado nestas regiões. As partes da superfície particularmente afetadas são as áreas de contato intermitente, nas superfícies de saída e na superfície de folga. As baixas velocidades de corte e a presença de uma lubrificação efetiva favorecem as condições de deslizamento. Os mecanismos de desgaste que operam nestas regiões de deslizamento são, provavelmente, aquelas que ocorrem sob condições mais normais de engenharia entre superfícies em deslizamento relativo, envolvendo a abrasão e a difusão e influenciadas significativamente pelas interações químicas com a atmosfera no entorno (mecanismos de corrosão e oxidação).

Dentre os mecanismos de falha normalmente considerados em condições mais normais de deslizamento, podem-se destacar aqui a *fadiga superficial* e o “*fretting*”. Em operações onde ocorre corte interrompido muito freqüentemente, como em fresamento, muitas trincas curtas são normalmente observadas na ferramenta, perpendicularmente ao gume de corte. Estas trincas são causadas pela expansão e contração alternada da camada superficial quando

esta é aquecida durante o corte, e resfriada por condução de calor para o corpo da ferramenta durante os intervalos de corte. Este é um mecanismo de *fadiga térmica*. Se as trincas se tornam muito numerosas elas podem se juntar, causando o desprendimento de pequenos fragmentos do gume de corte [3]. O mecanismo de fadiga térmica é comum em ferramentas de metal duro.

Pequenas trincas também podem se originar devido as cargas alternadas e ou vibração e depois se propagarem por fadiga. Um processo assim é normalmente descrito na literatura para pequenas amplitudes de deslocamento entre superfícies em contato e é denominado na literatura em língua inglesa como "*Fretting Fatigue*".

Quando duas superfícies curvas estão pressionadas uma contra a outra são desenvolvidas tensões tridimensionais. A distribuição das tensões de contato (tensões de Hertz) é tal que a tensão de cisalhamento máxima ocorre a uma pequena distância da superfície, de tal modo que uma falha iniciaria abaixo da superfície. As presença de trincas superficiais ou abaixo da superfície, sejam quais forem suas origens, podem agir como concentradores de tensões, através das quais a fratura pode iniciar por fadiga ou outras causas. A trinca pode progredir até a superfície levando ao desprendimento de um fragmento de metal.

Em geral, os processos de cisalhamento plástico, deformação sob tensões compressivas, e desgaste por difusão são importantes em altas taxas de remoção de metal onde as temperaturas são altas, e suas ações são aceleradas a medida que a velocidade de corte aumenta. São estes processo que estabelecem o limite de remoção de material. Em baixas velocidades de corte, a vida da ferramenta é normalmente determinada pelos mecanismos de abrasão, "attrition" ou um processo de desgaste em condições de deslizamento, ou, ainda, por fratura [3].

2.3 Operação com Brocas

A furação com brocas é uma operação de desbaste. Operações subseqüentes muitas vezes são requeridas para dar ao furo as necessárias características operacionais, tais como melhor precisão dimensional, maior precisão de forma e de alinhamento e melhor acabamento superficial [9].

As operações de furação são realizadas sob condições relativamente severas: 1. A velocidade de corte não é uniforme, mas varia desde zero no centro do furo até um máximo na periferia; 2. O fluido de corte que deve atuar como refrigerante e lubrificante, bem como meio de transporte dos cavacos, chega com dificuldades ao gume da ferramenta, onde é mais necessário [9, 10].

As brocas helicoidais são as ferramentas mais usadas na execução de furos. Os conceitos básicos e a nomenclatura das diversas partes das brocas helicoidais são definidas pela norma ABNT – TB-111 (DIN-412). A norma ABNT-EB-621 (DIN-1414) dá as diretrizes para a fabricação e aplicação de brocas helicoidais de aço rápido.

A Figura 2. 1 mostra os vários componente de uma broca helicoidal, os quais são comentados na seqüência:

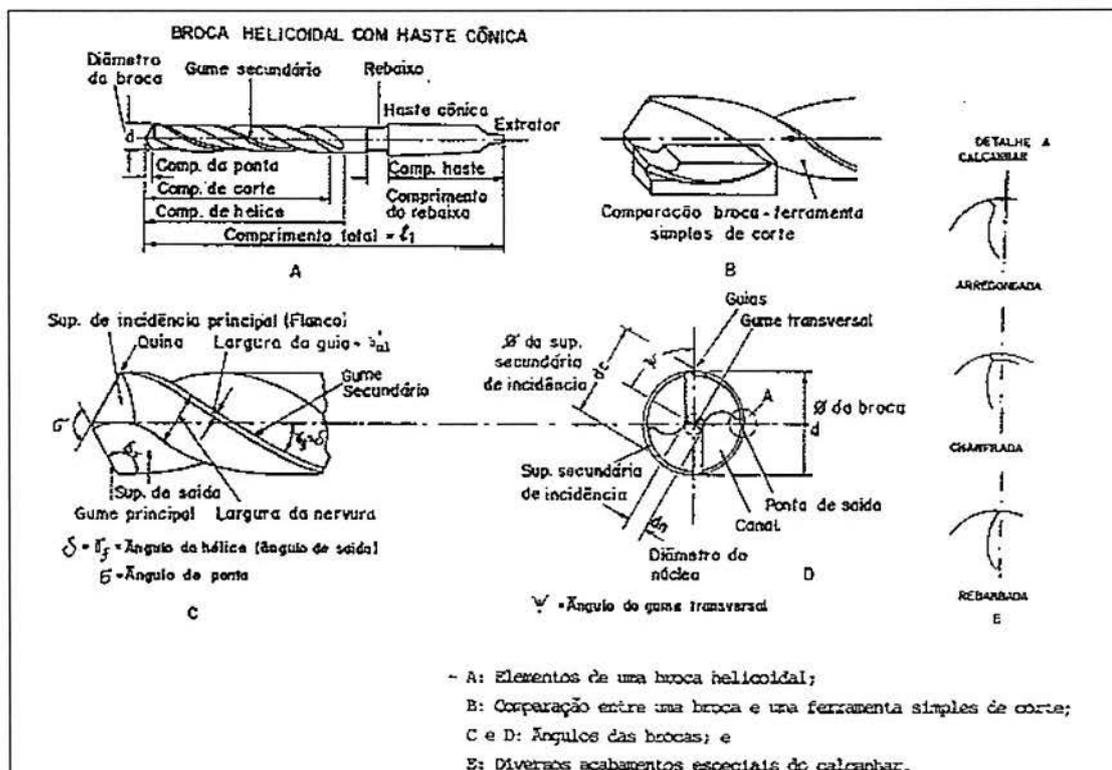


Figura 2. 1 Principais componentes de uma broca helicoidal

Canais helicoidais – destinados a criar espaço para a remoção dos cavacos.

Dois gumes principais – cada gume pode ser analisado de forma análoga a uma ferramenta simples de corte. Os dois gumes principais, vistos de frente, são paralelos entre si e vistos de lado formam entre si o ângulo de ponta, cujo valor depende do

material a ser furado e das condições de trabalho. O valor usual para a furação de aço é de 118° [9, 10].

Gume transversal – situado na ponta da broca, liga entre si os gumes principais. Seu comprimento depende do diâmetro da alma (núcleo da broca), que corresponde à distância, vista de frente, entre os gumes principais.

Guias e nervuras – Constituem a parte sólida da broca. Para reduzir o atrito da broca no furo, o trabalho de direcioná-la é realizado pela guia (primeiro flanco secundário), de pequena espessura.

Um tipo especial de broca são as brocas de centro, usadas para marcar o centro dos furos, especialmente em peças que deverão ser usinadas “entre pontas”. As normas prevêem furos que deverão ter uma parte escareada com ângulo de 60° ou 90° ou ter um segundo ângulo, de proteção, de 120° . As brocas padronizadas (DIN 320 e DIN 333) já produzem diretamente os furos de centro padronizados. O número de reafiações destas brocas é limitado. São, na verdade, ferramentas combinadas de furar e escarear (Figura 3.2).

A velocidade de corte é sempre referida ao diâmetro da broca. Pelas condições mais difíceis de usinagem, as velocidades de corte recomendadas para brocas são aproximadamente a metade das recomendadas para operações de torneamento de desbaste. Os avanços possíveis dependem do tipo de material da peça, do diâmetro da broca e rigidez da máquina (para brocas de diâmetro maior). Os avanços dados em mm/rot., se situam usualmente entre 0,5% (materiais tenazes e brocas grandes) e 2% (materiais macios e brocas pequenas) do diâmetro da broca [9].

2.3.1 Esforços na Furação

O momento torçor para cada cunha cortante (Figura 2. 2) é dado por:

$$M_{t1} = \int_{r_n}^R P_{c1} \cdot r \cdot dr \quad \text{Equação 2. 1}$$

$$M_{t2} = \int_{r_n}^R P_{c2} \cdot r \cdot dr \quad \text{Equação 2. 2}$$

Para o cálculo de um raio equivalente seria necessário conhecer a distribuição da força de corte ao longo do raio. Como as arestas de corte não são perfeitamente iguais, não há

interesse de se calcular o raio equivalente r_e para cada broca ($M_t = P_{c1} \cdot r_{e1} + P_{c2} \cdot r_{e2}$). Vários autores admitem como “força ideal de corte”, a partir do momento médio, a força obtida pela expressão [10], onde D é o diâmetro da broca e M_t o momento torçor.

$$P_c = \frac{M_t}{0,5 \cdot D} \quad \text{Equação 2.3}$$

Para a força de avanço, pode-se ter um desenvolvimento analítico equivalente ao do momento de torção. Uma possível distribuição das forças na direção normal de furação é mostrada na Figura 2.3. No caso em que as forças de avanço são equivalentes nos dois gumes cortantes, tem-se a linha de ação coincidindo com o eixo da broca. Na maioria dos casos práticos, no entanto, isto não se verifica, de maneira que existe na ponta da broca um momento fletor (dado por $M = P_{a1} \cdot r_{a1} - P_{a2} \cdot r_{a2}$).

Para o estabelecimento de uma fórmula empírica que permita calcular a força de avanço em qualquer condição de furação, não há inconveniente em admitir uma distribuição simétrica da força ao longo das duas arestas cortantes [10].

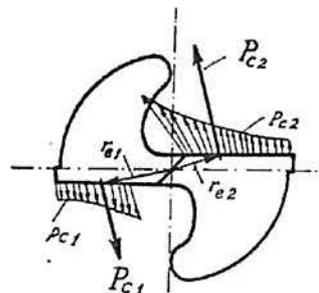


Figura 2.2 Distribuição assimétrica das forças de corte nas arestas principais de uma broca [10].

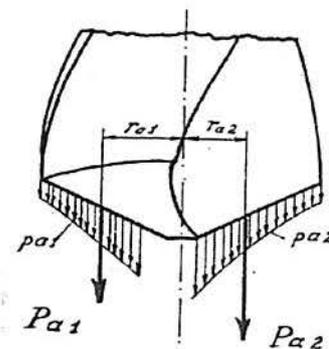


Figura 2.3 Distribuição assimétrica das forças de avanço nas duas arestas principais de uma broca.

Fórmulas experimentais como as de Kienzle, Kronenberg e de Oxford & Shaw, Spur e H. Daar, permitem estimar o momento de torção e a força de avanço na furação em cheio, ou seja sem pré-furo [10]. As que permitem maior precisão são as de Kronenberg e Daar. Todas estas fórmulas levam em conta diretamente o diâmetro da broca, avanço, e o material furado. Outros fatores como o geométrico (ângulo de ponta, ângulo de hélice, etc.), o estado de afiação (o qual exerce influência apreciável somente nos primeiros furos), o fluido de corte, e o material da broca são incluídos na fórmula de maneira implícita, realizando os ensaios de furação em condições que se aproximem das condições práticas (ângulo de ponta 118° , ângulo de hélice 30°).

Ficou provado, experimentalmente, que a influência da velocidade de corte da broca sobre o momento de torção é muito pequeno, podendo ser desprezada em uma primeira aproximação [10].

Experimentalmente a força de avanço e o momento torçor necessários para a furação com broca dependem dos esforços (de corte, deformação e atritos) em diferentes regiões da broca[9,10]:

- a- O esforço de corte do material nos dois gumes principais.
- b- O corte e esmagamento do material pelo gume transversal.
- c- Atrito das guias da broca e dos cavacos nas paredes do furo, atrito do cavaco nos canais da broca e atrito dos flancos (superfície de incidência) da broca sobre o fundo do furo.

Inúmeros ensaios quantificaram a participação destes três fatores, sendo estes resultados apresentados na Tabela 2. 1.

Tabela 2. 1 Participação dos gumes principais e transversal e do atrito nos esforços de corte durante furação. Os valores entre parênteses foram obtidos de Ferraresi [10] e os valores fora dos parênteses de Stemmer [9].

Fatores	Força de Avanço F_f	Momento M_t
Gumes principais	40 a 50% (39 a 59%)	70 a 90% (77 a 90%)
Gume transversal	45 a 58% (40 a 58%)	3 a 10%
Atritos	2 a 5%	5 a 20% (3 a 13%)

2.3.2 Desgaste de brocas helicoidais

O desgaste de uma broca é observado principalmente em dois pontos: na ponta da aresta cortante, próximo a periferia da broca onde a velocidade de corte é máxima e na aresta transversal de corte, sendo então indício de um avanço exagerado [10].

A análise do desgaste de uma broca permite concluir, para a tarefa em execução, se as condições de corte e a afiação da ponta estão corretas.

A medida que prossegue o desgaste da broca, o momento de torção e a força de avanço aumentam, podendo, em alguns casos, ser relacionados com o desgaste progressivo das arestas cortantes próximo a periferia. A vida de uma broca pode ser definida em termos do comprimento total furado, em determinadas condições de usinagem, até a força de avanço ou o momento de torção alcançarem um aumento de $x\%$ acima do valor inicial. Valores da ordem de 30 a 35 % tem sido sugeridos [10].

2.4 Tratamentos Superficiais de Ferramentas

Além de tratamentos termo-químicos e revestimentos, diversos processos mecânicos podem ser aplicados para modificar o acabamento das diversas superfícies e gumes de ferramentas de corte. Dentre estes processos pode-se citar a limpeza por jato abrasivo, líquido ou vapor, brunimento em tambor e “honing”. Estes processos, em geral, causam uma alteração do padrão mais grosseiro resultante da retificação/esmerilhamento nas superfícies das ferramentas para um mais fino, além da remoção de rebarbas dos gumes. O eletropolimento de asperezas da superfície pela dissolução anódica é outro tipo de procedimento que pode ser aplicado tendo os mesmos efeitos da limpeza por jateamento [5].

A lapidação, polimento ou “honing” podem melhorar o acabamento final, onde ferramentas tem gumes levemente serrados devido à retificação com rebolos muito grosseiros, melhorando a performance em operações nas quais há grande tendência de adesão. Tensões compressivas podem aumentar a resistência dos gumes ou corpos de ferramentas longas sujeita a flexão em uso (p. ex. brocas longas).

Uma técnica que pode ser empregada para melhorar a qualidade de uma ferramenta no que se refere a condição superficial é o jateamento com partículas duras em alta velocidade

(vidro, alumina, zircônia, etc.) na literatura em língua inglesa esta técnica é chamada “microblasting”. Os seguintes efeitos podem ser conseguidos [11]:

- (1) Redução e/ou remoção de rebarbas dos gumes;
- (2) O escoamento lateral e os riscos resultantes da abrasão “abrasive scoring” são efetivamente removidos da superfície do substrato;
- (3) A erosão preferencial do substrato deixa os carbonetos aflorando na superfície em relação a matriz.
- (4) Uma melhoria geral na rugosidade superficial. O “Microblasting” tem o efeito de reduzir o nível dos picos e a variação dos valores medidos na superfície.

Segundo o trabalho de Lewiw et al. [12], a utilização de “microblasting” antes de revestimento com nitreto de titânio (TiN), no caso de serras circulares de aços rápidos, aumenta a vida em operações com altas velocidades de corte. Esta melhoria foi atribuída pelos autores a: (i) remoção de defeitos de manufatura, particularmente ao longo dos gumes de corte de ferramentas, (ii) promoção da formação de uma estrutura de grãos colunares e (iii) uma redução na delaminação entre o revestimento e superfície do substrato[12].

Resultados excelentes são reportados a respeito da melhoria do desempenho de ferramentas como resultado de tratamentos superficiais. O tratamento superficial de aços rápidos é projetado visando a melhoria da interface entre a peça e a ferramenta, visando diminuir a intensidade dos mecanismos de desgaste atuantes [9,14].

Dentre os tratamentos superficiais de ferramentas de corte, podem ser destacados a oxidação, nitretação, cementação, recobrimento de cromo e de sulfeto, e revestimentos depositados por PVD (Physical Vapour Deposition) e CVD (Chemical Vapour Deposition).

O processo (qualquer um) não deve ser usado para aumentar a dureza de ferramentas pequenas (até 5mm de diâmetro) ou daquelas com gumes muito finos, visto que isso pode causar fragilização [13].

Os métodos termo-químicos que são mais universalmente aplicáveis para todos os aços ferramenta são carbonitretação a baixa temperatura, nitretação e nitrocementação (com subsequente oxidação podendo ser aplicada) [13].

Os tratamentos termo-químicos são mais recomendados para ferramentas que retém a camada tratada após reafiação, tanto totalmente (abridores de rosca, fresas helicoidais,

machos, brochas, plainas (“shapers”), machos de tarracha, etc.) ou parcialmente (brocas, alargadores, matrizes,.etc.).

Uma alta dureza ajuda a prevenir o desgaste abrasivo. A redução do coeficiente de fricção pode diminuir a geração de calor e diminuir a adesão e soldagem, sendo uma vantagem na prevenção de desgaste por atrito, difusão e formação de gume postiço. Em alguns casos o revestimento também é associado à retenção de lubrificante (tratamento de oxidação), melhoria da resistência à oxidação e corrosão, ajudando na prevenção do desgaste.

Dados para a condutividade térmica de materiais usados em revestimentos indicam que eles não diferem muito daqueles da ferramenta. Deste modo, um importante fator na prevenção da transferência de calor seria o fato de se evitar bom contato térmico entre o cavaco/material sendo cortado e ferramenta, devido a redução da adesão [14].

Também são importantes elevadas durezas de núcleo, pois aumentam a resistência a deformação plástica e, deste modo, a resistência ao esmagamento (“crushing”) dos gumes de corte em tensões elevadas. Durezas baixas (45-50 HRC ou menos), somente, são úteis nos casos em que não ocorre a falha por esmagamento da superfície de trabalho da ferramenta. Nestes casos a carbonitretação a baixa temperatura ou nitretação, não prejudicam a resistência à fadiga térmica, apesar do fato de que elas causam certa fragilização da camada superficial. Embora o número de trincas térmicas no início possa ser maior, o crescimento para trincas de fadiga térmica maiores é impedido devido a alta resistência da camada superficial ao crescimento das mesmas [13]. A resistência ao crescimento das trincas pelo mecanismo de fadiga pode estar associado ao estado de tensões residuais compressivas da camada nitretada [50].

A seguir será feita uma breve descrição de alguns tratamentos superficiais aplicáveis a ferramentas de corte.

Oxidação-Produzido por tratamento em líquido (30-35% KNO_2 e 65-70% NaNO_3) ou em vapor superaquecido. É aplicável a todas as ferramentas usadas em materiais ferrosos e não ferrosos, incluindo todas as ligas de alta e média resistência e resistentes ao calor. Produz melhores resultados em ferramentas usadas na usinagem de materiais macios com tendência a aderir na ferramenta.

A formação de uma fina camada de óxido Fe_3O_4 (cor azul escura na superfície) até uma espessura de 0,0025mm) diminui a fricção, previne a adesão e retém lubrificante na superfície da ferramenta. O revenimento simultâneo numa temperatura entre 450 °C a 570 °C ajuda, também, a aliviar as tensões residuais da retificação. Em operações de corte intermitente, as vantagens da oxidação são restritas a parte inicial de operação [14]. O filme tem baixa aderência ao substrato e baixa resistência, pode ser arrancado nos estágios iniciais de operação. Sugere-se seu uso após a nitretação para aumentar sua eficiência [13].

Cementação-A cementação (900 – 920 °C) deve preceder a têmpera ou juntamente com a têmpera em atmosfera redutora. Alternativamente ao processo convencional pode ser realizada em cianetação a alta temperatura (850- 870 °C). Aumenta a quantidade de carbonetos nas camadas superficiais, melhorando a resistência a abrasão. A espessura de camada em superfícies de corte é de 13 a 76 µm. Forma uma camada mais espessa, mas menos dura do que a nitretação.

Recobrimento de Cromo-O recobrimento de cromo (normalmente 2,5 a 12,5 µm de espessura) é relativamente caro e devem ser tomadas precauções para prevenir falha em serviço devido à fragilização por hidrogênio. Tradicionalmente o recobrimento é feito eletroquimicamente em banhos de sulfato. O problema de fragilidade assistida pelo hidrogênio pode ser minimizado pelo subsequente aquecimento até 150 °C. A deposição por metalização a vácuo ou vapor são métodos também usados. As camadas de cromo também podem melhorar as propriedades anti-fricção da superfície da ferramenta e aumentar a resistência à abrasão [5].

Recobrimento de Sulfeto-A baixa temperatura com 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.

Revestimentos PVD e CVD-O revestimento mais comumente aplicado por processos PVD e CVD é o de nitreto de titânio. Este revestimento reduz o desgaste na face e no flanco da ferramenta, pela alta dureza de 2000 a 2500 na escala Vickers. A camada de TiN tem de 1 a 3 µm de espessura.

Revestimentos de TiN são aplicados por processos PVD (“Physical Vapour Deposition”), CVD (“Chemical Vapour Deposition”) e por suas variantes assistidas a plasma PACVD e PAPVD (“Plasma Assisted CVD/PVD”). Os processos PVD permitem deposições em temperaturas inferiores a 550 °C (isto é abaixo da temperatura de revenido do aço rápido). O processo CVD tem a desvantagem da utilização de temperaturas superiores, da ordem da temperatura de revenimento do aço rápido ou acima desta. O processo CVD assistido a plasma (PACVD) permite reduzir esta temperatura de tratamento para valores bem inferiores a de revenimento do aço rápido.

Os revestimentos de TiN depositados por diferentes técnicas mostram diferenças nas suas estruturas e propriedades, mas todos os tipos de revestimentos apresentam uma resistência a oxidação limitada, insuficiente adesão em baixas temperaturas do substrato durante deposição, e outros problemas que prejudicam seu desempenho e ampla utilização[59].

Um dos mais promissores revestimentos é o de (Ti,Al)N depositado por técnicas de “sputtering” (“sputter ion plating technique”), especialmente quanto a resistência a oxidação tem que ser melhorada [59].

Os estudos no projeto de revestimentos tem se concentrado nos problemas de aderência ao substrato, na performance de TiC, TiN, HfN, TiCN, Al₂O₃ e várias combinações destes compostos, na estrutura do revestimento propriamente dita, se colunar ou granular, e o modo no qual a espessura influencia no desempenho dos revestimentos [15.]

Os revestimentos são feitos com compostos de extrema dureza (>2500 HV), em geral possuem um caráter não metálico e baixa solubilidade no ferro. A alta dureza torna as superfícies muito resistentes a abrasão. Eles previnem a interação entre o cavaco produzido durante a usinagem e o material da ferramenta [15]. Ajudam na prevenção da soldagem do cavaco nas superfícies da ferramenta e, assim, a fricção é muito reduzida (o revestimento age como um lubrificante), diminuindo as temperaturas em operação de corte. Isto reduz a força de corte e melhora o acabamento superficial das peças usinadas.

2.5 Nitretação

A nitretação é um tratamento termo-químico de endurecimento superficial no qual, através da ação de um ambiente nitrogenoso, o nitrogênio é introduzido na superfície de materiais metálicos, mais comumente ligas ferrosas, a uma temperatura conveniente, até uma certa profundidade. O nitrogênio absorvido, vai reagir com o ferro e os elementos de ligas da peça formando nitretos de alta dureza e alta resistência ao desgaste.

A formação e crescimento da camada nitretada na nitretação depende da adsorção do nitrogênio na superfície e dos processos de precipitação e difusão, os quais são influenciados pelo material sendo nitretado. A discussão da difusão dentro do material deve considerar o estado superficial, o coeficiente de difusão na temperatura de processo e o efeito que quaisquer outras propriedades da superfície possam ter sobre a difusão.

A nitretação pode ser realizada através de vários processos, tais como a nitretação a gás, a nitretação líquida ou em banho de sais, e a nitretação a plasma (ou iônica). A faixa de temperaturas empregada inicialmente era de 500 a 590⁰C em processos de nitretação líquida e gasosa, sendo atualmente expandida para 350 a 650⁰C com a nitretação a plasma.

No caso de peças de aço a nitretação é realizada com o objetivo de melhorar determinadas propriedades relacionadas com as características superficiais, tais como: dureza, resistência ao desgaste, a fadiga e a corrosão.

A camada nitretada de um aço é formada por uma zona de difusão, com ou sem uma zona de compostos e depende do tipo e concentração dos elementos de liga, da exposição tempo/temperatura e da atividade do nitrogênio de um tratamento particular (gasoso, líquido, plasma, etc.).

A zona de compostos, nos aços, se apresenta na superfície e a alguns micrômetros abaixo desta, formando uma região superficial homogênea de alguns micrômetros (até aproximadamente 15 μm , dependendo do material base) composta, principalmente, por nitretos e carbonitretos de ferro. Esta zona é normalmente denominada “camada branca”, por aparecer como uma região clara, devido a ser muito pouco atacada pelo reagente nital em uma seção metalográfica. A zona de difusão, abaixo da zona de compostos, é formada devido a difusão do nitrogênio para o interior do metal. Uma descrição mais detalhada das duas regiões e de sua formação é apresentada nos itens subsequentes.

2.5.1 Métodos de Nitretação

Na nitretação a gás o nitrogênio ativo, que irá difundir no material a ser nitretado, é produzido pela dissociação da amônia. Quando a superfície atinge um determinado nível de saturação de nitrogênio, nitretos são formados através do mecanismo de nucleação e crescimento, requerendo um determinado tempo de incubação [16,17]. O nitrogênio irá difundir para o interior do substrato devido ao gradiente de concentração química.

Os aços para nitretação a gás são, geralmente, aços-liga, contendo alumínio, cromo, vanádio e molibdênio. Aços carbono sem elementos de liga não são usados na nitretação a gás porque a camada de compostos formada é muito frágil e desprende-se com facilidade[18,19]. A temperatura de revenido deve ser suficientemente elevada para garantir estabilidade estrutural à temperaturas de nitretação, sendo geralmente fixada pelo menos 25^oC acima da temperatura máxima utilizada na nitretação[20].

A nitretação líquida tem um desenvolvimento mais recente que a nitretação a gás. Na cementação em banho de sais o meio líquido é de cianetos fundidos, sendo um banho comercial típico constituído de uma mistura de sais de sódio e potássio, os primeiros de 60 a 70% em peso da mistura total e os segundos de 30 a 40%. A faixa de temperaturas é aproximadamente igual a utilizada na nitretação a gás, ou seja de 500 a 575^oC. Uma desvantagem deste processo é seu caráter altamente poluente.

De um modo geral a nitretação líquida é bem mais eficiente que a gasosa e permite obter, em tempos bem menores, camadas de espessura semelhantes. Porém, quando se deseja uma camada mais profunda, deve-se preferir a nitretação gasosa. Segundo Thelning [25] a duração do tratamento fica restrito na nitretação líquida devido a formação de poros que tendem a aumentar com o tempo de tratamento.

Em processos convencionais de nitretação à gás e em banho de sais, a quantidade de nitrogênio fornecida pelo meio é fortemente dependente da temperatura, o que faz os tratamentos de nitretação à baixa temperatura difíceis ou até impossíveis. Na nitretação a plasma o potencial da atmosfera à baixa pressão é praticamente independente da temperatura da carga de trabalho e em um grande intervalo de temperaturas. A criação, e adsorção do nitrogênio, é governada puramente por parâmetros elétricos (voltagem e corrente), sendo que a temperatura de trabalho tem uma influência desprezível neste aspecto. O único fator

limitante do uso de temperaturas abaixo de 350 °C é o forte decréscimo do coeficiente de difusão [21].

2.5.2 Estrutura e Formação da Camada Nitretada

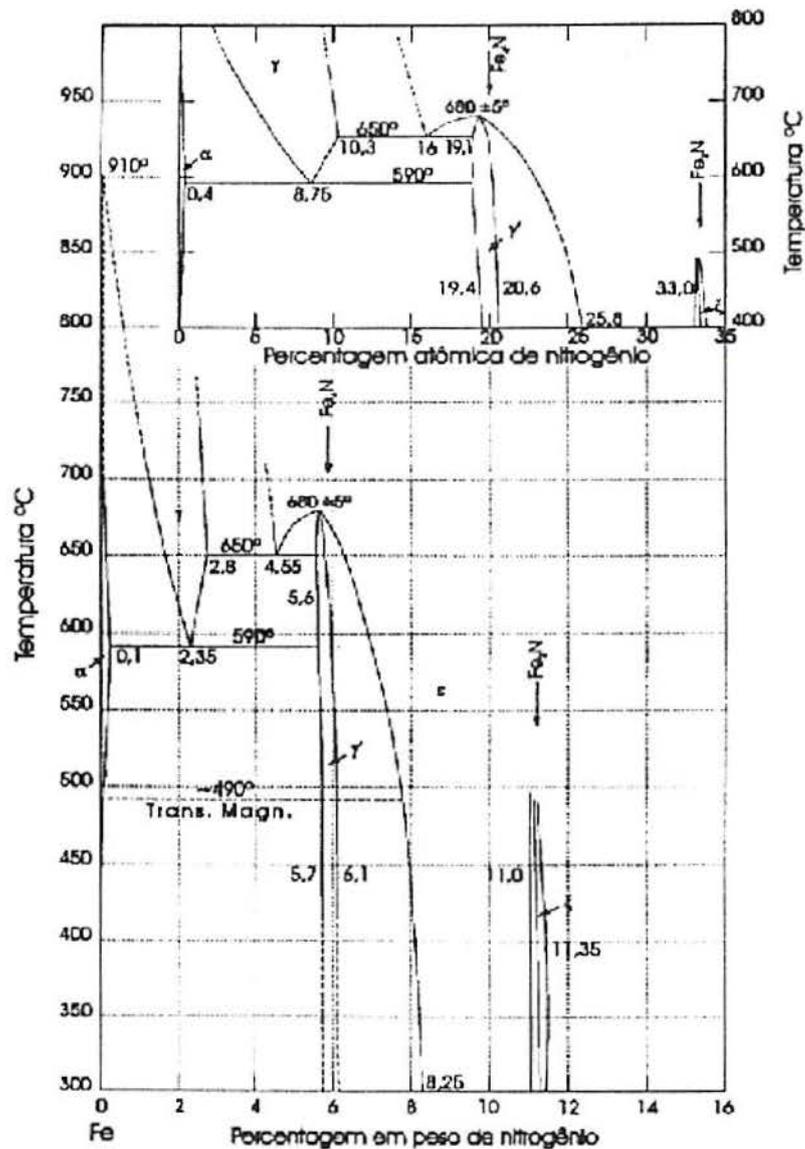


Figura 2. 4 Diagrama de fases ferro- nitrogênio [22]

O nitrogênio se dissolve nos interstícios octaédricos do ferro- α . Conforme expressa o diagrama Fe-N (Figura 2. 4), para as temperaturas normalmente usadas na nitretação, o nitrogênio irá ser dissolvido no ferro até concentrações de 0,1%. Quando o conteúdo excede este valor são formados nitretos γ' , de composição estequiométrica Fe₄N. Este nitreto de célula unitária cúbica de face centrada é estável abaixo de 680°C [23]. Se as concentrações de

nitrogênio excedem 6% os nitretos γ' começam a mudar para nitretos ϵ , de composição estequiométrica Fe_xN ($2 < x < 3,2$). Estes nitretos apresentam estrutura hexagonal. Abaixo de $500^\circ C$ nitretos ξ começam a se formar. O conteúdo de nitrogênio desta fase está em torno de 11%, e sua fórmula química é Fe_2N , com uma célula unitária ortorrômbica.

A zona de difusão de uma camada nitretada pode ser melhor descrita como a microestrutura original do núcleo com nitrogênio em solução sólida e precipitação de nitretos [24]. Em materiais ferrosos, o nitrogênio existe como átomos em solução sólida intersticial 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 da composição química da peça. Como a concentração de nitrogênio aumenta em direção à superfície, precipitados coerentes muito finos são formados quando o limite de solubilidade do nitrogênio é excedido. Os precipitados podem existir nos contornos e dentro dos grãos. Esses precipitados, nitretos de ferro e de outros elementos de liga, em geral possuem uma dureza elevada em relação a matriz, além de causar a distorção do reticulado que aumenta sensivelmente a dureza superficial da peça.

Em alguns materiais a região de nitretos precipitados pode ser vista em uma seção transversal atacada por reagente nital, como uma zona mais escura. Como é o caso de aços inoxidáveis martensíticos, nos quais o nível de cromo é alto o suficiente para uma extensiva formação de nitretos, bem como aços ferramenta com alto teor de elementos de liga e algumas vezes aços baixa liga. 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. A camada nitretada para aços baixa liga, pode ser derivada de uma fórmula simples de difusão [25].

$$D_n = k (t)^{1/2} \qquad \text{Equação 2. 4}$$

Onde:

D_n = Profundidade de nitretação

k = Constante,

t = Tempo em horas

O modelo de nitretação interna é o mais comumente empregado [26], derivado dos modelos de oxidação interna de ligas. Se a matriz possui elementos de liga que interagem com o nitrogênio então a velocidade de nitretação da liga dependerá: do grau de interação entre o elemento de liga e o nitrogênio; facilidade de nucleação e crescimento do precipitado; concentração do elemento de liga; potencial de nitretação da mistura gasosa e temperatura de nitretação.

A estrutura da camada de compostos e da camada de difusão podem ser variadas por diferentes parâmetros de nitretação a plasma, mas o intervalo de possíveis propriedades é determinado pela composição do material base [58]. Aços de alta liga tem durezas mais elevadas, mas camadas mais finas do que aços de baixa liga [27].

No caso de aço alta liga a profundidade de endurecimento é similar a profundidade de difusão do nitrogênio, enquanto para aço baixa liga e aços com elementos fracos formadores de nitretos a profundidade de endurecimento será menor.

Os perfis de dureza de aços nitretados contendo mais do que 5% em peso de Cr, por exemplo o AISI 304, apresentam uma interface camada nitretada/núcleo com queda abrupta [21]. Aços inoxidáveis com alta concentração de cromo são fortes formadores de nitretos e fortes ligações são formadas entre o cromo e o nitrogênio. Devido a alta reatividade entre Cr e N, grande quantidade de fases ricas de nitretos são formadas, impedindo a migração de nitrogênio para difusão posterior. Isto sugere que os átomos de nitrogênio intersticial tem sua difusão no substrato dificultada pelas regiões altamente concentradas de nitretos [28].

Jack e seus colaboradores, citados por P.C. Jindal [21], fizeram extensivos estudos experimentais na nitretação de ferros e aços contendo várias concentrações de cromo, titânio, tungstênio, molibdênio, vanádio e alumínio, constatando que numa dada temperatura a profundidade de camada alcançada segue uma lei parabólica com o tempo e diminui com o aumento da concentração dos elementos de liga. Os mesmos resultados de Jack foram obtidos por P. C. Jindal [21], observando uma taxa mais rápida de nitretação no processo a plasma em relação ao processo a gás nos aços, AISI M2, Nitralloy 135 e AISI 304.

O conteúdo de carbono do material base exerce uma influência significativa no tipo de camada composta formada. Precisa, ainda, ser determinado se é o carbono presente no material ou o carbono pulverizado da superfície durante o processo, no caso da nitretação a

plasma, que tem a maior influência na camada formada [27]. O carbono tende a estabilizar a fase ϵ , como uma fase de carbonitreto $\text{Fe}_{2,3}(\text{C})\text{N}$.

A zona de compostos é a região onde os nitretos de ferro γ' e ϵ são formados. É formada na região mais superficial da peça. Sendo, comumente, denominada “camada branca” devido à aparência da seção quando polida e atacada com reagente nital. A zona de compostos na nitretação é uma mistura de nitretos γ' e ϵ , podendo ser formada por apenas uma das fases de nitretos (γ' ou ϵ) ou pelas duas. É necessário, inicialmente, um determinado tempo para que a concentração de nitrogênio na superfície seja elevada o suficiente para que ocorra a precipitação de nitretos. No caso da concentração alcançar um determinado valor (concentração crítica), o primeiro nitreto a se formar é o γ' - Fe_4N .

Para a formação do nitreto ϵ , é necessário que se eleve o potencial de nitrogênio ou que se aumente a temperatura de nitretação. Na prática a fase γ' não ocorre sempre nas condições esperadas. Nem sempre quando o potencial de nitrogênio é elevado o suficiente, ocorrendo a formação de uma camada superficial de nitretos ϵ , tem-se abaixo desta camada a presença de nitretos γ' . Isto ocorre, segundo Prenosil citado por Lightfoot e Jack [29], porque sendo a concentração de nitrogênio na interface gás/camada superficial de nitretos ϵ , muito elevada, o gradiente de concentração na interface entre a fase ϵ e a matriz é também muito elevado.

Existe uma região na interface gás/camada superficial de nitretos ϵ onde a fase γ' é termodinamicamente estável. Entretanto, se o nitrogênio é rapidamente consumido pela fase ϵ antes que γ' tenha tempo de nuclear, não se tem a formação da fase γ' . Logo, a formação da fase γ' irá ocorrer sempre que o gradiente de concentração do nitrogênio cair abaixo da concentração crítica para a formação do nitreto ϵ , ou porque a concentração no gás é baixa ou porque a camada atingiu uma determinada espessura.

Quando ambas as fases existem na camada branca ela é denominada camada de fase dupla. A camada de fase dupla tem duas características que a fazem mais susceptível à fratura [30]:

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

Desta forma, camadas que são particularmente espessas ou que estão submetidas a variações de temperatura em serviço estão sujeitas a falhas. Outro mecanismo de

enfraquecimento na camada branca nitretada é a porosidade na região mais externa da camada. Esta região é formada devido as altas pressões envolvidas na recombinação de N para formar N_2 . Devido a este mecanismo a camada porosa pode acontecer em qualquer meio de reação.

As dependências do crescimento da camada de compostos e da zona de difusão com a temperatura são diferentes. O crescimento da zona de compostos se dá por um avanço da interface dentro da zona de difusão. Este fenômeno é governado pela difusão do nitrogênio através da camada de compostos. O crescimento da zona de difusão é governado pela difusão do nitrogênio na matriz [21].

Outros Efeitos Sobre a Difusão do Nitrogênio

Os dois fatores mais importantes que afetam a velocidade de difusão são a temperatura e a composição [31 ,34]. Além disso, a difusão é afetada pela estrutura e espera-se que o coeficiente de difusão aumente com o aumento de irregularidades cristalinas. Contornos de grãos e discordâncias são particularmente importantes a esse respeito, e a maior difusão que eles promovem está freqüentemente sob investigação.

Hoffman [32], por exemplo, em seu trabalho, mostra um comportamento completamente diferente entre o aço AISI 1045 temperado e revenido que tem uma alta densidade de discordâncias, e o normalizado, encontrando maiores profundidades de camada nitretada para o material temperado e revenido.

O efeito das tensões é algumas vezes citado na literatura, quando se trata de difusão de uma forma genérica. A pressão externa, por exemplo, teria um pequeno efeito sobre a difusão, mas é observado que com pressões extremamente altas agindo em metais moles, um aumento na energia de ativação pode ocorrer [31]. Quando uma vacância é formada num sólido o volume do cristal aumenta de grosseiramente de um volume de um átomo. Se uma pressão é aplicada a um sólido em equilíbrio, espera-se que a concentração de equilíbrio de vacâncias deva diminuir, permitindo a pressão externa fazer trabalho no sistema (variação de energia). Deste modo, se auto-difusão ocorre, primariamente, por um mecanismo de vacâncias, se espera que o coeficiente de auto-difusão diminua apreciavelmente com o aumento da pressão [34]. É importante notar que no caso da difusão intersticial, entretanto, não há necessidade da formação de vacâncias para a difusão.

A literatura cita o efeito Snoek [33], como a ação de uma tensão de tração em fazer com que os átomos de soluto tenham uma preferência maior pelos interstícios cujos eixos são paralelos à tensão. Neste caso o eixo de um interstício é definido como a direção na qual os átomos de solvente (de cada lado do interstício) se afastam quando ele é ocupado por um átomo de soluto [33].

Quando se considera o efeito de um gradiente de tensões elásticas na difusão, tem-se um problema no qual a primeira Lei de Fick não é mais válida como a equação de fluxo [34]. O gradiente de potencial agindo sobre os átomos tende a produzir um fluxo de átomos, e este fluxo deve ser adicionado àquele produzido pelo gradiente de concentração para estabelecer a equação para o fluxo total.

2.5.3 O Processo de Nitretação a Plasma

A Figura 2. 5 mostra a representação esquemática de um equipamento usado para a nitretação a plasma.

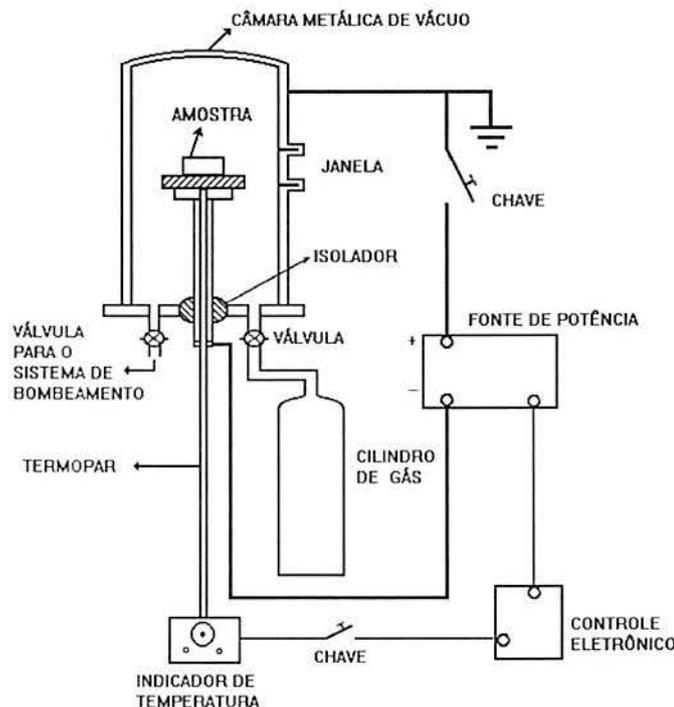


Figura 2. 5 Representação esquemática de um sistema típico utilizado na nitretação a plasma [35].

O componente a ser tratado fica acoplado ao cátodo e a câmara do reator pode ser usada como ânodo (Figura 2. 5). Desta forma é gerada e mantida uma descarga elétrica

incandescente [36] (“glow discharge”), através da qual íons são acelerados pelo campo elétrico e bombardeiam a peça (cátodo) com considerável energia cinética, elevando a temperatura até valores propícios para a difusão do nitrogênio. Os íons produzidos ao atingirem o cátodo participam, entre outros, dos seguintes eventos: pulverização da superfície, adsorção gasosa e difusão de nitrogênio no substrato [37].

O plasma consiste de partículas eletricamente carregadas, isto é, íons e elétrons. O estado de plasma é alcançado pela ionização dos átomos ou moléculas do gás. Num processo puramente térmico, este estado pode ser estabelecido somente pelo aquecimento até algumas centenas de milhares de graus Kelvin [16]. Se, no entanto, a eletricidade é empregada, este estado pode ser facilmente alcançado, como na chamada descarga elétrica incandescente (ou descarga elétrica em baixa pressão) [16].

Para o tratamento de peças formando uma carga de trabalho completa, e para diferentes cargas, os seguintes parâmetros influenciam diretamente os resultados e a reprodutibilidade de um tratamento:

- a temperatura das peças;
- o tempo para tratamento;
- a composição da mistura gasosa;
- a voltagem aplicada e a densidade de corrente (1 a 10 mA/cm²).

Künppel et al. [38], Wilhelmi et al. [39], Marciniak e Karpinski [40] e Edenhofer [41], investigaram em diferentes trabalhos a influência da densidade de corrente (densidade de potência) no crescimento de camadas nitretadas. Estes trabalhos demonstraram uma pequena influência no perfil de dureza e profundidade de camada para aços de construção mecânica de baixa liga (DIN 42CrMo4, DIN 32CrMo12 e DIN 16MnCr5) e nenhuma influência para um aço ferramenta (DIN X40CrMoV51 ou AISI H11). No entanto, Edenhofer ressaltou uma forte influência da densidade de corrente na espessura da camada de compostos. Segundo Edenhofer, a espessura da camada de compostos cresceu de 0-1 para 6-9 µm, variando a densidade de corrente de 0,48 mA/cm² para 1,18 mA/cm² (densidade de potência de 0,23 para 0,87 W/cm²), nitretação a plasma na temperatura de 560°C por 5 horas em 25% nitrogênio em hidrogênio numa pressão total de 3,0mbar.

A temperatura de uma determinada área da carga é estabelecida no equilíbrio entre a energia fornecida pelo bombardeamento de íons e átomos neutros rápidos e pela energia perdida por condução, convecção e radiação [42]. A contribuição da convecção seria desprezível devido às baixas pressões utilizadas (1-10 Torr). A energia perdida depende de inúmeros fatores, tais como, a relação entre o volume das peças para volume da câmara, distribuição das peças no interior da câmara, distância cátodo/ânodo, isolamento das paredes da câmara, etc. A eficiência da transformação da densidade de potência em energia térmica na superfície das peças também varia em função do gás de processo, pressão, material das peças e superfície. Além disso, a densidade de potência pode ter pequenas variações em diferentes regiões em função da geometria e distância cátodo/ânodo.

Como o aquecimento é gerado na superfície das peças, quanto maior a relação área superficial das peças por volume, temperaturas mais elevadas podem ser atingidas mais rapidamente. Para peças volumosas tempos muito longos para o aquecimento da carga de trabalho, no caso em que é usado somente o plasma como fonte geradora de calor, representam uma dificuldade do processo. Nestes casos e também para uniformizar a temperatura da carga de trabalho distribuída na câmara é recomendável a utilização de fontes auxiliares de geração de calor [43].

É indicado, na literatura, que para um tratamento eficiente e com excelente reprodutibilidade é necessário uma boa cobertura de todas as peças pelo plasma, com um cuidadoso controle da temperatura e uma densidade de corrente suficientemente alta. Com densidades de corrente muito baixas uma alta dispersão dos resultados pode ser esperada [44].

A formação de arcos elétricos representa um inconveniente, pois torna o plasma instável e estes arcos mesmo que de curta duração podem causar danos às superfícies da peças devido a concentração da energia em uma pequena região (às vezes pontual) específica da peça. O uso do plasma pulsado pode reduzir este problema, além de apresentar benefícios na prevenção do cátodo oco [45]. A possibilidade de que a descarga incandescente anômala torne-se um arco estável existe devido ao fato que, quando trabalha-se na região próximo a altas densidades de corrente, um aumento localizado da densidade de corrente, mesmo que pequeno, levaria a formação de arcos [16].

Quando a temperatura das peças é alta ou a pressão é baixa, o intervalo de densidade de corrente para a descarga anômala é maior, levando a uma melhor estabilidade do plasma. No entanto, a taxa de aquecimento é baixa e a penetração do plasma menor. Para facilitar a operação do processo é desejável ter-se esta situação durante o período de aquecimento.

Pela mudança da pressão na câmara de nitretação iônica é possível controlar a cobertura superficial pelo plasma [43]. Na Figura 2. 6 é mostrado que a cobertura de uma superfície com geometria complicada é melhorada aumentando-se a pressão. Por outro lado, é possível, se desejado, prevenir a penetração em furos e ranhuras, usando-se pressões inferiores.

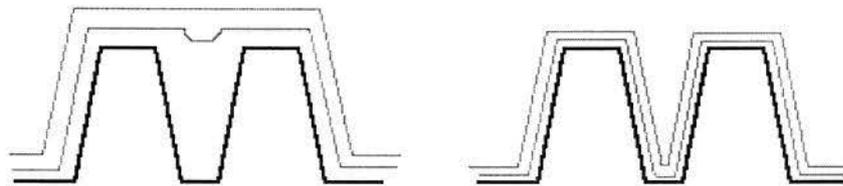


Figura 2. 6 Representação esquemática da influência da pressão na distância bainha (plasma)-peça. Em pressões baixas (esquerda), o plasma não envolve perfis complexos, enquanto que, para pressões mais altas (direita), a bainha se aproxima do cátodo “cobrindo” furos e frestas.

Em levantamentos quantitativos mostrou-se que os átomos pulverizados e nitretos concentram-se na região do cátodo. Relacionando esta concentração em função da distância do cátodo, observou-se um decaimento exponencial da concentração com o aumento da distância. Nestas condições gera-se um gradiente de potencial químico na região do cátodo, que, aliado ao fluxo de partículas que se dirige para o mesmo, permite que a maior parte destes elementos retorne ao substrato pelo fenômeno da retropulverização [47].

Da quantidade total de nitrogênio que é transferida do plasma para dentro do substrato, apenas um percentual extremamente pequeno é resultante do processo de introdução direta de íons dentro do reticulado do ferro devido ao bombardeamento iônico (implantação iônica).

Segundo o modelo proposto por Kobel e ratificado por Edenhofer [16] átomos de ferro ejetados da superfície podem combinar-se com os átomos de nitrogênio altamente reativos no plasma próximo a superfície da peça e irão, então, devido a adsorção, ser depositados como nitretos de ferro (Fe_xN) na superfície da peça. Na temperatura de nitretação os nitretos de ferro ($Fe N$) retropulverizados, depositados na superfície do substrato, são instáveis e se decompõem formando Fe_2N , Fe_3N , Fe_4N , como ilustra a Figura 2. 7 [16]. Neste processo o nitrogênio

atômico é liberado e difunde em direção ao núcleo não nitretado, produzindo um gradiente de concentração de nitrogênio na interface (camada alterada - substrato base), o qual promoverá um fluxo difusivo.

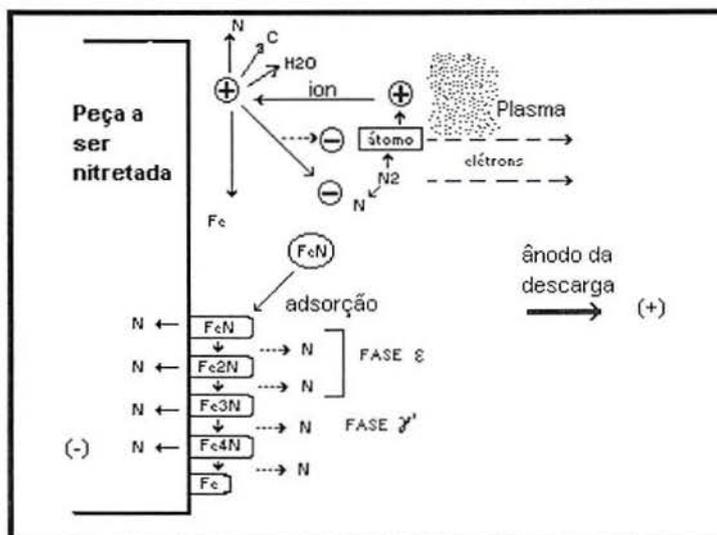


Figura 2. 7. Possíveis reações físico químicas na superfície do substrato a ser nitretado [16,30].

Na nitretação a plasma a zona de compostos pode desenvolver-se na superfície se a taxa de deposição do nitrogênio nesta for maior do que a sua adsorção e difusão para o interior da amostra. Deste modo é possível, quando desejado, eliminá-la completamente pela redução da razão de nitrogênio e hidrogênio na mistura gasosa durante a nitretação [46].

Durante o bombardeio, os átomos do topo da superfície são continuamente removidos. Aliado a este fato, um grande número de lacunas e interstícios migram do corpo do substrato para a superfície [47]. Assim, a região superficial encontra-se em um estado de alta mobilidade atômica e vibracional que facilita a adsorção e pode ser um dos fatores responsáveis pela maior velocidade de difusão do nitrogênio no processo de nitretação a plasma em relação ao processo a gás. Além desse fator, segundo Norém e Kindbom, também existem evidências de uma difusão mais transgranular na nitretação a plasma sem o contato das fases de carbonitreto em contornos de grão, o que poderia responder por velocidades mais altas de difusão em relação aos processos convencionais.

Diversas vantagens são atribuídas a nitretação a plasma em relação aos processos convencionais de nitretação (nitretação gasosa e nitretação líquida), tais como:

- Menor tempo de tratamento, para obtenção de uma mesma característica de superfície [37];
- Menor distorção das peças [30];
- Diminuição ou mesmo completa eliminação da necessidade de retífica após o tratamento;
- Possibilidade de melhorar propriedades metalúrgicas mesmo em materiais de baixo custo;
- Habilidade de promover uma camada tratada uniforme mesmo em peças de formato complexo;
- Eliminação de problemas ambientais (Não são utilizados gases ou líquidos tóxicos, como nos processos convencionais) [37,30];
- Consumo reduzido de gás e energia elétrica [30];
- Possibilidade de utilizar temperaturas mais baixas (a partir de 375°C) [30];
- Ótimas possibilidades de automatização do processo;
- Maior controle da espessura de camada [37,30];
- Seleção de nitretos ϵ ou γ^f para uma zona de compostos monofásica e até prevenir a formação da camada branca [43];
- Potencial para reduzir sucateamento devido à possibilidade de rígido controle do processo;

2.6 Propriedades de Camadas Nitretadas

A resistência à corrosão pode ser explicada pela formação da camada de nitretos (compostos) na superfície da peça que pode funcionar como uma barreira difusional, protegendo contra a ação de meios oxidantes e corrosivos [47].

Segundo Sun et al., na nitretação a plasma, devido ao fenômeno de redeposição de material do cátodo retropulverizado, a topografia de uma superfície nitretada a plasma é caracterizada pela existência de projeções cônicas [48]. Com o aumento da temperatura e do tempo, ocorre um aumento do tamanho destes “cones” e, como resultado, a superfície

nitretada torna-se mais rugosa. Por outro lado, aumentando a pressão do gás ocorre uma redução do tamanho dos cones e um aumento da densidade de cones formados.

A alta dureza superficial obtida no tratamento de nitretação deve-se à formação de nitretos e carbonitretos na superfície do substrato e de precipitados finamente dispersos que distorcem o reticulado. A quantidade e distribuição dos nitretos de liga formados e a dureza do material base determinam a dureza observada na camada nitretada [49].

Segundo Edenhofer [40], o reforçamento (“strengthening”) é causado pelo efeito de endurecimento por dispersão (“hardening dispersion effect”) dos numerosos pequenos nitretos de cromo precipitados dentro da matriz. Para os aços DIN 42CrMo4 e 32CrMoV12 10 a dureza máxima ocorre em uma temperatura de 450 °C. Um certo tamanho e um certo número de precipitados serão os mais efetivos em obstruir o movimento de discordâncias, propiciando deste modo, o máximo reforçamento e dureza. À luz desta teoria a mesma tendência seria esperada com todos os aços contendo elementos fortes formadores de nitretos como Al, Cr, Mo, W e Ti [40].

A razão fundamental do aumento da resistência à fadiga dos aços nitretados deve-se ao fato de que o processo introduz tensões residuais de compressão na superfície do aço, além da camada nitretada possuir elevada resistência mecânica. Com a formação da camada de compostos, especialmente γ' , (por diferenças de coeficientes de expansão térmica) e precipitados na camada de difusão (distorção do reticulado) são geradas tensões residuais compressivas nas camadas mais externas do material. Estas tensões compressivas diminuem a magnitude das tensões efetivas geradas na peça em trabalho [50], aumentando sua resistência à fadiga.

As características de aços baixa liga nitretados a plasma em ensaios de fadiga de flexão rotativa foram investigados por Bell e Loh [48], que desenvolveram um modelo simples para descrever a influência da profundidade de camada e tensões residuais no limite de fadiga. Nestes estudos foi achado que o limite de fadiga aumenta com o aumento da profundidade de camada, e que as tensões residuais compressivas na camada contribuíram para melhorias no comportamento em fadiga e, devido as tensões residuais trativas no núcleo, as inclusões na interface camada/núcleo passam a exercer uma influência negativa pelo incentivo à nucleação das iniciações de trincas de fadiga.

Resistência ao desgaste

Quando duas superfícies são colocadas juntas em movimento relativo, tensões compressivas e forças de cisalhamento são desenvolvidas nas asperezas que estão fazendo contato. As tensões compressivas envolvidas no contato não somente modificam as camadas superficiais mas também afetam as subsuperficiais. O desgaste dos aços não nitretados é causado pela intensa deformação cisalhante na superfície e na subsuperfície. A resistência à deformação superficial e subsuperficial podem ser melhoradas pela nitretação iônica, a qual resulta na formação de uma camada de compostos superficiais e uma zona de difusão subsuperficial, ambas exercendo um efeito endurecedor.

Nos materiais nitretados, diferentes estágios de desgaste são observados durante os testes e diferentes mecanismos de desgaste estão presentes. Além disso, há uma dependência, nem sempre contínua, da carga aplicada com a taxa de desgaste [51,50]. Em particular, enquanto a camada branca é capaz de manter-se no lugar, as taxas de desgaste são bem menores. Imediatamente após a perda da camada branca, devido a oxidação ou microtrincamento, a taxa de desgaste aumenta. A zona de compostos mostra uma redução do coeficiente de fricção [27] quando comparado a zona de difusão.

Avaliações da resistência ao desgaste a seco de um aço para engrenagens temperado, revenido e nitretado a plasma foram realizadas por M. B. Karamis [52]. Alguns resultados significativos podem ser destacados:

- A taxa de desgaste é uma função da dureza superficial e profundidade de camada. Existem combinações específicas de profundidade de camada e dureza superficial as quais são requeridas para assegurar mínima perda de massa.

- A dureza superficial é mais importante do que a profundidade de camada na prevenção de perda de massa. Entretanto, uma certa espessura de camada é necessária para suportar a superfície dura. Longos tempos de tratamento produzem durezas superficiais menores e camadas mais profundas mas que são menos efetivas na prevenção do desgaste.

- A camada de compostos tem um efeito considerável na quantidade de desgaste na parte inicial do teste. Ela é relativamente frágil e, apesar de suas melhores características friccionais (comparado com a superfície não tratada), é susceptível a quebra durante os estágios iniciais do teste de desgaste aumentando a perda de material. A presença destas

partículas abrasivas pode, deste modo, mudar o mecanismo de desgaste de adesivo para abrasivo na parte inicial do teste.

No caso da camada composta γ' Fe₄N (mais tenaz que a ϵ), produzida pela nitretação a plasma em uma atmosfera de amônia craqueada no aço com baixo conteúdo de C, foi observado uma redução no coeficiente de fricção atribuído a sua característica porosa, podendo assim absorver uma quantidade de óleo em serviço [27].

A profundidade da camada de difusão influencia de maneira decisiva na capacidade que a camada tem de suportar as cargas aplicadas durante o serviço. Menores camadas nitretadas não podem suportar a carga efetivamente aplicada. Deste modo, cisalhamento ocorre na zona de transição da camada de difusão ou igualmente na camada. Aumentando a profundidade da camada nitretada e a resistência, ocorre um aumento na capacidade de carga [52].

A camada composta, suportada pela zona de difusão, melhora a resistência ao desgaste pelo emperramento e roçamento de peças (“seizure” e “scuffing”); a zona de difusão melhora a resistência à fadiga e capacidade de sustentação de carga pela camada de componentes mecânicos de aço [52]. Claramente, o grau de melhoria varia com a estrutura e com a profundidade de camada e tensões residuais, as quais são controladas pelo processo de nitretação para um material específico.

O desgaste de aços nitretados usualmente ocorre em um modo moderado comparado aquele de aços não nitretados [52]. Obviamente, quando as tensões aplicadas na superfície e subsuperfície de desgaste são suficientes para causar deformação plástica ou deformação de cisalhamento na camada nitretada ou substrato, uma falha catastrófica irá ocorrer, levando a desgaste severo [53,52]. Isto significa que um certo limite de carga, isto é, a capacidade de sustentação de carga, não deveria ser excedida durante a solicitação [52].

2.7 Tensões Residuais na Camada Nitretada

Como resultado da nitretação iônica, tensões residuais compressivas são produzidas na camada nitretada devido a saturação de átomos de nitrogênio no reticulado do ferro e a precipitação de nitretos de elementos de liga na camada, com o núcleo ficando em estado de tensão residual trativa [54].

A difração de raios-X permite não somente a determinação do estado de tensões residuais nas camadas nitretadas, mas também estimar a microestrutura das camadas nitretadas pela análise do alargamento dos picos de difração. Segundo Barralier et al. [55] num aço nitretado (0,36 C; 0,4 Si; 0,7 Mn; 0,02 S; 0,025 P; 3,30 Cr; 0,30 Ni; 1,20 Mo; 0,35 V), é possível associar, sem nenhuma sombra de dúvida o alargamento do pico ao tamanho dos domínios difratando coerentemente (“coherently diffracting domains”). Isto foi determinado por uma análise acurada do alargamento de pico, baseado no método de Warren-Averbach. A validade deste método foi comprovada por observações de microscopia eletrônica de transmissão.

Os campos de tensões nas camadas nitretadas estão associados à precipitação de nitretos, cuja densidade é menor do que aquela da matriz ferrítica. Em tratamentos mecânicos superficiais (tal como “shot peening”), o alargamento do pico é usualmente associado a deformação plástica. As tensões residuais são associadas, então, a um desajuste entre diferentes camadas de uma parte tratada. Entretanto, no caso da nitretação, o alargamento dos picos de difração é fortemente dependente do tamanho dos domínios difratando coerentemente. Este tamanho representa, aproximadamente, a distância entre precipitados e ou discordâncias.

2.8 Nitretação de Aços Rápidos

Os aços rápidos contém Cr, Mo, W e V, elementos formadores de nitretos e, portanto, a nitretação produz uma camada de alta dureza. O ciclo de nitretação para aços rápidos é relativamente de curta duração, raramente excedendo 1h.

Dentre os processos convencionais, 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 [59].

A nitretação líquida permite uma penetração muito mais rápida do nitrogênio no aço em comparação a nitretação gasosa [56]. O tratamento normalmente é realizado em temperaturas de 524 °C a 550 °C com tempos de 5 minutos a 1 hora. A composição do banho consiste de uma mistura envelhecida de sódio e cianeto de potássio. Nestas condições de tratamento

profundidades de camada em torno de 25,4 μm são conseguidas. Variações no banho podem levar à uma alta fragilidade da camada, isto foi associado a utilização de banhos novos.

A nitretação de aços rápidos proporciona 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 podem aumentar a vida da ferramenta de dois 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 serve para diminuir a geração do calor na ponta e próximo da ponta da ferramenta e, em adição, evita a aderência do cavaco.

No entanto, as propriedades da zona de difusão são de extrema importância. Numa zona de difusão, o nitrogênio aparece como uma solução sólida na fase α ; como um constituinte de fases de carbonitretos, ele forma nitretos com elementos de liga e causa a transformação de carbonetos complexos em nitretos substitucionais. Devido a transformação de carbonetos para nitretos uma rede densa de cementita nos contornos de grão austeníticos prévios pode ser formada. Descarboxetação e retrodifusão de carbono são detectáveis na superfície de amostras de aços rápidos [57].

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. Testes de impacto Izod, em corpos não entalhados, apontam uma baixa tenacidade que continua a ser afetada com o aumento do tempo de nitretação. Da mesma forma, a resistência à flexão (dobramento) é diminuída até aproximadamente metade daquela de aços não nitretados.

A nitretação de aços rápidos descarboxetados deve ser evitada, porque ela resulta em uma condição de superfície frágil devido a maior absorção de nitrogênio.

O efeito da nitretação nos resultados de testes de flexão de aços rápidos AISI M2 e resistência ao impacto em testes Izod não entalhado demonstraram uma redução da tenacidade com o aumento do tempo de nitretação [54].

A difusão do nitrogênio não depende somente dos elementos de liga, mas também do tipo e distribuição das fases de carbonetos no aço ferramenta. Alguns dos carbonetos podem

ser desestabilizados durante a nitretação, enquanto outros tais como o carboneto de tungstênio, são mais estáveis [57].

Michalski et. al. [57] reportaram que após longa nitretação sem formação de camada branca (517 °C, H₂:N₂=3:1, 300Pa, 10 horas) ocorre uma mudança na composição química de carbonetos do aço rápido SW 18 (0,8% C, 17,5 % W, 4,3% Cr, 1,3%, Ni e 0,8% Mo) detectada pela mudança do potencial de dissolução de carbonetos do tipo M₆C (F3W3C) para potenciais mais nobres em curvas de polarização anódica em solução de H₃PO₄. Esta mudança no potencial de dissolução indicaria a transformação de carbonetos para carbonitreto devido a nitretação, desde que carbonitreto são reconhecidamente mais estáveis quimicamente. Esta variação não foi observada no caso de nitretação em um tempo de 1 hora e mesmas condições de nitretação. No entanto, a duração da nitretação não afetou a dissolução da matriz do aço ferramenta no eletrólito estudado.

Cr, Si e especialmente W e Mo, inibem a difusão, mas aumentam a dureza. O mesmo efeito é produzido pelas partículas de carbonetos, especialmente as dispersas que precipitaram no revenimento. Por esta razão a estrutura e propriedades de camadas nitretadas dependem da composição e tratamento térmico prévio do aço, bem como das condições de nitretação [13].

Aumentando a temperatura de têmpera aumenta a concentração de elementos de liga dissolvidos e a quantidade de carbonetos precipitados no revenimento e, deste modo, é favorável no aumento da dureza, embora a profundidade de camada se torne menor. Um efeito contrário ocorre aumentando a temperatura de revenimento.

Segundo Geller [13], com o aumento da profundidade de camada na nitretação gasosa, a resistência mecânica do aço nitretado aumenta, apreciavelmente, no início e após menos intensamente. Uma rápida queda na resistência, especialmente em aços rápidos, ocorre com a formação da camada ε. A tenacidade é prejudicada quase na mesma proporção que a profundidade de camada aumenta. A tenacidade também cai com a temperatura de têmpera. É importante salientar que a temperatura de nitretação na nitretação gasosa de aços rápidos é de 550- 560°C (10-40 minutos).

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 [58].

A nitretação líquida tem mostrado menor benefício em brocas e ferramentas de torno, plainas e os maiores benefícios em cossinetes, machos, alargadores, ferramentas de conformação e brochas. Fresas e escareadores podem ser melhorados bem como outros tipos de ferramentas de gumes finos e aguçados [55]. A nitretação líquida de ferramentas que operam com cortes muito leves, freqüentemente melhora a performance devido a sua alta dureza e sua baixa fricção que previnem o desgaste do gume de corte afiado. A maioria dos gumes de ferramentas são afiados somente em uma superfície, deixando a condição nitretada nas outras superfícies o que parece ser suficiente para conseguir qualidades desejáveis [54,57].

A nitretação líquida apresenta, ainda, benefícios em pentes de abrir rosca (cossinetes, alargadores, machos e brochas). Fresas e escareadores podem ser melhorados como outras ferramentas de fio fino. A aplicação da nitretação é também benéfica para matrizes, particularmente matrizes para estiramento e matrizes sujeitas a escoriação pelo material trabalhado.

Aplicações da Nitretação a Plasma a Ferramentas de Aço Rápido

Fresas foram testadas na produção de virabrequins feitos de aço carbono comum (C:0,42-0,51; Mn: 0,7-0,9 ; S: 0,18 – 0,22 % at.). Os parâmetros de usinagem foram os seguinte : 200 rot./min; arredondamento permitido do gume de 0,1 mm; fluido de resfriamento, REZOL 21. Número de engrenagens antes da primeira reafiação é 70 com ferramentas não tratadas, enquanto as ferramentas nitretadas a plasma duraram por 418 engrenagens. Entre duas reafiações 290 engrenagens puderam ser cortadas, ou seja, 4 vezes mais do que as fresas não nitretadas podiam produzir, mostrando o efeito da superfície de saída [59].

A nitretação a plasma entre duas reafiações de uma ferramenta revestida parece ser uma alternativa extremamente promissora [57]. Isto porque a nitretação a plasma reduz significativamente o desgaste de cratera que é o mecanismo dominante em altas velocidades de corte utilizadas na usinagem com ferramentas revestidas.

Na usinagem de aços carbono de construção mecânica em velocidades de corte no intervalo de 50 a 100 m/min., o uso de aços rápidos sem camadas superficiais modificadas não

apresenta vantagens por causa de sua baixa resistência ao desgaste nestas condições de trabalho, enquanto carbonetos duros sinterizados são sujeitos a “spalling”[60].

Rabinovich et al. [58] testaram insertos do aço rápido AISI M2 nitretados a plasma (martensita altamente nitretada) com uma profundidade de camada de 25-35 μm , usinando um aço médio carbono (C-0,45%, 180-200 HB) numa velocidade de corte elevada de 70 m/min., 0,5mm de profundidade de corte e uma velocidade de avanço de 0,28mm/min.. A resistência ao desgaste foi medida pelo desgaste de flanco e face e também área de material aderido. Segundo os autores o endurecimento da superfície do aço ferramenta resulta na redução do valor de desgaste devido ao decréscimo na intensidade de adesão na face e gume da ferramenta. A profundidade de perda de dureza da superfície também diminui.

Smith, A. P. e Gane, N [61], observaram uma significativa redução no torque médio exercido para a abertura de roscas (de 9,7Nm para 6,2Nm) em porcas de aço doce (S 1010) com o uso de machos nitretados a plasma. Entretanto exames microscópicos revelaram lascamentos nos flancos dos dentes de ambos, machos nitretados a plasma e em banho de sais. Os mesmos machos oxinitretados apresentaram a mesma redução do torque, porém não mostraram lascamentos. As condições de nitretação envolveram temperaturas acima de 500 $^{\circ}\text{C}$ (525 $^{\circ}\text{C}$ por 8 minutos para a nitretação a plasma). Segundo estes autores, devido a necessidade de uma camada fina sem uma zona de compostos apreciável, não seria possível exercer qualquer grande grau de controle sobre as propriedades das camadas nitretadas a plasma em aços rápidos e, deste modo, ferramentas nitretadas a plasma, da mesma forma que as nitretadas em banho de sais, estariam sujeitas a lascamentos.

Béjar e Vranjican [62] testaram ferramentas de aço rápido(ângulo de saída de 8 $^{\circ}$, ângulo de folga de 8 $^{\circ}$) nitretadas a plasma em uma mistura gasosa de 2% N_2 + 98% H_2 durante 1 hora. O exame metalográfico mostrou a inexistência de camada de compostos na superfície das ferramentas após nitretação. Os testes envolveram operações de torneamento ortogonal com as ferramentas operando em torneamento contínuo e intermitente de um aço baixo carbono (0,1% C).

Os resultados de Béjar e Vranjican demonstraram que o tratamento de nitretação a plasma pode aumentar significativamente a vida de ferramentas de aço rápido operando tanto em corte contínuo quanto intermitente. E, ainda, no caso de corte intermitente, a vida da

ferramenta de aço rápido nitretada a plasma pode ser maior do que a vida de ferramentas de carbonetos. No caso de corte contínuo o aumento na vida foi pouco mais de 2 (critério de vida foi um desgaste de flanco $VB= 0,3\text{mm}$) para uma velocidade de corte de 13,2 m/min e de 1,6 vezes para 20 m/min.

No corte intermitente, segundo Béjar e Vranjican, foi possível trabalhar com velocidades de corte mais altas para as ferramentas nitretadas, 200 m/min enquanto as utilizadas em ferramentas não nitretadas ficaram limitadas a 150 m/min devido a quebra das ferramentas. No corte intermitente em uma velocidade de 150 m/min (profundidade de corte = 0,75mm e avanço = 0,067mm), a vida de uma ferramenta de aço rápido não nitretada foi similar a de uma ferramenta de carbonetos e 80% maior do que a vida de uma ferramenta não nitretada [62].

3 Procedimento Experimental

3.1 Introdução

A experiência adquirida em trabalhos anteriores para estabelecer parâmetros básicos de processo e resultados de testes com ferramentas nitretadas estimularam o desenvolvimento do presente trabalho. Os procedimentos adotados em trabalhos anteriores foram usados para um contínuo aperfeiçoamento do processo de nitretação a plasma no LAMEF (Laboratório de Metalurgia Física da UFRGS), onde foi desenvolvido o reator utilizado neste trabalho [47,63,64,65,66,67,68,69,70,71].

O trabalho envolveu a nitretação a plasma de corpos de prova cilíndricos e ferramentas de corte com diferentes parâmetros de tratamento. As camadas nitretadas foram caracterizadas e efetuou-se uma série de testes de usinagem com as ferramentas.

Um grupo de corpos de prova cilíndricos foram submetidos a diferentes tipos de preparação mecânica das superfícies antes da nitretação, visando gerar os acabamentos finais de superfícies polidas, lixadas e jateadas. Brocas de furo de centro utilizadas em testes de usinagem, também tiveram modificadas suas condições superficiais antes da nitretação.

Devido a geometria complexa das ferramentas, a maior parte das análises destinadas a caracterização das superfícies nitretadas foi realizada em amostras cilíndricas. Os experimentos realizados podem ser divididos em 2 grupos principais. No grupo I foram utilizadas somente amostras polidas. Para se ter o efeito de diferentes estados superficiais antes da nitretação, no grupo II, amostras e ferramentas preparadas para diferentes acabamentos superficiais foram nitretadas, incluindo o acabamento superficial de amostra polida como referência. Na Figura 3. 1 é exemplificado o procedimento adotado no grupo II de experimentos.

A caracterização das camadas formadas envolveu a utilização de metalografia, ensaios de microdureza e dureza, determinação do perfil de composição química por GDOS (espectroscopia de emissão ótica em descarga incandescente), difração de raios-X e emprego de microscopia eletrônica de varredura.

Uma série de testes adicionais com ferramentas de corte nitretadas foi realizado em ambiente industrial. E, em laboratório, o desempenho de brocas de furo de centro nitretadas nas diferentes condições foi monitorado pela medição dos esforços na furação, do desgaste de flanco e inspeção ao microscópio eletrônico de varredura.

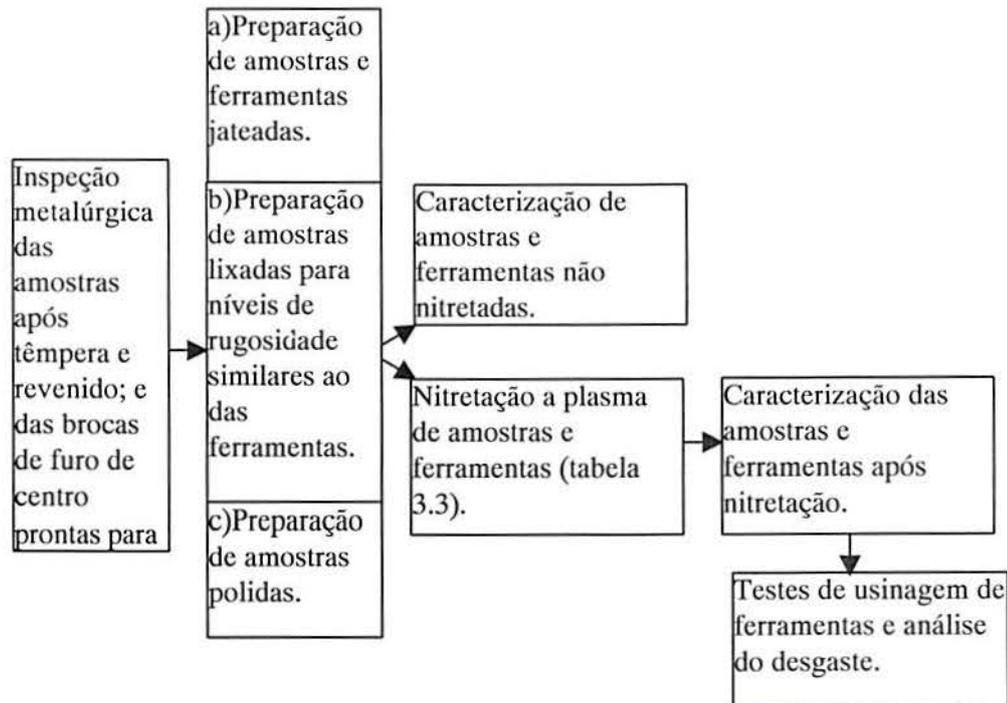


Figura 3. 1 Diagrama esquemático apontando os passos adotados no trabalho com amostras e ferramentas.

3.2 Material e Tratamento Térmico

O material empregado foi o aço ABNT M2. A composição nominal do aço e o resultado da análise química de amostras e brocas de centro é dado na Tabela 3.1.

As amostras possuíam a forma cilíndrica com diâmetros de 25 e 32 mm e alturas de 4 e 5 mm. As superfícies das faces planas das amostras foram utilizadas para a análise, e portanto submetidas a principal preparação superficial. As ferramentas empregadas foram brocas de furo de centro, mostradas na Figura 3.2, com geometria definida segundo a norma DIN 333A,

de diâmetro da ponta de 5,0 mm, comprimento de ponta a ponta l_1 (conforme figura) de 65 mm em aço ABNT M2.

Tabela 3.1 Composição química do material empregado (% em massa dos elementos químicos).

Grupo amostras	C	W	Mo	Cr	V
Composição nominal ABNT M2	0,90	6,2	5,0	4,25	1,9
Amostras (Grupo I)	0,97	6,09	4,76	4,05	1,68
Amostras (Grupo II)	0,89	6,13	5,19	4,19	1,90
Brocas de centro	0,88	5,92	4,78	3,82	1,81

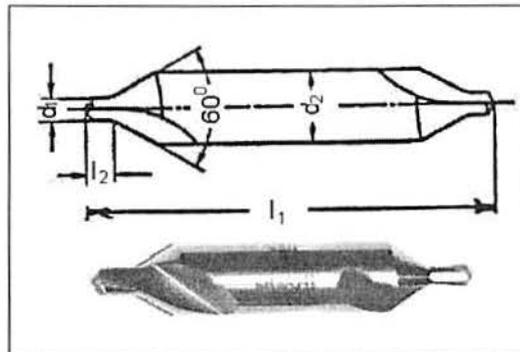


Figura 3.2 Fotografia da broca de furo de centro empregada nos testes de usinagem.

Para o tratamento de nitretação a plasma todas as amostras foram usadas no estado temperado e revenido com uma dureza de núcleo de 64 HRC. O tratamento térmico das amostras foi efetuado em banhos de sais fundidos como indicado:

- Austenitização: 1190°C, 1 min
- Resfriamento: Banho de sais (até 500°C) e em ar (até 80°C)
- Revenimento: 2 vezes 550°C, 2 h

A Figura 3.3 mostra a microestrutura representativa de amostras antes da nitretação, apresentando a bem conhecida microestrutura temperada e revenida dos aços rápidos com martensita revenida e carbonetos. Os carbonetos apresentam-se dispersos em toda a matriz, com a ocorrência de bandas de maior concentração.

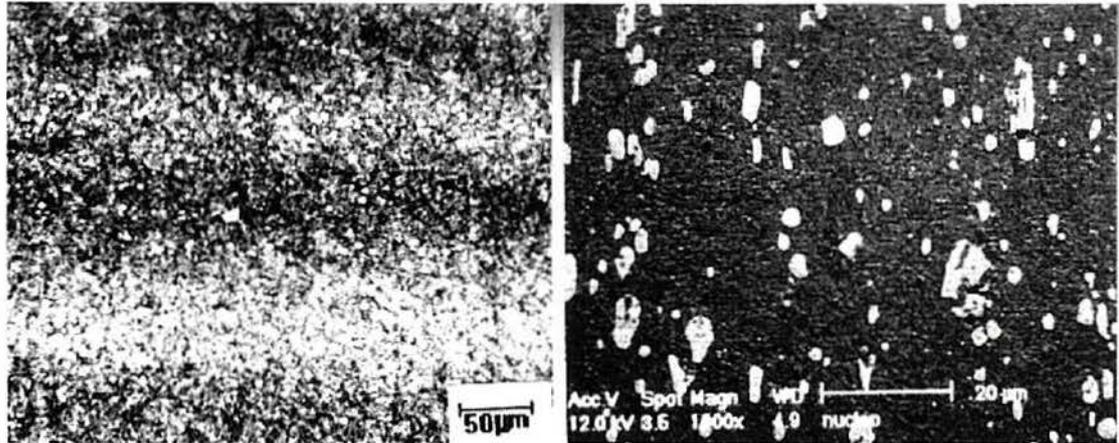


Figura 3.3 Fotomicrografia obtida ao microscópio óptico a) e eletrônico de varredura b) de uma amostra de aço rápido ABNT M2.

3.3 Variação da condição superficial

A fim de produzir diferentes estados superficiais nas amostras e brocas de furo de centro após têmpera e revenido, estas foram submetidas a diferentes processos de preparação superficial antes da nitretação, visando obter os seguintes acabamentos superficiais: i) amostras polidas.; ii) brocas e amostras jateadas e iii) amostras lixadas em lixas de granulometria 80 e 120.

O modo de preparação de amostras e ferramentas nas diferentes categorias é descrito nos parágrafos seguintes:

i) Amostras polidas.

As amostras polidas serviram como um estado de referência para a análise dos parâmetros de nitretação. Após o tratamento térmico de têmpera e revenido, especificado, as faces e lateral das amostras cilíndricas foram lixadas em lixas de granulometria 80 numa lixadeira de esteira rotativa. Após, as faces das amostras foram lixadas manualmente em uma seqüência de lixas de granulometria decrescente de 120 a 1000, seguindo-se os procedimentos padrões de preparação metalográfica. As amostras foram, então, polidas em duas etapas, empregando-se pastas de diamante de granulometria 4µm e após 1µm.

ii) Brocas e amostras jateadas.

As brocas e amostras foram submetidas a um jateamento controlado com abrasivo “corundum” (Al_2O_3), diâmetro de partículas de 0,7 a 0,85 mm, com uma pressão de 3,5bar. Após o tratamento térmico de têmpera e revenido e antes de submetidas ao jateamento, as amostras foram lixadas até lixa 400 a fim de remover a carepa resultante do tratamento térmico e uniformizar as superfícies.

No caso das amostras cilíndricas o jateamento foi realizado empregando um tempo de 30 segundos com um ângulo de incidência do jato de 90° e uma distância do nariz da pistola à face da amostra cilíndrica de aproximadamente 50 mm.

No caso das brocas partiu-se do estado original, prontas para uso (temperadas, revenidas e afiadas). Primeiramente as brocas foram jateadas por 15 a 30 segundos, conforme as amostras. As ferramentas testadas com estes parâmetros não apresentaram mais um corte efetivo, devido a um arredondamento excessivo dos gumes de corte. O processo foi, então, adaptado as brocas jateando por menos de 30 segundos com inclinação do jato de 45° em relação a superfície de saída das brocas de furo de centro. Observou-se uma coloração cinza uniforme após o jateamento.

iii) Amostras Lixadas.

Um grupo de amostras foi lixado para acabamento final em lixa 80 e outro para acabamento final em lixa 120 a fim de produzir uma rugosidade próxima a encontrada na superfície de saída e gumes de corte das brocas de furo de centro em estado original. Para obtenção dos acabamentos finais de amostras com lixa 80, a face da amostra foi lixada com lixa desta granulometria em uma lixadeira rotativa, após têmpera e revenido, com a utilização de uma região não utilizada da lixa.

Para as amostras com acabamento final em lixa 120, partiu-se de amostras lixadas em lixa 80 numa lixadeira de cinta rotativa, lixando-as manualmente em lixas novas num sentido transversal aos sulcos deixados pela lixa anterior. O processo era realizado até o desaparecimento das marcas anteriores.

3.4 Arranjo Experimental e Parâmetros de Nitretação a Plasma

Em todos os tratamentos de nitretação a plasma foi utilizado um tempo constante de nitretação de 30 minutos e uma pressão da mistura gasosa de 5 mbar. Foram utilizadas duas misturas gasosas: uma de 5% vol. N₂ e outra de 76% vol. N₂ em hidrogênio.

Antes de colocadas na câmara as amostras foram limpas e desengraxadas. Após os tratamentos de nitretação, com aquecimento obtido apenas pelo plasma, procedeu-se um resfriamento lento desde a temperatura de nitretação, deixando as amostras resfriar na câmara até a temperatura ambiente. Todo o procedimento envolvido no processo de nitretação a plasma, bem como uma descrição do equipamento, são dados no apêndice I.

a) Grupo I de Experimentos

No grupo I de experimentos foram nitretadas somente amostras cilíndricas (Tabela 3.1, grupo I), com um acabamento superficial polido. Cada carga de trabalho foi composta de três amostras, uma destinada ao controle da temperatura e as outras duas para as análises. As amostras foram colocadas diretamente sobre o suporte (mesa do cátodo) de 50 mm de diâmetro. Os parâmetros são dados na Tabela 3.2.

Tabela 3.2 Parâmetros de Nitretação para as amostras do grupo I com um tempo constante de 30 minutos e pressão da mistura gasosa de 5 mbar.

Temperat. (°C)	Mist. gasosa	Voltagem(V)	Corrente(mA)
350	5% N ₂	393	251
400	5% N ₂	424	296
450	5% N ₂	462	328
500	5% N ₂	520	402
350	76% N ₂	316	256
400	76% N ₂	332	337
450	76% N ₂	345	402
500	76% N ₂	359	478

b) Grupo II de Experimentos

No grupo II de experimentos foram nitretadas amostras polidas, lixadas e jateadas, além de ferramentas de corte, sendo que as cargas de trabalho de nitretação sempre foram formadas por amostras cilíndricas e brocas. No arranjo de amostras e brocas dentro da câmara de nitretação, teve-se o cuidado para que a distribuição obedecesse uma simetria

em relação ao centro, conforme é mostrado na Figura 3.4. As temperaturas das amostras e ferramentas foram medidas de forma independente, devido as diferenças geométricas.

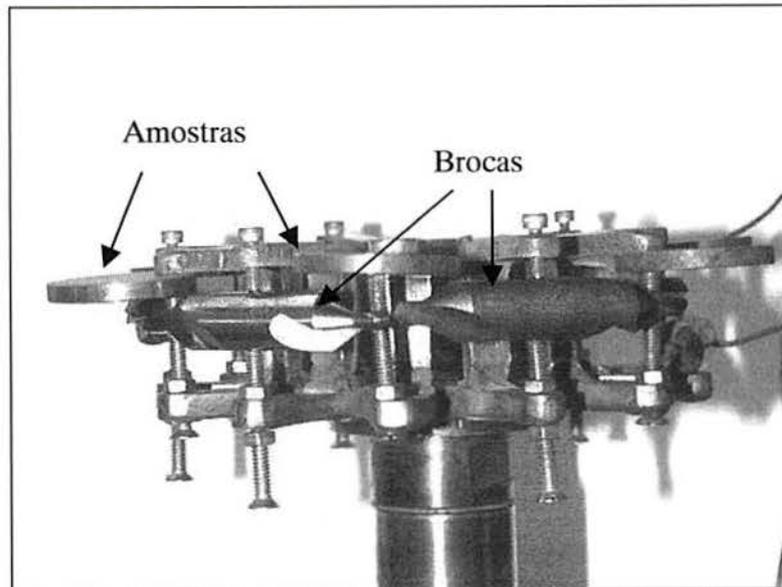


Figura 3.4 Esquema da distribuição das ferramentas e amostras adotado no grupo II de experimentos.

A temperatura, os parâmetros elétricos (tensão e corrente), composição gasosa e o acabamento superficial de amostras e brocas de furo de centro dentro de cada lote são mostrados na Tabela 3.3. Para uma explicação da nomenclatura usada na coluna “acabamento amostras”: o lote A, por exemplo, foi formado por 2 amostras polidas e duas com acabamento em lixa 80, duas ferramentas em estado original e duas brocas jateadas, além de uma amostra e uma “broca falsa” para o controle da temperatura.

Tabela 3.3 Lotes de nitretação e parâmetros empregados no grupo II de experimentos.

Lote	Acabamento amostras	Acabamento brocas	Temperat. amostras (°C)	Temperat. brocas (°C)	N ₂ (% vol)	Corrente (mA)	Tensão (V)
A	80, Pol.	Original, Jat.	400	455	5	873	400
B	80, Pol.	Original, Jat.	500	520	5	1057	438
C	120, Jat.	Original, Jat.	400	425	5	840	396
D	120, Jat.	Original, Jat	500	525	5	1038	427
E	80, Pol.	Original, Jat.	400	375	76	716	303
F	80, Pol.	Original, Jat.	500	480	76	1088	334
G	120, Jat.	Original, Jat	400	400	76	730	302
H	120, Jat.	Original, Jat	500	500	76	1140	340

3.5 Medição de Rugosidade

Na superfície de cada amostra (discos) foram realizadas 5 medições, das quais foi calculado um valor médio do corpo de prova. As medições de rugosidade foram realizadas em 8 amostras lixadas em lixa 120, 8 em lixa 80 e 10 jateadas.

No caso das brocas, a rugosidade Ra foi medida somente sobre o gume de corte das ferramentas.

As definições de rugosidade média Ra e rugosidade média Rz são dadas pela norma NBR 6405/1988 da ABNT. Para a realização da medição destes parâmetros foram seguidos os procedimentos indicados pela norma em questão com a utilização de um rugosímetro.

3.6 Metalografia

No caso das amostras, considerou-se como superfície de análise somente a face plana dos corpos de prova nitretados, ou seja, todas as análises realizadas referem-se a esta face. Para observação da camada superficial modificada pelo processo de nitretação a plasma ao microscópio ótico, microscópio eletrônico de varredura, e realização de perfis de microdureza, procedeu-se a preparação de uma seção metalográfica transversal à superfície de análise como segue:

- i) O corpo de prova nitretado a plasma foi seccionado por um corte transversal à face plana (superfície de análise).
- ii) Contra a face plana (superfície de análise) foi prensado e colado um suporte metálico (cobre ou aço baixo carbono). Este suporte foi utilizado para prevenir o abaulamento excessivo da borda e principalmente manter a camada branca durante a preparação metalográfica.
- iii) Embutiu-se o conjunto obtido após o passo ii) em baquelite. A preparação metalográfica seguiu procedimentos padrões com polimento final em pasta de diamante de 1 μm de granulometria.
- iv) As amostras metalográficas da seção transversal à camada nitretada preparadas segundo iii) foram atacadas com reagente nital, concentração de 2% de HNO_3 em álcool etílico p.a.

3.7 Perfis de Microdureza e Microdureza Superficial

Para a obtenção dos perfis de microdureza na seção transversal da camada foi utilizado o método de medição de microdureza Knoop. As indentações foram realizadas a partir da superfície da amostra, obtendo-se gráficos dos valores medidos em função da profundidade.

Para avaliar a microdureza superficial foram variadas as cargas empregadas, utilizando-se: 300g, 200g, 100g, 50g e 25g com penetrador de microdureza Knoop. Os valores utilizados na análise da microdureza superficial são a média de 10 indentações para cada carga.

Os valores médios de microdureza para cada carga foram graficados como uma função de “c”, sendo c igual a razão da profundidade de camada total (Zona de difusão + Zona de compostos) do corpo de prova (dl) pela profundidade de penetração da indentação (t):

$$c=dl/t \quad \text{equação 3.1.}$$

$$t=d/30,54 \quad \text{equação 3.2.}$$

A profundidade de camada dl foi medida por GDOS (Espectroscopia Ótica em Descarga Incandescente) e a profundidade de penetração t foi calculada a partir da diagonal maior que seria produzida pela indentação[72], através da equação 3.2.

“d” na equação 3.2 representa um valor médio da diagonal maior, calculado de 10 indentações realizadas por carga empregada em cada amostra. O valor de “dl” foi obtido dos gráficos de GDOS para o nível de 0,1% de nitrogênio (tabela 4.4). A Tabela 3.4 exemplifica os cálculos realizados para uma determinada amostra.

Tabela 3.4 Dados necessários para obtenção das curvas HK versos c para uma amostra nitretada.

Amostra ap2 – 400 ^o C, 5% N ₂					
Microdurômetro			dl=10,8		
Carga(g)	HK médio	Desvio	d	t=d/30,541	c=dl/t
300	1075,5	32	63,0	2,0	5,2
200	1114,3	16,4	50,5	1,6	6,5
100	1200,1	81,7	34,4	1,1	9,6
50	1271,8	60,1	23,6	0,77	13,9
25	1272,8	121,6	16,7	0,54	19,7

Neste sentido os gráficos obtidos são um excelente instrumento para analisar o gradiente de dureza na superfície das amostras.

Os elevados desvios estão associados à estrutura heterogênea do aço rápido. Devido a distribuição de carbonetos primários, uma determinada indentação pode sofrer uma menor ou maior influência dos carbonetos, o que depende do tamanho dos carbonetos e quantidade de carbonetos na área em que foi realizada a indentação.

Foram realizadas um número de 10 indentações por carga, para obter-se um valor de dureza média da superfície.

3.8 Determinação de Perfis de Composição Química

Para a determinação de perfis de composição química de amostras nitretadas foi utilizada a técnica de Espectroscopia Ótica em Descarga Incandescente (GDOS)(73, 74, 75).

Neste espectrômetro, íons pesados de um gás nobre (no caso argônio) colidem com alta energia cinética na amostra que funciona como o cátodo em um plasma de descarga incandescente. O impacto destes íons causa a pulverização de partículas atômicas da superfície da amostra. A energia transmitida para estas partículas na pulverização, bem como por outras colisões com os íons no plasma e por subsequentes interações, atinge um nível tal que leva a estados excitados de uns poucos eV. O estado de equilíbrio destas partículas é restabelecido pela emissão de um fóton de energia específica para cada elemento, após alguns nanosegundos.

A dispersão de luz é conduzida por um espectrômetro de emissão ótica. Posicionando-se adequadamente as fendas receptoras no círculo focal de Rowland, determinadas linhas do espectro são selecionadas e suas intensidades podem ser medidas quantitativamente por meios fotoelétricos. A luz será intensificada fotoeletricamente com fotomultiplicadores. Valores absolutos de concentração das intensidades relativas da linhas são obtidos pelo uso de padrões de calibração.

A pulverização de átomos da amostra no plasma da descarga incandescente causa um processo de erosão em sua superfície. A profundidade de erosão está relacionada ao tempo de bombardeamento. Deste modo a quantidade dos elementos com a profundidade pode ser

obtida por uma análise da concentração de elementos relacionada ao tempo de bombardeamento. O número de elementos que podem ser analisados simultaneamente é limitado pelo número de fendas secundárias no círculo focal de Rowland.

A característica essencial deste método, comparado aos métodos microanalíticos para a análise do perfil de elementos com a profundidade, é a de analisar e erodir uma área macroscópica (50 mm²) da amostra. A grande área analisada tem a vantagem de gerar uma razão sinal/ruído alta, mesmo para baixas concentrações atômicas, além de reduzir as flutuações estatísticas.

3.9 Profundidade de Camada

Quanto a determinação da profundidade de camada, cada uma das técnicas de microscopia, perfil de microdureza e GDOS, apresenta suas vantagens e desvantagens. Para o caso específico do aço ABNT M2, em que se tem uma estrutura heterogênea devido ao bandejamento de carbonetos na microestrutura, a avaliação a partir do perfil de microdureza é a que apresenta as maiores dificuldades. No entanto, não se deve assumir que esta não seja uma técnica válida para a avaliação da camada nitretada. A análise por esta técnica torna-se mais difícil a medida que as camadas nitretadas apresentam uma profundidade pequena, como na maioria das camadas de interesse prático neste trabalho.

Ao microscópio ótico a profundidade de nitretação total (Zona de difusão + Zona de Compostos) foi estimada com um sistema de medição de vídeo/câmara calibrado acoplado ao sistema ótico. De qualquer forma a profundidade da zona de compostos pôde ser medida com melhor precisão ao microscópio eletrônico de varredura.

A profundidade de camada a partir dos perfis de microdureza deve ser estimada conforme a norma DIN 50 190 parte 3, na qual a dureza limite "GH" para a determinação da profundidade convencional é dada por: $GH = (\text{dureza de núcleo} + 50)HV$ ou HK. Porém neste trabalho frente as pequenas profundidades de camada nitretada, este procedimento não foi adotado.

No perfil de composição química obtido por meio de espectroscopia ótica de descarga incandescente ocorre, inicialmente, um forte decréscimo do conteúdo de nitrogênio na camada

de compostos que, então, muda para um decréscimo menos acentuado na zona de difusão. A zona de transição entre estas duas regiões (zona de compostos/zona de difusão) no perfil apresenta uma largura de alguns micrômetros. Isto se deve a fronteira entre a zona de compostos e de difusão não ser perfeitamente definida, além de variações de profundidade oriundas da rugosidade. Tomou-se o valor médio de profundidade nesta região de transição para a estimativa da espessura da zona de compostos. A região de transição foi delimitada através de um ajuste linear ao decréscimo de nitrogênio na zona de compostos, determinando-se desta forma o início da transição como a profundidade na qual o comportamento deixa de ser linear. Repetindo o procedimento para a zona de difusão determinou-se o término da zona de transição. Após este procedimento tomou-se o valor médio entre o início e o término da transição.

Para comparar as profundidades total (zona de compostos + zona de difusão) de camada entre as amostras adotou-se como referência o valor de profundidade correspondente a 0,1% em massa de N.

3.10 Configuração Experimental nos Difrátômetros de Raios-X

Para análises com a radiação Cr-K α foi empregado um equipamento desenvolvido no IWT (Stiftung Institut für Werkstofftechnik, Bremen, Alemanha) equipado com detector com filtro de vanádio, fenda de 2,5 mm com uma abertura primária de 2,4 mm para experimentos com amostras e de 1,5 mm para as brocas de centro. O equipamento é mostrado na Figura 3.5. Neste aparelho foram executadas medições de tensões residuais em amostras e ferramentas e análise de fases em amostras. A Figura 3.6 mostra um arranjo de 4 amostras para medição consecutiva.

Nos experimentos com radiação Cu-K α empregou-se um difratômetro (“Philips PW3710 BASED”) equipado com ânodo de cobre, abertura de $1/4^{\circ}$ com uma distância de 175 mm à amostra e fendas do detetor de 1,2 mm a primária e 0,2 mm a secundária, para análises em modo normal ($\psi=0$). Adicionalmente foram realizadas algumas análises em baixo ângulo de incidência.

Para a medição das tensões residuais com radiação cobre, empregou-se um difratômetro equipado com ânodo de cobre (tipo “Acentric open Eulerian cradle”, Huber), com abertura de 0,5 mm e detector com fenda primária de $1,8^{\circ}$ e secundária de $1,2^{\circ}$.

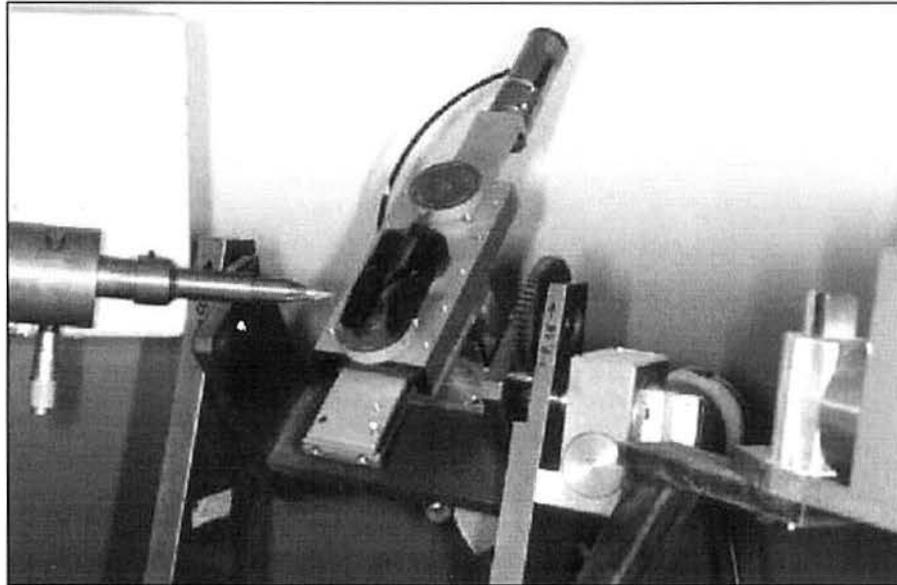


Figura 3.5 Detalhe do equipamento utilizado na medição de tensões residuais e análise de fases com radiação Cr-K α . O suporte de amostras (ferramentas) está inclinado de 45° (ângulo ψ) em relação a vertical onde uma broca está presa. Aparece ainda na foto o tubo de raios-X a esquerda e o detector a direita.

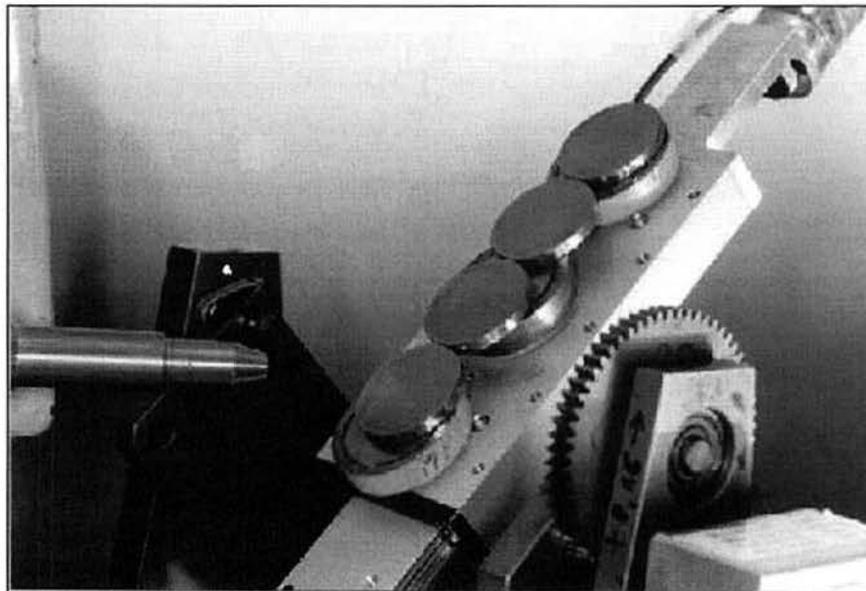


Figura 3.6 Detalhe do equipamento empregado com amostras arranjadas para a medição de tensões residuais. Neste caso 4 amostras seriam medidas consecutivamente, num total de aproximadamente 16 horas de medição.

Os difratogramas em baixo ângulo (ângulo de incidência $\alpha=1^{\circ}$) foram executados com um difratômetro- Ω comercial (tipo Siemens D 500) usando radiação Cu-K α . Para o

paralelismo do feixe de raios-X difratado, o difratômetro foi equipado com um colimador para medições com a geometria Bragg-Brentano desfocada (“defocusing Bragg-Brentano geometry”). Um monocromador de LiF plano foi usado no feixe difratado. Uma abertura primária de 0,35 mm ($0,1^\circ$) de largura e 10 mm de altura foi usado para as medições. Os padrões foram adquiridos no intervalo de $33^\circ < 2\theta < 150^\circ$ com um passo de $0,02^\circ$ e um tempo de medição de 20s/passos. A Figura 3. 7 mostra o esquema de medição em modo de baixo ângulo (“Grazing Incidence”).

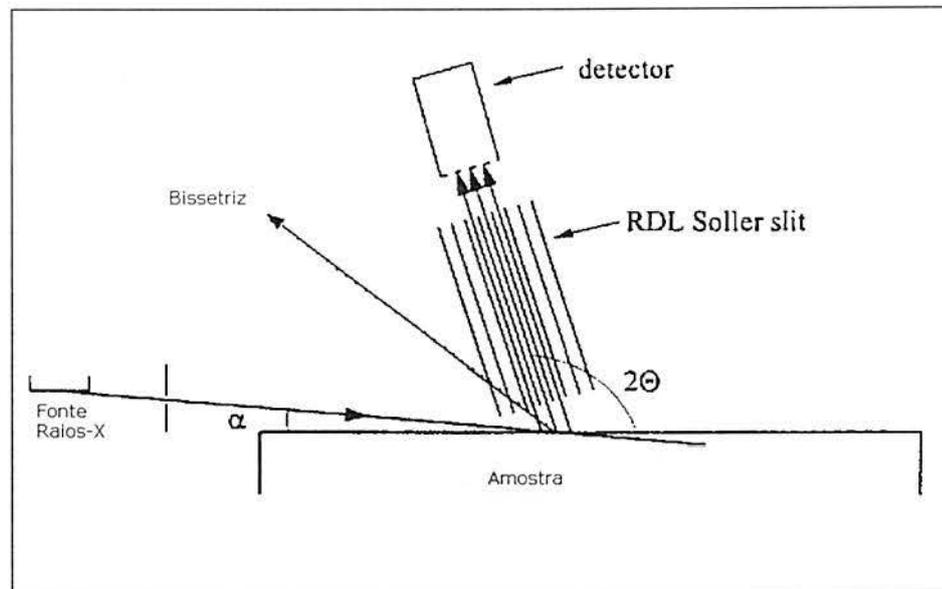


Figura 3. 7 Arranjo principal para medições de baixo ângulo de incidência em um difratômetro tipo Ω , ótica assimétrica de feixe pseudo paralelo.

3.11 Análise de Fases por Difração de Raios-X

A análise de fases de amostras foi realizada empregando-se a radiação cromo e cobre em modo normal de incidência. Adicionalmente foi realizada a análise pelo método de baixo ângulo (Figura 3. 7) com radiação $\text{Cu-K}\alpha$, obtendo-se, desta forma, uma variação da profundidade amostrada da superfície dos corpos de prova.

O emprego da radiação $\text{Cr-K}\alpha$ fornece informações de uma profundidade maior em relação a radiação $\text{Cu-K}\alpha$ devido a maior penetração da radiação cromo no aço. Em modo normal ($\psi=0$) a radiação cromo possui uma profundidade de penetração no aço variando em função de 2θ de 0 a 6 μm , enquanto para a radiação cobre fica em 0 a 2 μm conforme mostra a

Figura 3.8. As curvas das Figuras 3.8 e 3.9 foram calculadas baseadas em dados da literatura para o coeficiente de absorção de raios-X em materiais ferrosos [76], a partir da seguinte fórmula, [77]:

$$\langle z \rangle = (\sin\theta \cdot \cos\psi) / 2\mu, \quad \text{equação 3.3}$$

onde,

$\langle z \rangle$ é a profundidade de penetração

θ e ψ são os ângulos em modo Ψ , conforme Figura 3.10.

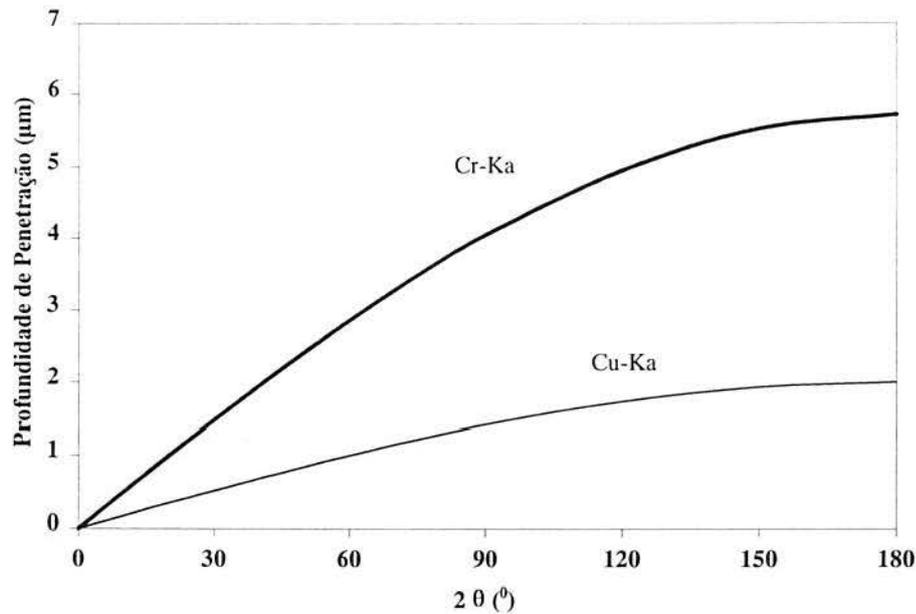


Figura 3.8 Profundidade de Penetração das Radiações Cr e Cu em função de 2θ no aço.

3.12 Medição de Tensões Residuais na Zona de Difusão

Nas medições de tensões residuais na zona de difusão empregou-se a radiação $\text{Cr-K}\alpha$, medindo-se a distância entre os planos $\{211\}$ do ferro- α . A maior penetração desta radiação no aço permitiu medições na zona de difusão mesmo com uma camada de compostos na superfície. Algumas medições de tensões residuais foram realizadas empregando-se, também, a radiação $\text{Cu-K}\alpha$.

A Figura 3.9 mostra como varia a profundidade de penetração da radiação Cr-K α em função de $\text{sen}^2\psi$ quando efetuam-se medições para os planos {211} do ferro - α . Nesta figura também é graficada a profundidade para a medição na zona de compostos (fase ϵ) com radiação cobre.

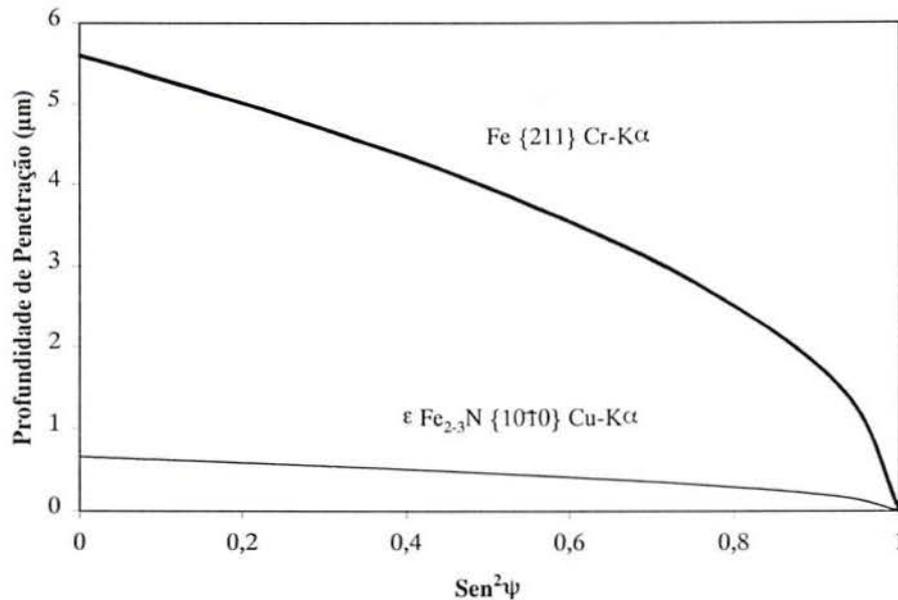


Figura 3.9 Profundidade analisada em função de $\text{sen}^2\psi$ para a radiação cromo e linha de difração {211} do ferro- α , e para a radiação cobre e a linha de difração {10 $\bar{1}$ 0} do nitreto ϵ .

As tensões residuais na zona de difusão foram calculadas a partir das deformações do reticulado usando o método do $\text{sen}^2\psi$ [76,77,78] com as constantes elásticas macroscópicas do aço, $E= 210\text{GPa}$, $\nu = 0.28$. Para a medição de tensões residuais utilizando os planos {211} do ferro- α , o emprego das constantes elásticas macroscópicas não leva a erros muito grandes, ficando em aproximadamente -6% [76].

Foram empregados os métodos do centro de gravidade e do ajuste polinomial às intensidades medidas na avaliação da posição 2θ das linhas de difração {211} do ferro- α , sendo que não foram observadas diferenças consideráveis entre as duas metodologias em termos do valor final de tensões residuais calculadas.

Como esperado, a avaliação das posições das linhas de difração com os dois métodos (centro de gravidade e ajuste polinomial) não revelaram diferenças significativas entre os valores de tensões residuais. Por simplificação somente os resultados avaliados com o método do ajuste polinomial serão apresentados neste trabalho. As medições dos planos {211} do

ferro- α não mostraram uma separação considerável entre as linhas de regressão linear para mais e menos ψ [79].

As medições das deformações residuais foram efetuadas em modo Ψ , utilizando-se difratômetros especialmente construídos para este fim. As medidas foram realizadas em 15 a 19 ângulos psi no intervalo $-60^\circ < \psi < +60^\circ$. O grande intervalo de medição em psi foi escolhido para fornecer uma melhor informação de possíveis efeitos de textura, triaxialidade de tensões e fortes gradientes de tensões, que possam estar presentes no material de forma a gerar uma relação não linear de 2θ em função de $\sin^2\psi$ [77,78]. Um diagrama esquemático de um difratômetro ψ é mostrado na Figura.3.10.

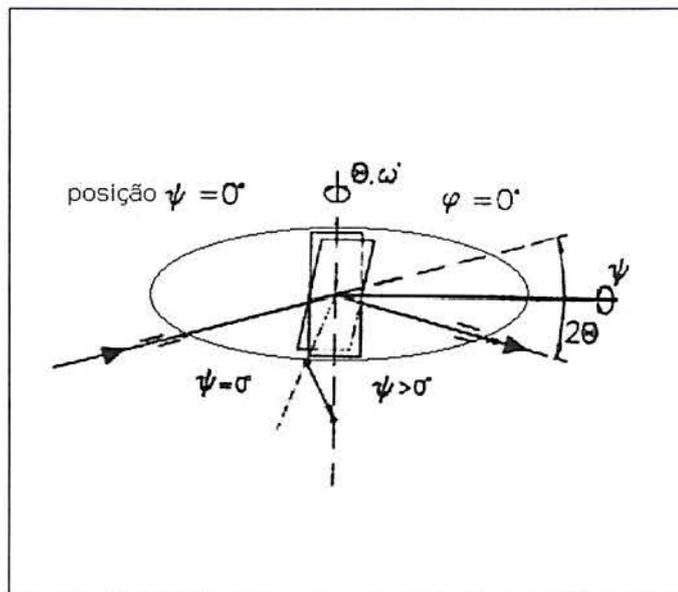


Figura 3.10 Esquema de um difratômetro Ψ .

A Figura 3.11 mostra o gráfico de $2\theta \times \sin^2\psi$ para uma amostra de pó de ferro- α medida neste equipamento para fins de calibração. O valor de tensão residual calculado a partir da Figura 3.11 forneceu um valor de tensão residual em torno de -12 ± 9 MPa, considerado satisfatoriamente baixo para os níveis de tensões residuais da ordem de 10^2 a 10^3 MPa medidos em amostras de aço rápido. Além disso, uma boa reprodutibilidade foi demonstrada pela repetição de medidas numa mesma amostra em um mesmo equipamento e em diferentes equipamentos.

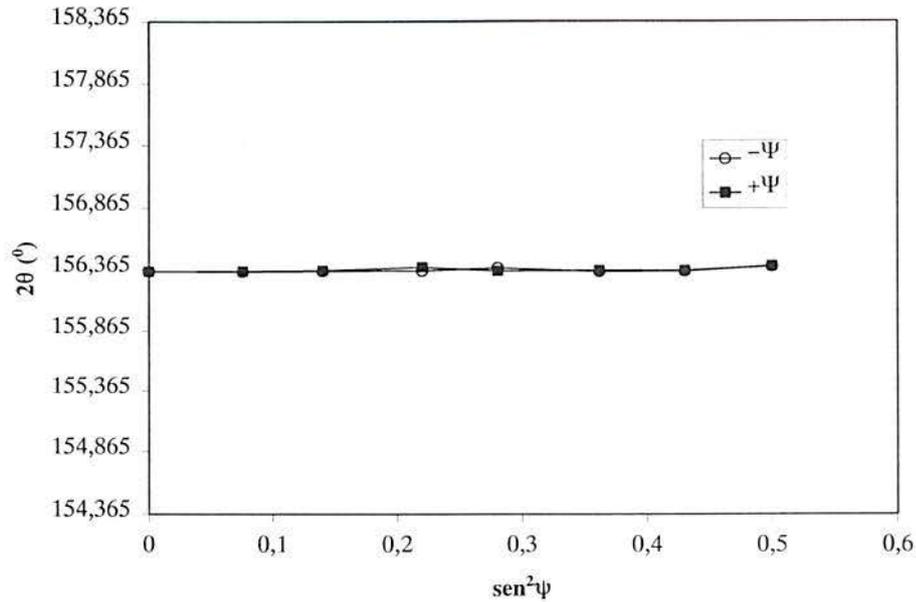


Figura 3.11 Gráfico de 2θ versus $\sin^2\psi$ para uma amostra de pó de ferro α obtido com radiação cromo.

Finalmente, os gráficos de 2θ versus $\sin^2\psi$ apresentaram um comportamento linear, como mostra a Figura 3. 12, o que implica que o método do $\sin^2\psi$ foi uma ferramenta apropriada para a determinação da tensões residuais. Na Figura 3. 12 foram graficados os valores de 2θ para ângulos ψ positivos e negativos. A alta inclinação positiva da linha de regressão indica altas tensões residuais compressivas na zona de difusão.

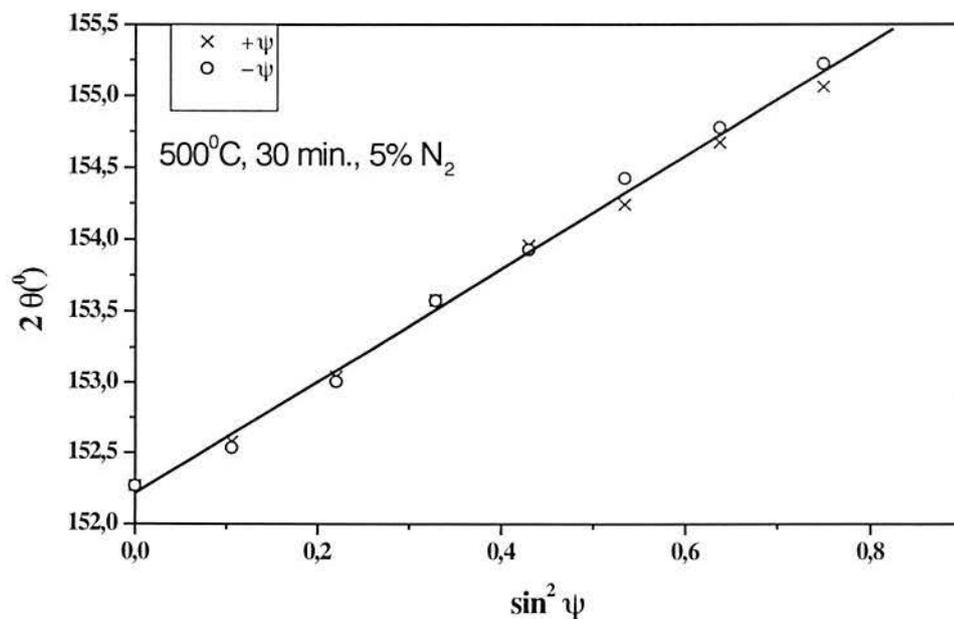


Figura 3. 12 Gráfico de 2θ versus $\sin^2\psi$ para uma amostra nitretada.

Em grande parte dos casos foram realizadas mais de uma medição de tensões residuais por amostra, tomando-se o valor médio. Além disso as medições foram feitas em duas direções ortogonais na superfície das amostras. No caso de amostras lixadas uma das direções foi paralela à direção dos sulcos deixados pelo processo de lixamento.

Adicionalmente, foram efetuadas medições de tensões residuais na ponta das brocas de centro. A Figura 3. 13 mostra uma fotografia de uma ferramenta posicionada no difratômetro para a medição.

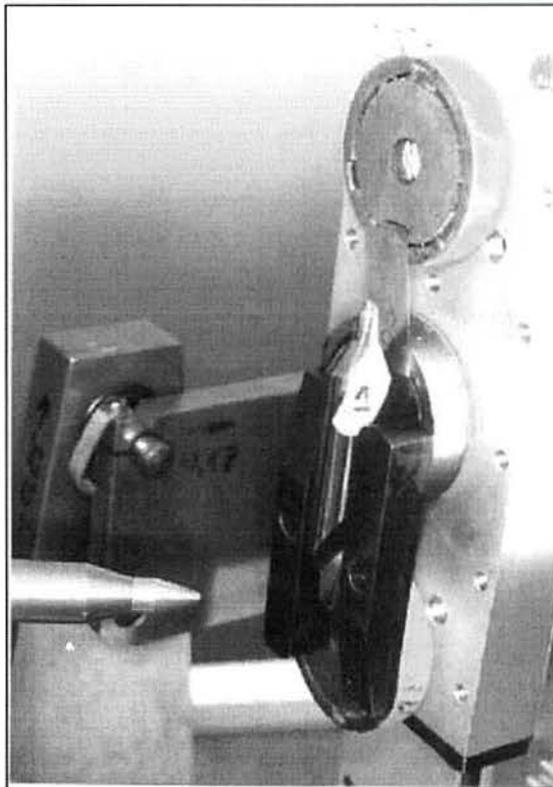


Figura 3. 13 Broca de furo de centro posicionada para a medição de tensões residuais na ponta.

3.12.1 Perfil de Tensões Residuais

Para realizar um perfil de tensões residuais, remoções sucessivas de camadas foram feitas em amostras somente com zona de difusão, medindo-se por difração de raios-X em cada nova superfície. As remoções de camada foram realizadas por ataque eletrolítico numa solução de 80% de ácido sulfúrico (H_2SO_4) e 20% de ácido fosfórico (H_3PO_4) utilizando-se uma fonte Struers Poectrol (para polimento eletrolítico), aplicando-se uma tensão de 10V e corrente de 10 A (máximas tensões e correntes aplicáveis neste equipamento 60V/20A ou 120V/10,3A). A espessura do corpo de prova foi medida antes e após um tempo pré-

determinado de ataque com a utilização de um micrômetro. O erro estimado na profundidade foi de $\pm 1\mu\text{m}$.

As tensões residuais foram medidas em cada nova superfície após remoção usando-se radiação Cr-K α seguindo o procedimento descrito no item 3.12.

Após a remoção de uma camada as tensões aliviadas alteram a distribuição de deformação na parte restante e isto será medido por difração de raios-X. Para o presente caso de remoção de ambos os lados, as correções dos valores medidos foram calculadas segundo procedimento citado por Hauk [76], encontrando-se valores muito pequenos como mostra a Figura 3. 14, não sendo necessário desta forma o cálculo destas correções.

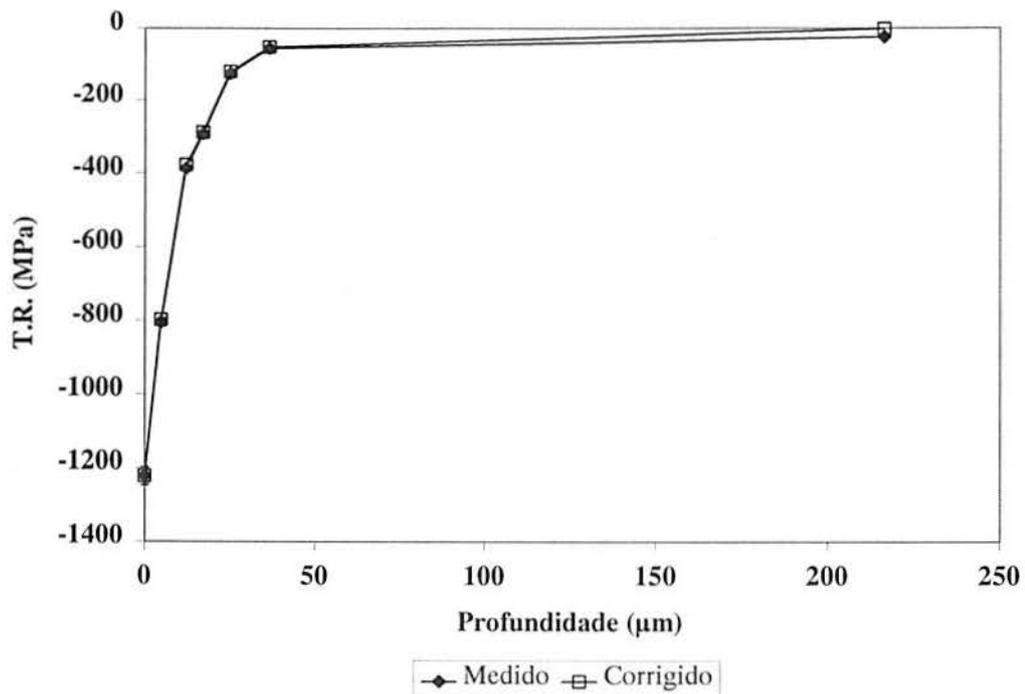


Figura 3. 14 Perfis de tensões residuais medido e corrigido para uma amostra polida nitretada (500 °C, 30 minutos 5% vol. N₂).

3.13 Tensões Residuais na Zona de Compostos

Para a medição da tensões residuais na zona de compostos foi utilizada a radiação Cu-K α devido a menor penetração. A Figura 3.9 mostra como varia a profundidade de penetração da radiações Cu-K α em função de $\sin^2\psi$ quando efetuam-se medições para os planos $\{10 \bar{1}0\}$ do (carbo)nitreto ϵ .

Devido a detecção de muitas linhas de difração superpostas de carbonetos, carbonitretos, nitretos e do ferro- α , somente uma linha de difração do nitreto ϵ foi considerada apropriada para a análise de tensões residuais empregando o método do $\sin^2\psi$.

Infelizmente, a linha de difração dos planos $\{10 \bar{1}0\}$ do reticulado do (carbo)nitreto ϵ - $\text{Fe}_{2,3}(\text{C})\text{N}$ ocorreu em baixos ângulos 2θ . Deste modo, das medições por si mesmas, uma dispersão nas posições das linhas para diferentes ângulos ψ deveria ser esperada e foi encontrada experimentalmente. Um gráfico de 2θ versus $\sin^2\psi$ das medições no nitreto ϵ da camada de compostos é apresentado na Figura 3. 15, mostrando certa separação para ângulos ψ positivos e negativos, além de um desvio do comportamento linear. De qualquer forma, como indicado pela linha de regressão linear, uma aproximação razoável ao valor de tensões residuais pôde ser calculado. Como uma aproximação inicial foram utilizadas as constantes elásticas macroscópicas do aço para o cálculo das tensões residuais na fase ϵ .

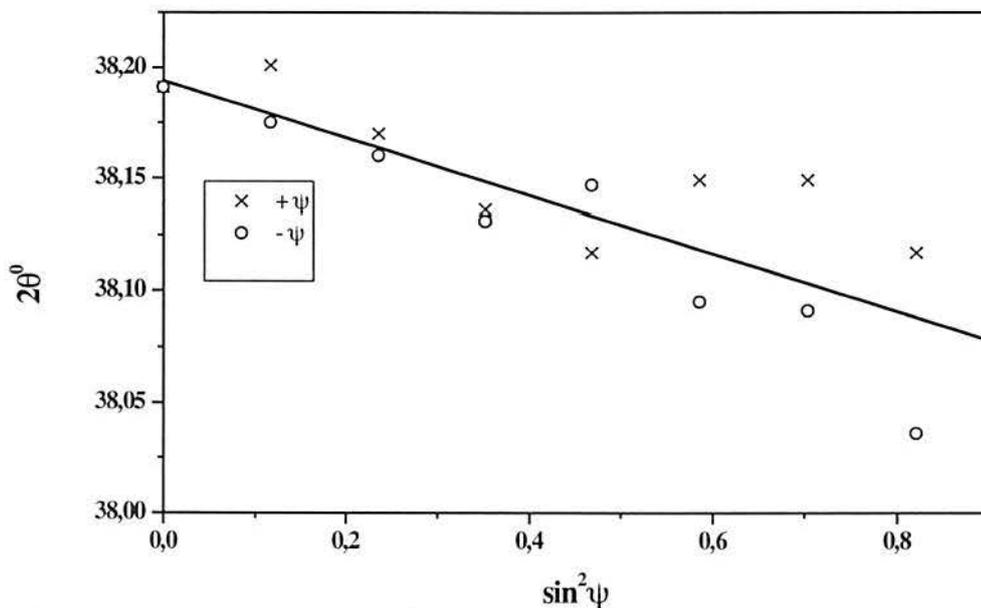


Figura 3. 15 Gráfico de 2θ versus $\sin^2\psi$ das medições no nitreto ϵ da camada de compostos

3.14 Cálculo do erro devido ao perfil de concentração de nitrogênio.

Em cada uma das fases de uma amostra nitretada normalmente um perfil de concentração de nitrogênio está presente numa direção perpendicular a superfície. Quando se emprega a técnica de difração de raios-X, o espaçamento interplanar determinado é uma média ponderada dos espaçamentos interplanares reais no volume amostrado aplicando-se um

fator de peso devido a absorção dos raios-X, conforme é mostrado nas equações 3.4 e 3.5. Deste modo, o fator de peso é dependente de “ ψ ”. Assim, na presença de um perfil de concentração de nitrogênio, mesmo para uma amostra livre de tensões, o espaçamento interplanar medido varia com ψ . Esta variação nos espaçamentos interplanares interfere com as variações induzidas pelas tensões residuais.

O espaçamento interplanar médio, como medido por difração de raios-X em uma camada delimitada por z_1 e z_2 abaixo da superfície, é dado por:

$$\langle d \rangle = \frac{\int_{z_1}^{z_2} d(z) e^{-Mz} dz}{\int_{z_1}^{z_2} e^{-Mz} dz} \quad \text{equação 3.4}$$

M é dado, para o caso do arranjo Ψ pela equação 3.5.

$$M = \frac{2\mu}{\text{sen } \theta \cos \psi} \quad \text{equação 3.5}$$

Nas equações 3.4 e 3.5, “ μ ” é o coeficiente de absorção linear, “ d ” é o espaçamento interplanar, “ z ” a distância da superfície e, “ θ ” e “ ψ ” são os ângulos de difração.

Assim, se for conhecida a função de distribuição dos espaçamentos interplanares com a profundidade, e, supondo a variação destes espaçamentos interplanares somente devido ao gradiente de concentração de nitrogênio, pode-se através da equação 3.4 determinar o erro causado pelo gradiente de concentração de nitrogênio na medição das tensões residuais. Isto pode ser feito calculando-se um gráfico de “ $\langle d \rangle$ ” em função de “ $\text{sen}^2 \psi$ ”, onde valores de “ $\langle d \rangle$ ” são calculados em função “ ψ ” pelo emprego da equação 3.4. O desenvolvimento da equação 3.4 é mostrada a seguir.

Uma relação linear entre os espaçamentos interplanares e a distância a superfície foi assumida em cada fase conforme mostra a Figura 3.16, onde são definidas as condições de contorno para a resolução da equação 3.4 para cada fase.

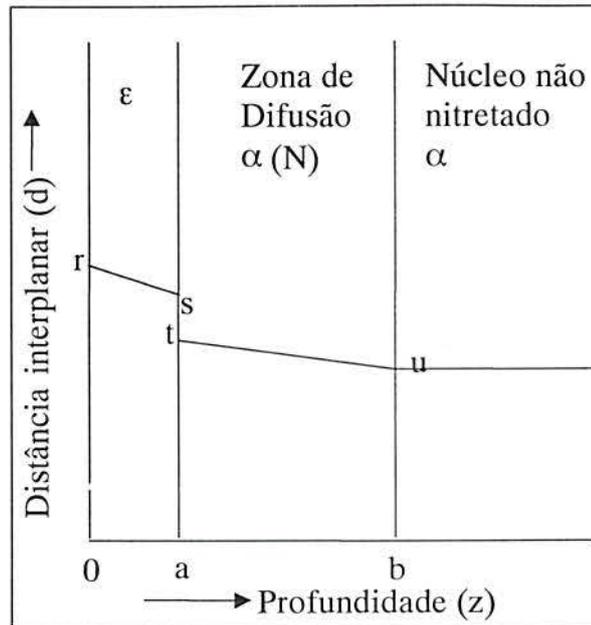


Figura 3.16 Diagrama esquemático de uma camada nitretada para indicar as condições de contorno aplicadas.

Fase ε

Observando a Figura 3.16, verifica-se que na fase ε o espaçamento interplanar em função de z é dado por,

$$d_{\epsilon} = A + Bz \quad \text{equação 3.6.}$$

Com as condições de contorno (Figura 3.16):

$$d_{\epsilon}(0) = r \text{ e } d_{\epsilon}(a) = s \quad \text{equação 3.7.}$$

Utilizando as condições de contorno (equação 3.7), as constantes A e B da equação 3.6 são determinadas. Então, substituindo na equação 3.4 esta função (equação 3.6) em lugar de d(z) e resolvendo a integral para os limites de integração da fase ε ($z_1=0$ e $z_2=b$), obtém-se:

$$\langle d \rangle = r + (s - r) \left(\frac{1}{aM} - \frac{e^{-Ma}}{1 - e^{-Ma}} \right) \quad \text{equação 3.8}$$

Ferro-α (Zona de Difusão e Núcleo não Nitretado)

Para a fase α, “d” em função de “z” é dado por 2 equações uma para a zona de difusão em que “d” muda linearmente com “z” e uma para o núcleo não nitretado em que o valor de “d” é assumido constante:

Zona de difusão: $d = A_1 + Bz$ **equação 3.9**

Núcleo não nitretado: $d = A_2$ **equação 3.10**

As condições de contorno dadas na Figura 3.16 são:

$$d_{\alpha(N)}(a) = t, \quad d_{\alpha(N)}(b) = u \quad \text{e} \quad d_{\alpha}(z \geq b) = u$$
 equação 3.11

Para a fase α os limites de integração serão de $z_1 = a$ até $z_2 = \infty$, de modo que a integral pode ser desmembrada na soma de duas integrais, isto é, um termo de $z_1 = a$ até $z_2 = b$, onde “**d**” é dado pela equação 3.9 e outro de $z_1 = b$ até $z_2 = \infty$, onde “**d**” é dado pela equação 3.10. Utilizando as condições de contorno (equação 3.11) para determinar as equações 3.9 e 3.10 e resolvendo a integral para os limites de integração da fase α , obtém-se:

$$\langle d \rangle = t + \frac{1}{M} \left(\frac{u - t}{b - a} \right) (1 - e^{-M(b-a)})$$
 equação 3.12

Substituindo a equação 3.5 nas equações 3.8 e 3.12, um espaçamento interplanar ponderado pode ser calculado para vários ângulos ψ e θ .

Para o cálculo de “**<d>**” pelas equações 3.8 e 3.12 é necessário a obtenção dos valores das condições de contorno indicadas na Figura 3.16. No caso do cálculo para a zona de difusão, as condições de contorno foram obtidas a partir das profundidades de camada medidas por GDOS, com os valores de $\langle d \rangle$ medidos na direção livre de tensões nas amostras nitretadas e na amostra não nitretada (valor do núcleo), e assumindo-se uma distribuição linear dos espaçamentos interplanares em função da profundidade. Para a fase ϵ foram usados dados de espaçamento interplanar da literatura [82] para diferentes conteúdos de nitrogênio e carbono. O detalhamento das hipóteses e o cálculo executado bem como a discussão de seus efeitos serão apresentados no item 5.4.1 do capítulo discussão.

3.15 Testes de ferramentas

Durante o desenvolvimento do trabalho foram nitretadas a plasma diversos tipos de ferramentas (alargadores, fresas, brochas, brocas e ferramentas especiais) que foram testadas

em ambiente de produção na indústria. Estes testes serviram como uma primeira tentativa de avaliar a aplicabilidade e potencialidade do processo, além de auxiliar na identificação de uma série de variáveis que influenciam no desempenho de ferramentas nitretadas.

Os testes de laboratório foram realizados com as brocas de furo de centro (Figura 3.2) nitretadas no grupo II de experimentos (Tabela 3.3). Escolheu-se esta ferramenta em função da possibilidade de também executar-se um grande número de testes em ambiente de produção.

Escolheu-se como material para ser usinado o aço ABNT 1050. Foram utilizadas no ensaio de usinagem barras de secção quadrada de 7/8" (22,2 mm) com comprimento de 200mm. O material foi ensaiado no estado de fornecimento (laminado) e apresentava uma composição, conforme análise química de: 0,50 % C; 0,64% Mn; 0,03% P; 0,02% S; 0,19% Si; 0,003% Cu; 0,024% Ni; 0,026% Cr; 0,027% Al. Os ensaios de dureza forneceram um valor de 244 HB.

A broca de furo de centro possui duas funções conjugadas, que são a execução de um furo e o escareamento final, como mostra a Figura 3.2. Decidiu-se concentrar a análise do desgaste na ponta da broca, que possui a geometria de uma broca helicoidal de pequeno comprimento, responsável pelo maior tempo de usinagem e que determina a vida útil da ferramenta. O escareamento executado pela região 2 ocorre somente nos instantes finais da execução do furos.

Numa primeira série de testes considerados preliminares, as brocas de furo de centro nitretadas, segundo os parâmetros mostrados na Tabela 3.3, foram testadas em uma fresadora semi-automática. Empregou-se uma velocidade de corte de 35 m/min. e um avanço de 125mm/min. (1400 RPM) sem a utilização de fluido de corte. Devido às condições severas de usinagem, algumas das brocas quebraram prematuramente. Estendeu-se a realização dos testes até um máximo de 100 furos para aquelas ferramentas que não fraturaram.

Na segunda série de testes empregou-se uma máquina CNC da marca ROMI, usando na mesma velocidade de corte e avanço da primeira série, porém com a utilização de fluido de corte. Inicialmente, foram testadas as mesmas condições de nitretação da primeira série, não sendo observadas falhas prematuras. Assim os testes foram estendidos até um número de 700

furos por ponta. Após testes preliminares algumas das condições de nitreção e acabamento superficial foram selecionadas.

Os momento torçor e a força de avanço foram medidos com o uso de uma plataforma piezelétrica (Kistler), conectada a amplificadores de sinal de carga Kistler. Os dados foram adquiridos eletronicamente através de uma placa de aquisição A/D instalada em um microcomputador.

A fim de facilitar a medição do desgaste e análise posterior do comportamento das brocas foram obtidas e arquivadas imagens das superfícies e arestas das brocas em intervalos periódicos durante a execução dos testes de furação. A aquisição de imagens foi feita empregando-se o seguinte sistema: Lupa Zeiss, câmara CCD Philips, microcomputador com uma placa “grabler” para a aquisição de imagens e um programa de análise de imagens (KS100 da Zeiss). Através de um suporte adequado, as brocas eram posicionadas para a aquisição de imagem.

4 Resultados

Os resultados das análises realizadas foram agrupados neste capítulo através da utilização de gráficos e tabelas. Procurou-se descrever detalhadamente todos os resultados, sem no entanto discutir suas conseqüências e inter-relações, para as quais ficou reservado o capítulo subsequente, a não ser quando se fez necessário para clarificar alguns pontos ou destacá-los.

São apresentados, inicialmente, os resultados referentes as análises realizadas nos corpos de prova do aço rápido ABNT M2 processados segundo a descrição dada no capítulo procedimento experimental, para formarem os grupos I e II de amostras. Cada subcapítulo apresenta os resultados obtidos de uma determinada técnica de análise.

Dentro de cada subcapítulo os resultados estão agrupados para amostras não nitretadas, amostras nitretadas a plasma com a utilização da mistura gasosa de 5% em nitrogênio e, finalmente, nitretadas a plasma com a mistura gasosa rica em nitrogênio. Os resultados são apresentados sempre especificando-se o tipo de preparação da superfície dos corpos de prova antes do processo de nitretação a plasma, ou seja, dependendo do acabamento final antes da nitretação eles serão denominados como “amostra polida”, “amostra lixada em lixa 120”, “amostra lixada em lixa 80” e “amostra jateada” para os acabamentos finais de polimento, lixamento em lixas de granulometria 120 ou 80 e jateamento, respectivamente. As formas de obtenção destas superfícies foram descritas no capítulo procedimento experimental. Eventualmente, ainda, será feita uma alusão ao grupo de experimentos no qual a amostra foi nitretada (se grupos I ou II).

São apresentados ainda em um subcapítulo específico alguns resultados de testes realizados com diferentes tipos de ferramentas de corte nitretadas a plasma. E, finalmente, em outro subcapítulo os resultados relativos as brocas de furo de centro.

4.1 Microestrutura

a) Mistura gasosa de 5% vol. N₂

Na Figura 4. 1 pode ser identificada, para uma amostra polida nitretada (500 °C, 5% vol. N₂, 30 min.), a zona de difusão como a região escura, mais fortemente atacada pelo reagente

nital, não sendo observada qualquer formação de zona de compostos na superfície da amostra. A profundidade de camada para esta amostra foi estimada em 18 μ m (zona de difusão).

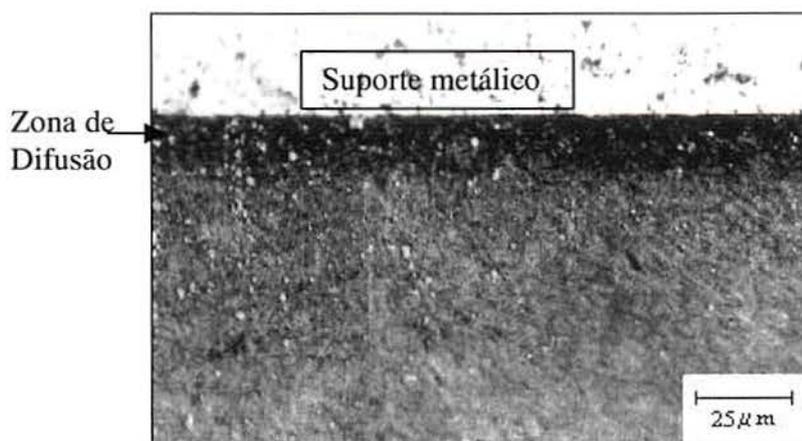


Figura 4. 1 Aspecto micrográfico de camada nitretada em amostra polida, obtida com a utilização da mistura gasosa de 5% vol. N₂ em H₂, observada ao microscópio ótico . Ataque: reagente nital 2%. Amostra nitretada a 500 °C por 30 minutos (grupo I)

A Figura 4. 2 mostra, ao microscópio eletrônico de varredura, a região superficial da mesma amostra apresentada na figura 4.1. Não é detectada a presença da zona de compostos na superfície.

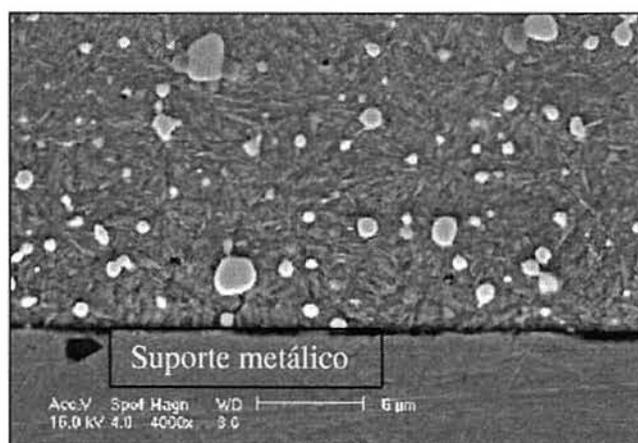


Figura 4. 2 Aspecto micrográfico de camada nitretada em amostra polida, obtida com a utilização da mistura gasosa de 5% vol. N₂ em H₂, observada ao microscópio eletrônico de varredura . Ataque: reagente nital 2%. Amostra nitretada a 500 °C por 30 minutos (grupo I)

A micrografia de uma amostra com acabamento final em lixa 80 nitretada (500 °C, 5% vol. N₂, 30 min.) obtida ao microscópio ótico é apresentada na figura 4.3 e a obtida ao

microscópio eletrônico de varredura na figura 4.4. Se não pela maior rugosidade superficial, as características da camada são similares ao da amostra polida (figuras 4.1 e 4.2). Nesta amostra foi medida uma profundidade de camada ao microscópio ótico em torno de $11\mu\text{m}$.



Figura 4. 3 Aspecto micrográfico de camada nitretada em amostra “lixa 80”, obtida com a utilização da mistura gasosa de 5% vol. N_2 em H_2 , observada ao microscópio ótico . Ataque: reagente nital 2%. Amostra nitretada a $500\text{ }^\circ\text{C}$ por 30 minutos (grupo II)

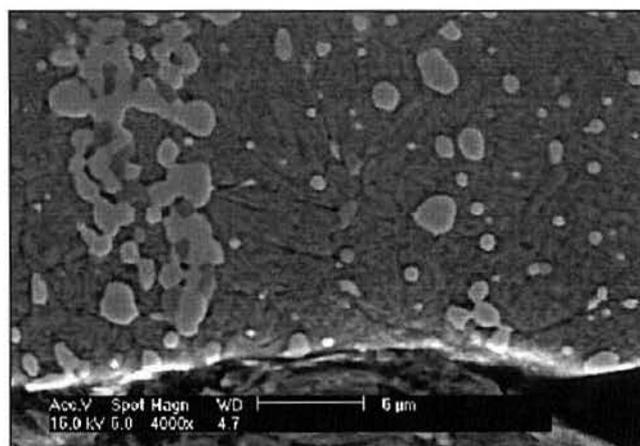


Figura 4. 4 Aspecto micrográfico de camada nitretada em amostra “lixa 80”, obtida com a utilização da mistura gasosa de 5% vol. N_2 em H_2 , observada ao microscópio eletrônico de varredura . Ataque: reagente nital 2%. Amostra nitretada a $500\text{ }^\circ\text{C}$ por 30 minutos (grupo II)

Nas amostras submetidas ao jateamento antes da nitretação, fica aparente das figuras 4.5, 4.6 e 4.7, uma rugosidade ainda maior do que nas amostras com acabamento final em lixa 80. Na figura 4.5 observa-se o aspecto da camada nitretada ($500\text{ }^\circ\text{C}$, 5% vol. N_2 , 30 min.) ao microscópio ótico e nas figuras 4.6 e 4.7 ao microscópio eletrônico de varredura. Para esta amostra foi medida ao microscópio ótico uma camada de apenas $7\mu\text{m}$.

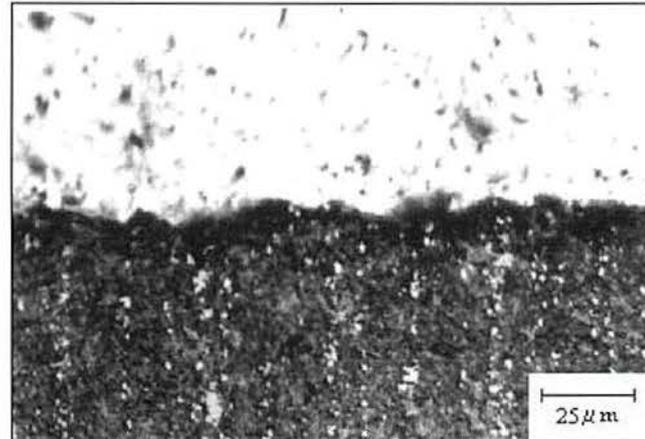


Figura 4. 5 Aspecto micrográfico de camada nitretada em amostra jateada, obtida com a utilização da mistura gasosa de 5% vol. N₂ em H₂, observada ao microscópio ótico . Ataque: reagente nital 2%. Amostra nitretada a 500^oC por 30 minutos (grupo II)

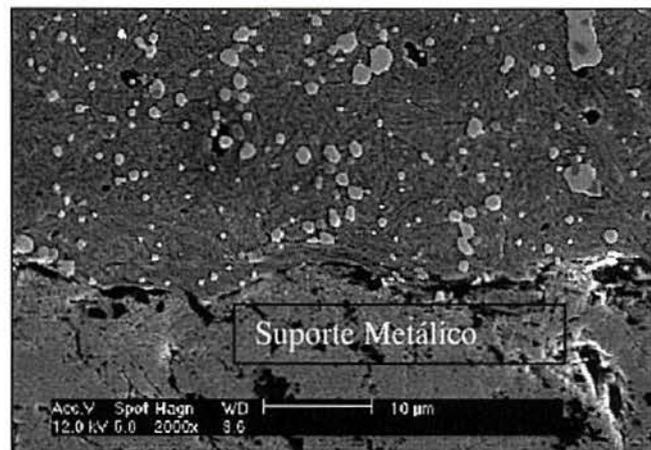


Figura 4. 6 Aspecto micrográfico de camada nitretada em amostra jateada, obtida com a utilização da mistura gasosa de 5% vol. N₂ em H₂, observada ao microscópio eletrônico de varredura . Ataque: reagente nital 2%. Amostra nitretada a 500^oC por 30 minutos (grupo II)

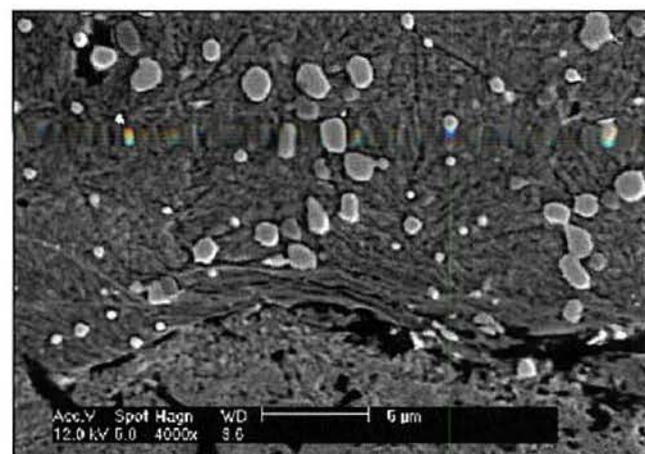


Figura 4. 7 Detalhe da figura 4.6 em maior aumento ao microscópio eletrônico de varredura.

Nas amostras lixadas em lixa 80 e jateadas, observa-se nas figuras 4.3 e 4.5 que a camada nitretada delimitada pela região escura, aproximadamente acompanha a rugosidade superficial.

Com a técnica de metalografia (ótico e MEV) a zona de compostos não foi detectada para nenhuma condição de nitretação utilizando a mistura gasosa de 5% vol. N_2 .

b) Mistura Gasosa de 76% vol. N_2

A Figura 4. 8 apresenta a micrografia para uma amostra polida nitretada (76% vol. N_2 , 30min.) na temperatura de 500 °C, quando observada ao microscópio ótico. A zona de difusão é a região mais escura, e a zona de compostos a região clara, próximo ao suporte metálico (menos atacada pelo reagente nital). A profundidade de camada foi estimada em torno de 30 μ m.

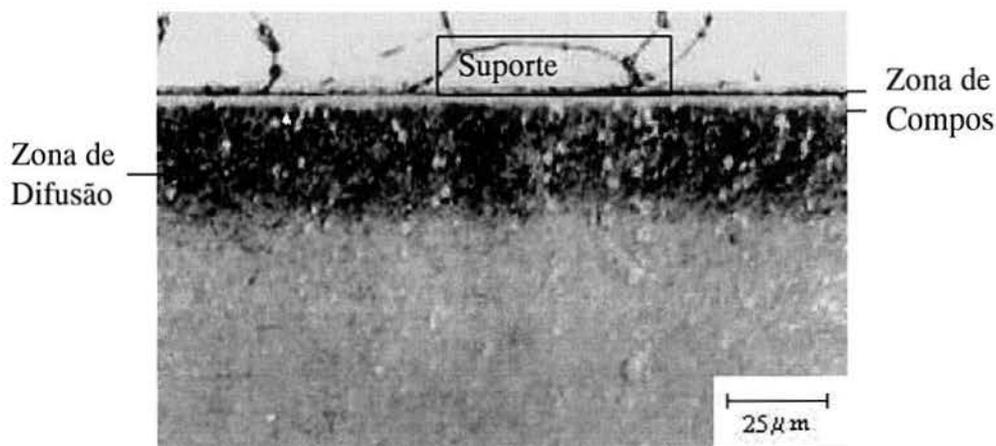


Figura 4. 8 Aspecto micrográfico de camada nitretada em amostra polida, obtida com a utilização da mistura gasosa de 76% vol. N_2 em H_2 , observada ao microscópio ótico. Ataque: reagente nital 2%. Amostra nitretada a 500 °C por 30 minutos (grupo II)

Para esta amostra nitretada na temperatura de 500 °C observou-se uma precipitação descontínua, preferencialmente ao longo de contornos de grão com uma tendência a situar-se paralela a superfície. A precipitação em contornos de grão ao microscópio eletrônico de varredura é facilmente visualizada, Figura 4. 9. Na imagem, a zona de compostos e os precipitados na zona de difusão, assim como os carbonetos, apresentam-se em relevo em relação a matriz martensítica.

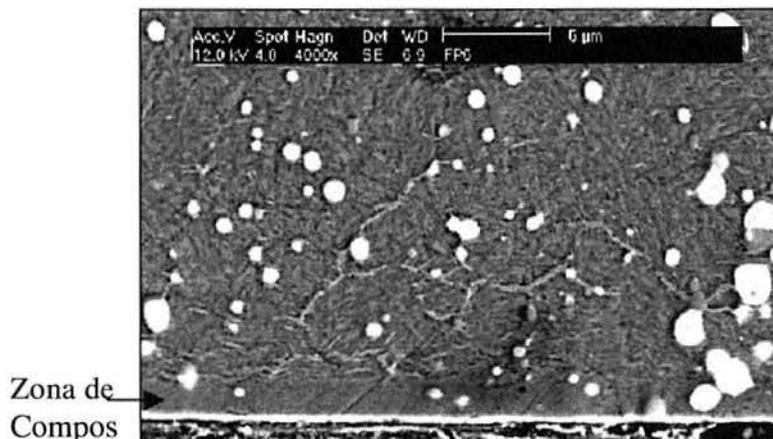


Figura 4. 9 Aspecto micrográfico de camada nitretada em amostra polida, obtida com a utilização da mistura gasosa de 76% vol. N_2 em H_2 , observada ao microscópio eletrônico de varredura . Ataque: reagente nital 2%. Amostra nitretada a $500^{\circ}C$.

A profundidade de camada para a amostra polida nitretada na temperatura de $400^{\circ}C$ ficou em torno de $12\mu m$. A Figura 4. 10 mostra um detalhe da superfície para esta amostra, o nível de precipitação em contornos de grão é muito pequeno se comparado à Figura 4. 9 (amostra nitretada a $500^{\circ}C$), nesta amostra também é observada a zona de compostos na superfície.

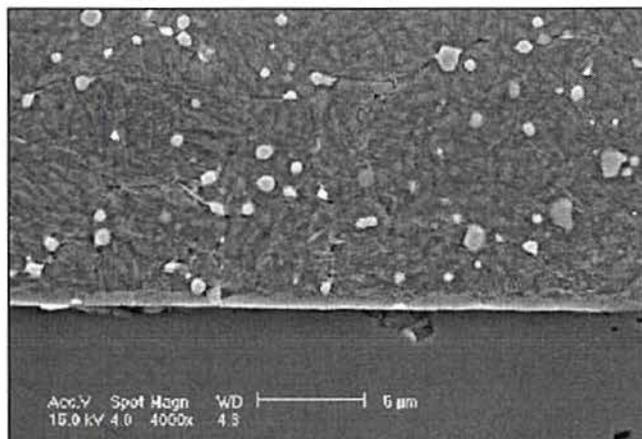


Figura 4. 10 Aspecto micrográfico de camada nitretada em amostra polida, obtida com a utilização da mistura gasosa de 76% vol. N_2 em H_2 , observada ao microscópio eletrônico de varredura . Ataque: reagente nital 2%. Amostra nitretada a $400^{\circ}C$ (grupo II).

Na temperatura de $350^{\circ}C$ foi medida ao microscópio ótico uma profundidade em torno de $8\mu m$ para a mostra polida. Na Figura 4. 11 o aspecto da camada é similar àquele da

amostra nitretada na temperatura de 400 °C e a zona de compostos é muito pequena, com menos de 1µm.

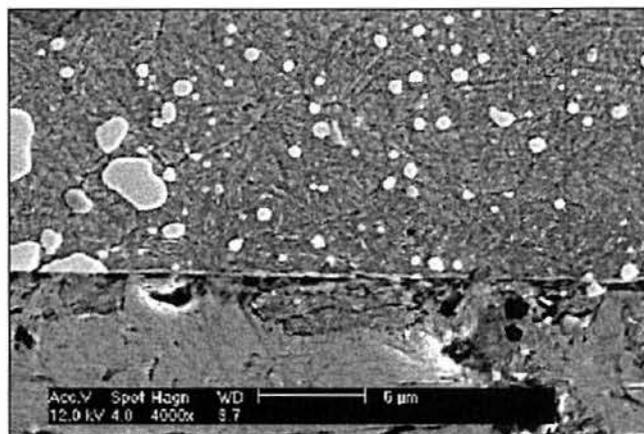


Figura 4. 11 Aspecto micrográfico de camada nitretada em amostra polida, obtida com a utilização da mistura gasosa de 76% vol. N₂ em H₂, observada ao microscópio eletrônico de varredura . Ataque: reagente nital 2%. Amostra nitretada a 350 °C.

A Figura 4. 12 apresenta a metalografia ao microscópio ótico de uma amostra com acabamento final em lixa 80 e nitretada na temperatura de 500 °C. Para esta amostra foi medida uma profundidade de camada de aproximadamente 20 µm ao microscópio ótico. Na Figura 4. 13 é observado, ao microscópio eletrônico de varredura, assim como na amostra polida (Figura 4. 9), a formação de uma rede de precipitados na zona de difusão.

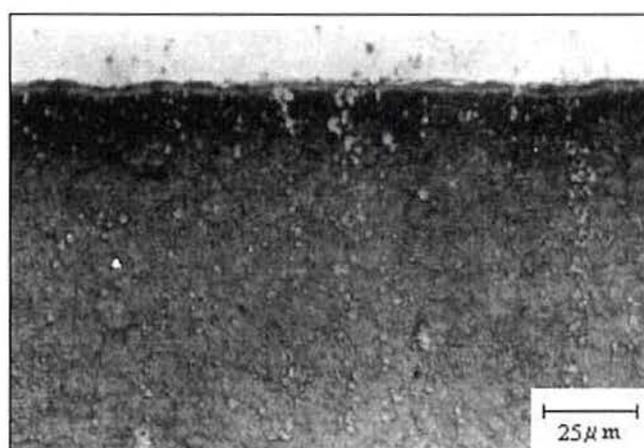


Figura 4. 12 Aspecto micrográfico de camada nitretada em amostra “lixa 80”, obtida com a utilização da mistura gasosa de 76% vol. N₂ em H₂, observada ao microscópio ótico . Ataque: reagente nital 2%. Amostra nitretada a 500 °C por 30 minutos (grupo II)

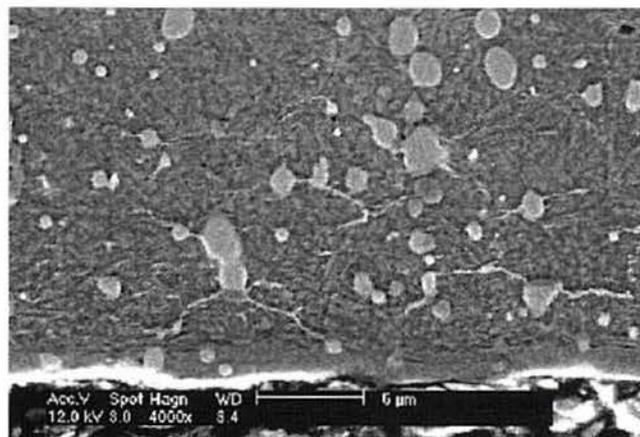


Figura 4. 13 Aspecto micrográfico de camada nitretada em amostra “lixa 80”, obtida com a utilização da mistura gasosa de 76% vol. N_2 em H_2 , observada ao microscópio eletrônico de varredura. Ataque: reagente nital 2%. Amostra nitretada a $500\text{ }^\circ\text{C}$ por 30 minutos (grupo II).

A profundidade de camada medida na amostra jateada nitretada a $500\text{ }^\circ\text{C}$ ficou em $14\mu\text{m}$, sendo inferior as amostras polidas e lixadas. A Figura 4. 14 mostra o aspecto ao microscópio ótico, não sendo possível visualizar claramente a zona de compostos devido a alta rugosidade. Assim como nas amostras polidas e lixadas verifica-se a formação de uma rede de precipitados na zona de difusão, como é mostrado na Figura 4. 15.

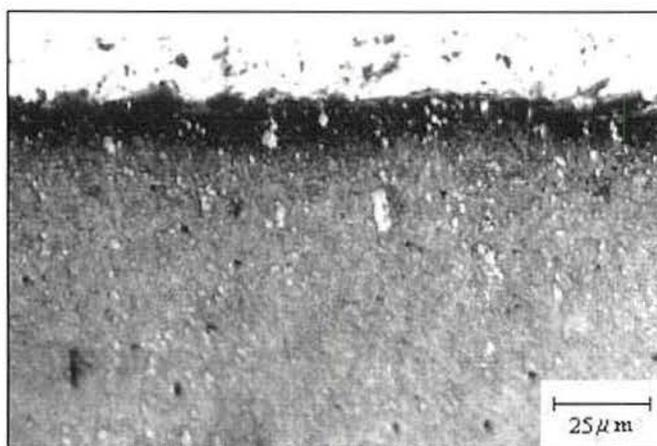


Figura 4. 14 Aspecto micrográfico de camada nitretada em amostra jateada, obtida com a utilização da mistura gasosa de 76% vol. N_2 em H_2 , observada ao microscópio ótico. Ataque: reagente nital 2%. Amostra nitretada a $500\text{ }^\circ\text{C}$ por 30 minutos (grupo II)

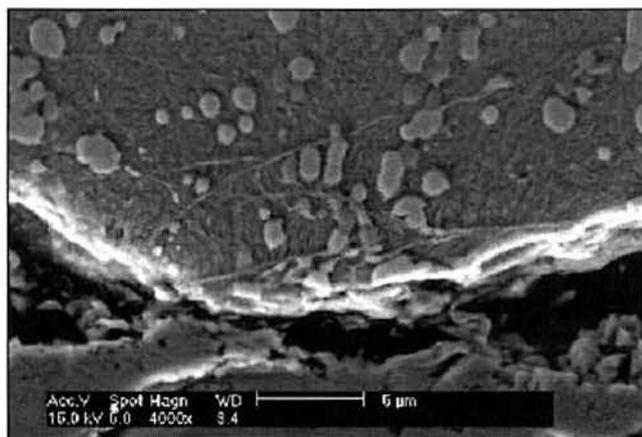


Figura 4. 15 Aspecto micrográfico de camada nitretada em amostra jateada, obtida com a utilização da mistura gasosa de 76% vol. N₂ em H₂, observada ao microscópio eletrônico de varredura. Ataque: reagente nital 2%. Amostra nitretada a 500 °C por 30 minutos (grupo II)

c) Observações Gerais

A camada nitretada nas amostras lixadas e jateadas nitretadas com a mistura de 76% vol. N₂, assim como no caso de amostras nitretadas com a mistura gasosa pobre em nitrogênio, acompanha a rugosidade da superfície, como é visto nas figuras 4.12 e 4.14.

A precipitação dentro da zona de difusão (visível aos microscópios ótico e eletrônico de varredura) ficou fortemente evidenciada nas amostras nitretadas a 500^oC com a mistura gasosa rica em nitrogênio, onde os precipitados formaram uma rede. Já nas temperaturas mais baixas, de 350 e 400^oC, este fenômeno não ocorreu com intensidade. Esta precipitação não foi vista para amostras nitretadas com a mistura gasosa pobre em nitrogênio.

Em todas as amostras nitretadas com a mistura gasosa rica em nitrogênio, há a formação de uma zona de compostos de espessura considerável. Os carbonetos bem na superfície chegam a ser envolvidos pela zona de compostos e, em algumas regiões podem ser observados carbonetos aflorando na superfície (figuras 4.9, 4.10 e 4.13).

As profundidades de camadas de todas as diferentes condições de nitretação medidas pela análise metalográfica, bem como por GDOS, são apresentadas nas tabelas 4.3 e 4.4.

4.2 Rugosidade

a) Amostras Não Nitretadas

A rugosidade de amostras não nitretadas é apresentada na Tabela 4. 1. Os valores mostrados são a média de 40 medições para cada condição superficial em no mínimo 8 corpos de prova.

Na Tabela 4. 1 observa-se que a rugosidade média medida em amostras polidas é muito inferior em relação aos outros tratamentos superficiais, de 10 a 100 vezes menor para os acabamentos de lixa 120, até o jateamento.

Tabela 4. 1 Médias dos valores de rugosidade Ra e Rz-D de amostras não nitretadas por grupo de acabamento superficial; amostras lixadas em lixa 120, 80 e amostras jateadas.

Acabamento Superficial	Ra médio \pm d .padrão(μ m)
Polida	0,01 \pm 0,005
Lixa 120	0,14 \pm 0,02
Lixa 80	0,44 \pm 0,19
Jateadas	1,48 \pm 0,47

b) Amostras Nitretadas

São apresentados nos diagramas das figuras 4.16 e 4.17 somente os resultados para as amostras lixadas e jateadas, face aos pequenos valores de rugosidade para as amostras polidas.

Nos diagramas 4.16 e 4.17 a rugosidade medida após a nitretação, eixo das ordenadas, é mostrada como uma função da rugosidade medida antes da nitretação, eixo das abcissas. Cada ponto nos gráficos representa a média para um corpo de prova, sendo que foram medidos para o cálculo da média cinco perfis antes e cinco após a nitretação a plasma. As barras de erros representam o desvio padrão para as cinco medições em cada corpo de prova.

A Figura 4. 16 mostra que os valores medidos oscilam em torno da reta de identidade com os valores finais de rugosidade próximos aos iniciais.

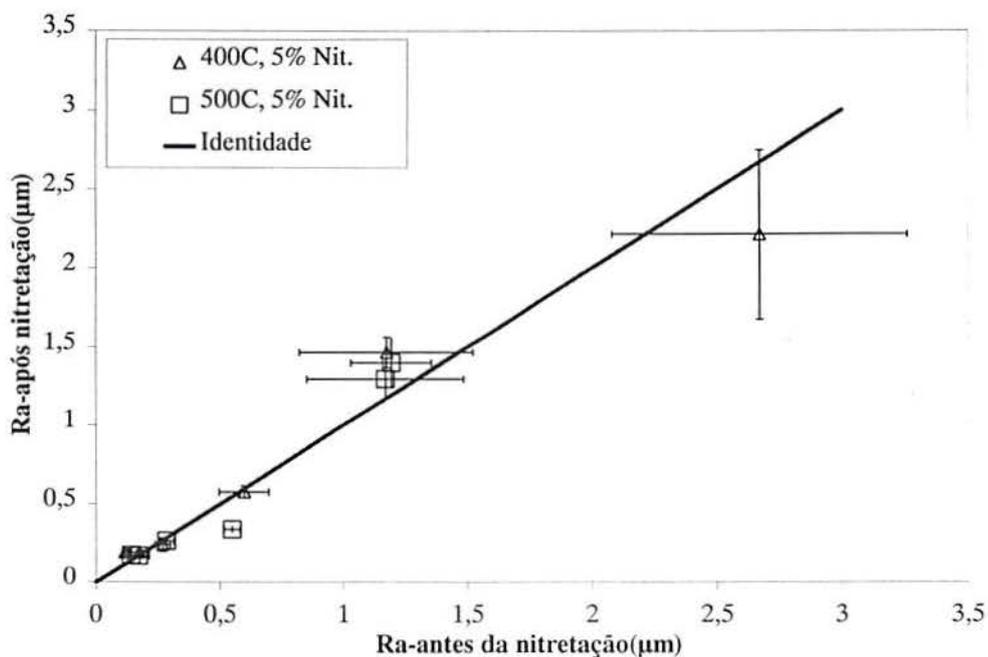


Figura 4. 16 Rugosidade média Ra medida após a nitretação como função da rugosidade antes da nitretação, para amostras lixadas e jateadas nitretadas a plasma com a mistura gasosa de 5% vol. N_2 nas temperaturas de 400 e 500°C.

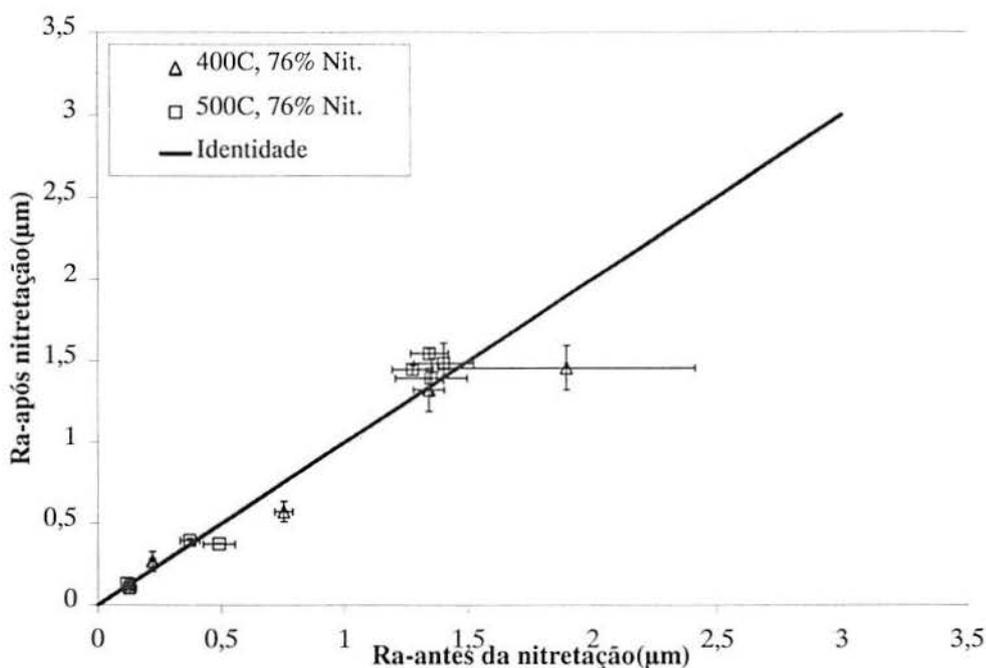


Figura 4. 17 Rugosidade média Ra medida após a nitretação como função da rugosidade antes da nitretação, para amostras lixadas e jateadas nitretadas a plasma com a mistura gasosa de 76% vol. N_2 e nas temperaturas de 400 e 500°C.

Já é bem conhecido de resultados da literatura que a nitretação a plasma causa um aumento da rugosidade para amostras polidas. Apenas como um exemplo deste

comportamento, a Tabela 4.2 apresenta alguns valores medidos neste trabalho para uma amostra polida não nitretada, uma nitretada com a mistura pobre em nitrogênio e outra com a mistura rica em nitrogênio.

Tabela 4.2 Valores de rugosidade medidos em amostras polidas antes e após nitretação.

Parâmetros de Nitretação	Ra (μm)	Rz-D (μm)
Não Nitretada	<0,009	0,05
450 °C, 5% N ₂	0,01	0,11
450 °C, 76% N ₂	0,02	0,22

Observa-se da Tabela 4.2, que para a mistura gasosa rica em nitrogênio, a rugosidade Rz-D varia de 0,05 μm para 0,22 μm após a nitretação, um aumento em torno de 4 vezes, enquanto que para a mistura pobre em nitrogênio o aumento foi em torno de 2 vezes o da rugosidade inicial (de 0,05 para 0,11 μm).

4.3 Perfis de Microdureza

A seguir são mostrados perfis de microdureza das amostras nitretadas a plasma em diferentes condições com as misturas gasosas de N₂ - H₂ com 5 e 76% em nitrogênio. A microdureza foi medida na secção transversal a camada nitretada, empregando-se penetrador Knoop com uma carga de 50gf. Os valores de microdureza indicados na profundidade zero, correspondem na verdade a medições superficiais de microdureza efetuadas na face nitretada das amostras, as quais só puderam ser realizadas para as amostras polidas (menor rugosidade).

Devido a presença dos carbonetos na estrutura do aço-rápido, observa-se uma grande variabilidade dos valores de microdureza nas figuras 4.18 a 4.22. No caso de amostras lixadas e jateadas, devido a maior rugosidade superficial não foi possível fazer medições de microdureza mais próximas a superfície, tão pouco a determinação da microdureza média medida diretamente na face para obter-se o primeiro ponto em “profundidade zero”. Estes dois fatores, a rugosidade e a estrutura heterogênea do aço rápido, tornaram impossível a

determinação da profundidade de camada pelo perfil de microdureza para os casos de amostras lixadas e jateadas nitretadas que apresentaram as menores profundidades de camada.

As figuras 4.18 e 4.20 mostram os perfis de microdureza para amostras polidas nitretadas a plasma numa temperatura de 500°C com as misturas pobre e rica em nitrogênio. Onde é possível observar a queda abrupta da dureza e a maior profundidade de camada para a nitretação com a mistura rica em nitrogênio.

As figuras 4.19 e 4.21 mostram os perfis de microdureza para amostras lixadas em lixa 80 e nitretadas numa temperatura de 500°C para as misturas pobre e rica em nitrogênio. Tendo em vista a maior rugosidade da amostra jateada, o perfil de microdureza para este tipo de superfície é mostrado somente para o caso de nitretação a plasma com a mistura rica em nitrogênio na temperatura de 500°C (Figura 4. 22).

a) Mistura gasosa de 5% vol. N_2

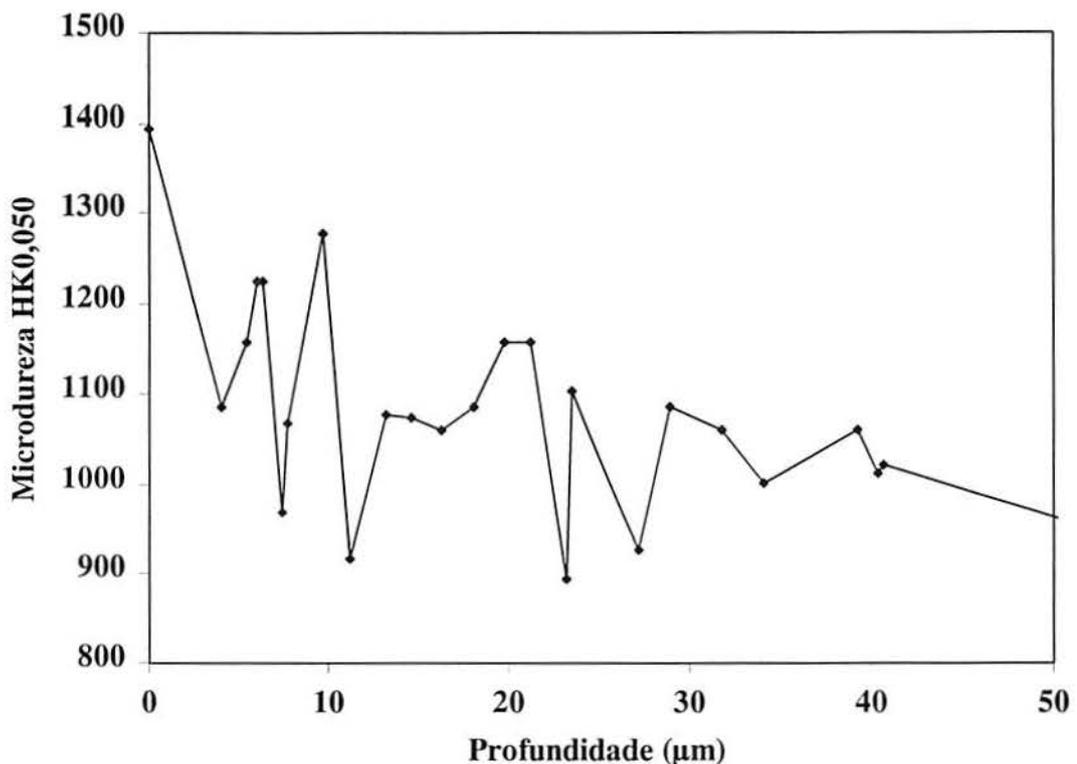


Figura 4. 18 Perfil de microdureza em amostra polida e nitretada na temperatura de 500°C por 30 minutos com mistura gasosa de 5% vol. N_2 .

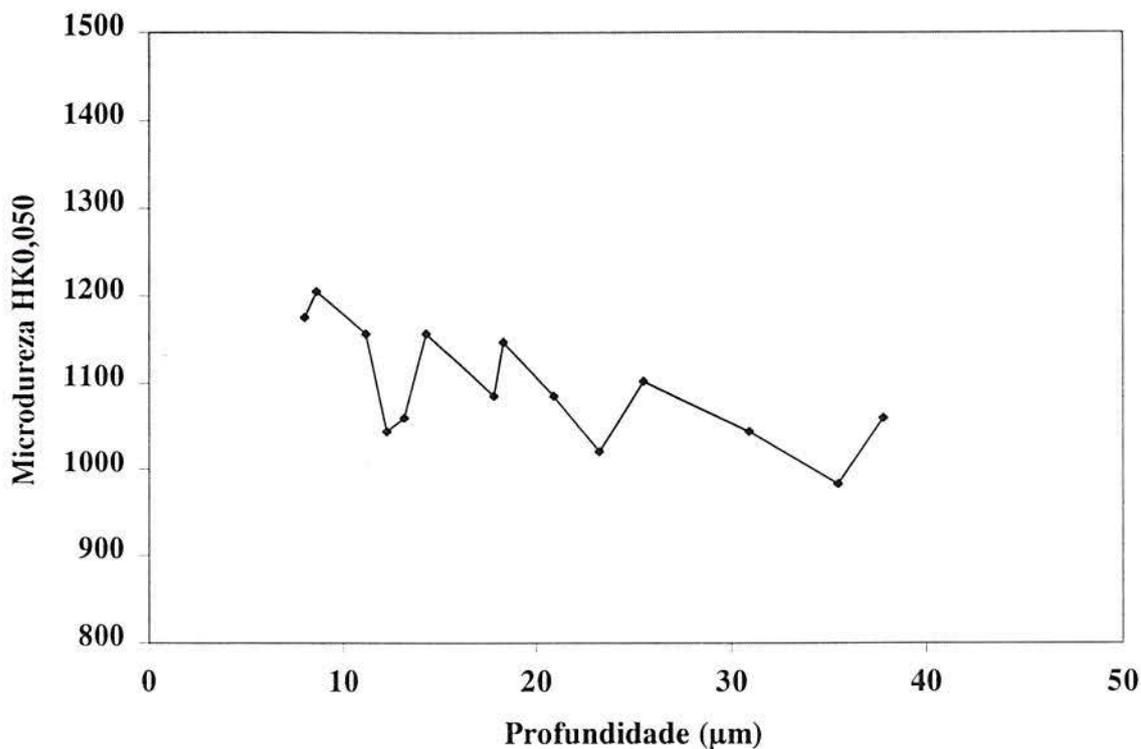


Figura 4. 19 Perfil de microdureza em amostra lixada em lixa 80 e nitretada na temperatura de 500 °C por 30 minutos e mistura gasosa de 5% vol. N₂.

b) Mistura gasosa de 76% vol. N₂

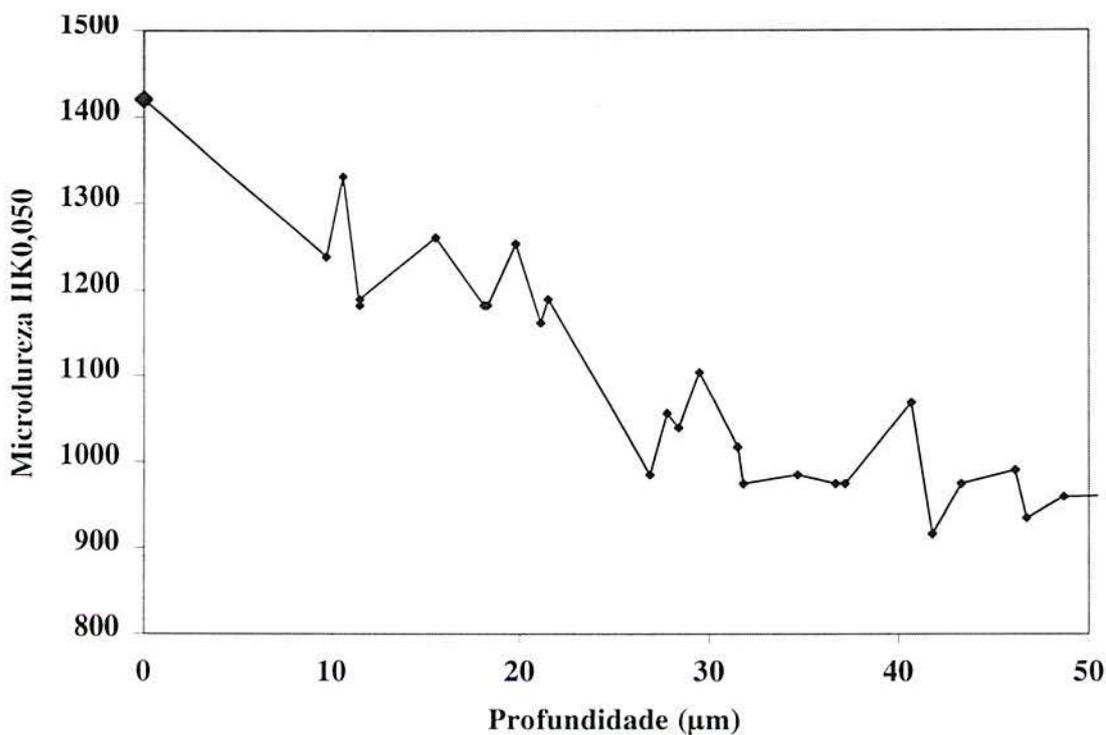


Figura 4. 20 Perfil de microdureza em amostra polida e nitretada na temperatura de 500 °C por 30 minutos e mistura gasosa de 76% vol. N₂. O valor na profundidade zero corresponde a média de 10 medições superficiais.

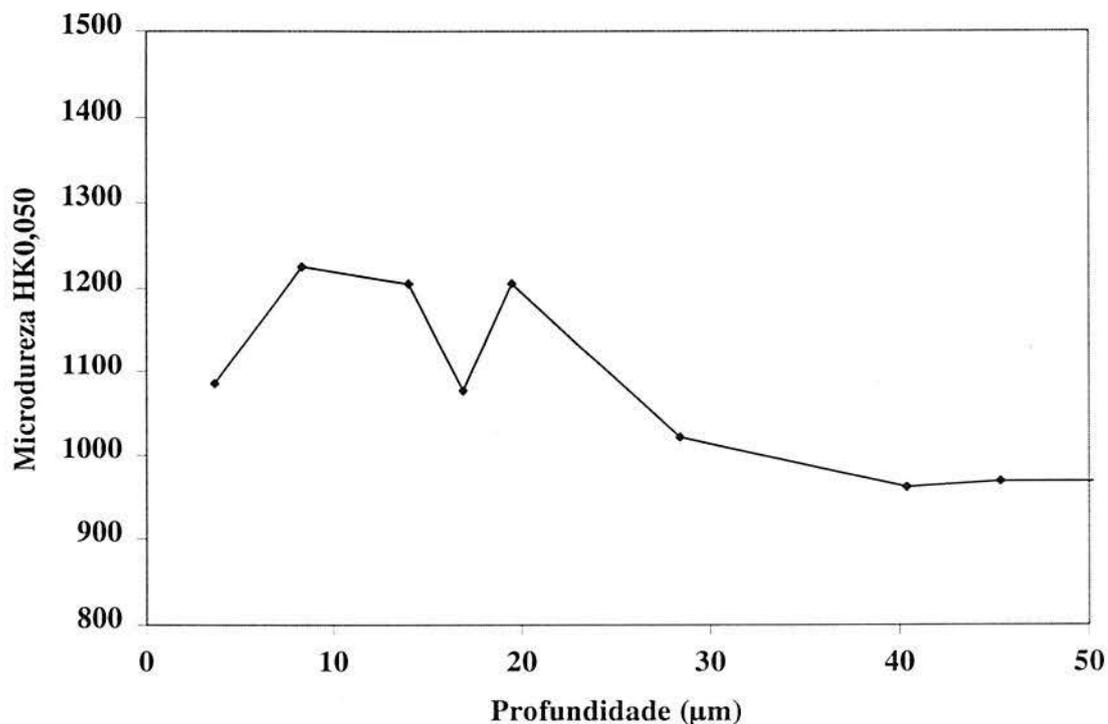


Figura 4. 21 Perfil de microdureza em amostra lixada em lixa 80 e nitretada na temperatura de 500 °C por 30 minutos e mistura gasosa de 76% vol. N₂.

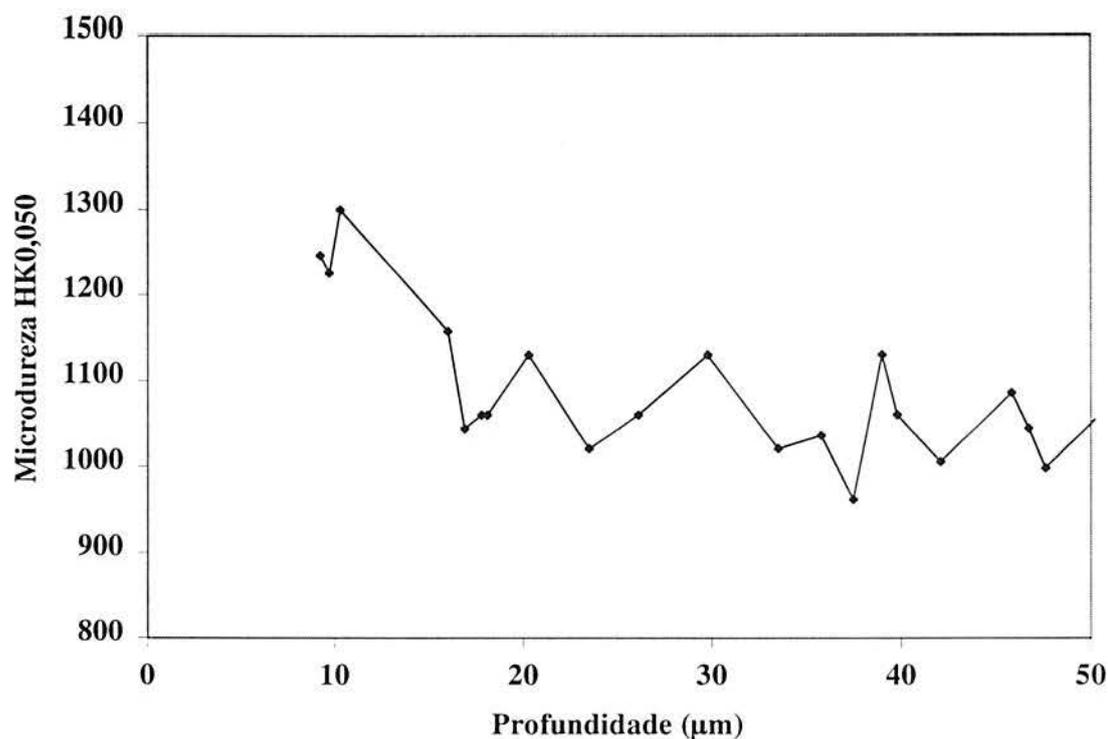


Figura 4. 22 Perfil de microdureza em amostra jateada e nitretada na temperatura de 500 °C por 30 minutos e mistura gasosa de 76% vol. N₂.

4.4 Microdureza Superficial

As curvas de microdureza superficial obtidas segundo o procedimento experimental descrito no item 3.7, são mostradas nas figuras 4.23 e 4.24 para as amostras nitretadas com a mistura gasosa pobre em nitrogênio e nas figuras 4.25 e 4.26 para a rica em nitrogênio. Para a amostra nitretada na temperatura de 350 °C os dados são mostrados na Figura 4. 24 devido a menor profundidade de camada.

a) Amostras Polidas Nitretadas com a Mistura Gasosa 5% N₂-95%H₂

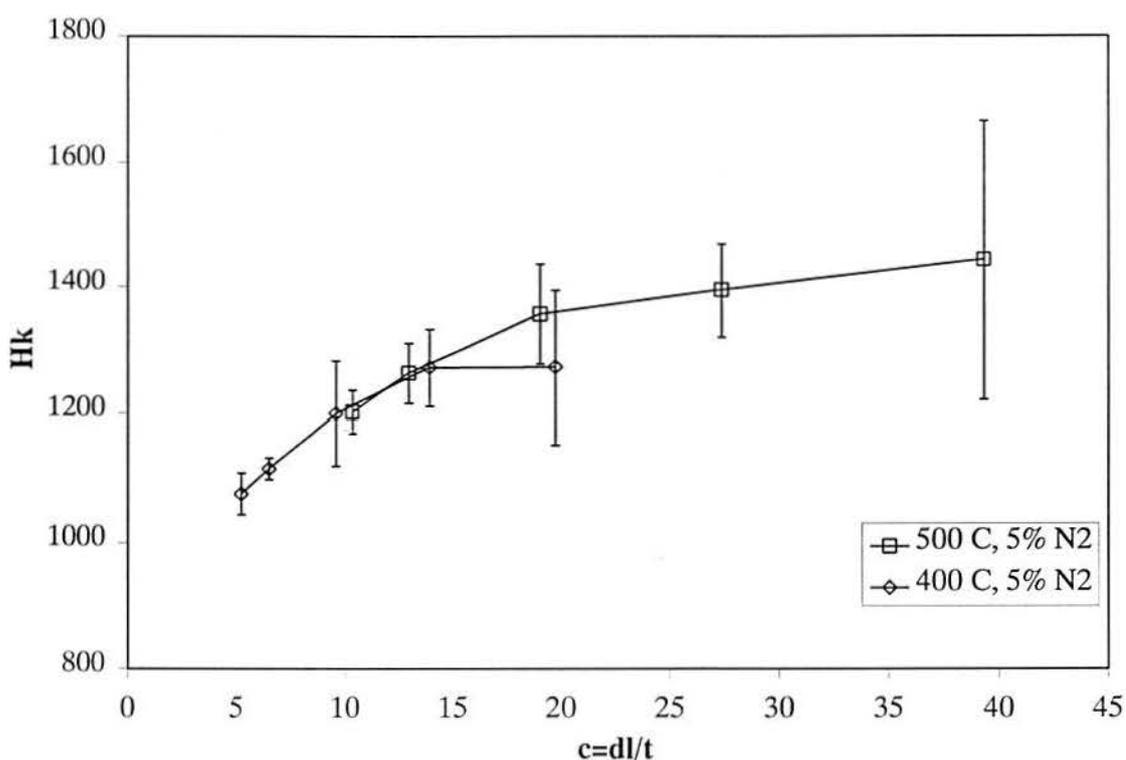


Figura 4. 23 Gráficos de microdureza HK em função de c (razão entre profundidade de camada e penetração da indentação) para amostras nitretadas a plasma com a mistura pobre em nitrogênio.

Na Figura 4. 23 observa-se que os valores medidos de microdureza HK aumentam com o aumento de “c”, ou seja, com o aumento da razão profundidade de camada por penetração. Devido a menor profundidade de camada para a amostra nitretada na temperatura de 400 °C, os valores de c para esta amostra variam de 5 a 20, enquanto a microdureza varia de valores em torno de 1090 HK até valores em torno de 1275 HK. Para a amostra nitretada na temperatura de 500 °C, “c” varia de 10 a 40 com valores de microdureza de 1200 a 1450HK.

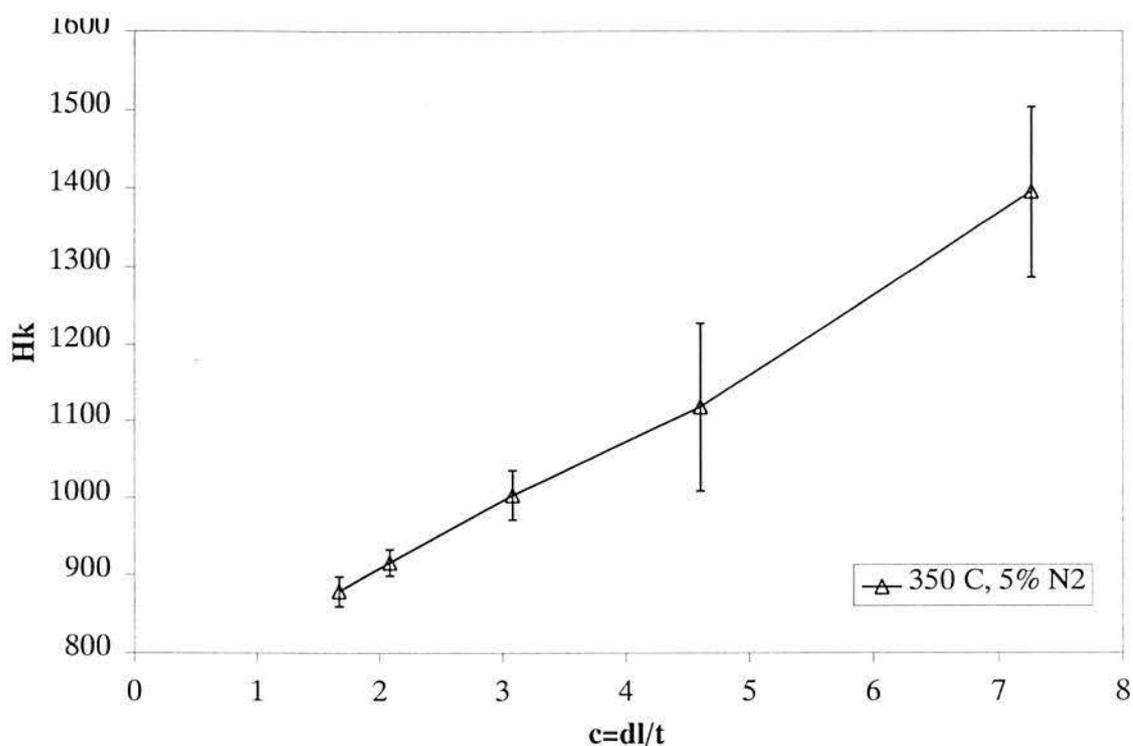


Figura 4. 24 Gráfico de microdureza HK em função de c (razão entre profundidade de camada e penetração da indentação) para amostra nitretada a plasma com a mistura pobre em nitrogênio.

Na Figura 4. 24, “c” varia de 1,7 a 7,4 com valores de microdureza de 890 HK (próximo a microdureza de núcleo) até valores em torno de 1390 HK.

Observa-se para as amostras nitretadas com a mistura pobre em nitrogênio um aumento dos valores medidos com o aumento de “c”, ou seja, a diminuição da profundidade de penetração da indentação, tendo-se uma maior colaboração das camadas superficiais.

b) Amostras Polidas Nitretadas com a Mistura Gasosa 76% N₂-24%H₂

A Figura 4. 25 mostra para a amostra nitretada na temperatura de 400 °C, valores de c variando de 7 a 22,5 enquanto a microdureza varia de 1075 HK a 1400 HK. Para a amostra nitretada na temperatura de 500 °C é observado praticamente a mesma variação de microdureza (1075 a 1390HK), porém para um intervalo de “c” de 15 a 57, bem superior. No intervalo de 15 a 22,5, comum a ambas as amostras, os valores de microdureza são superiores para a amostra nitretada na temperatura mais baixa de 400 °C.

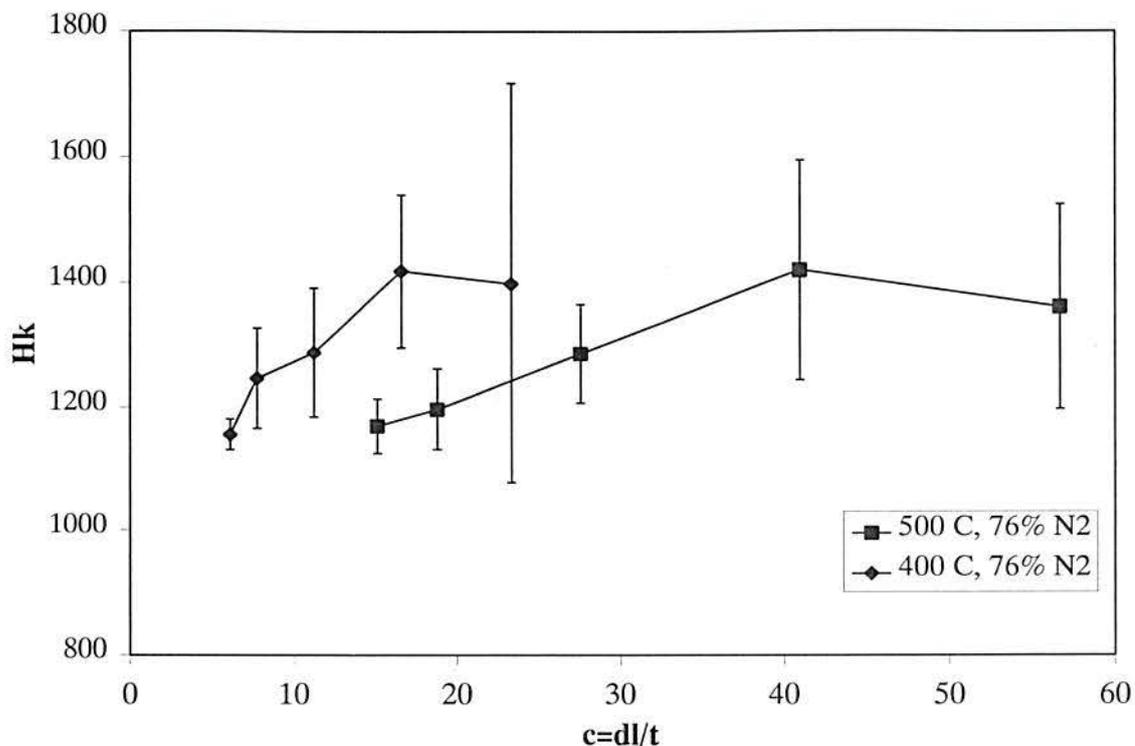


Figura 4. 25 Gráfico de microdureza HK em função de c (razão entre profundidade de camada e penetração da indentação) para amostras nitretadas a plasma com a mistura rica em nitrogênio nas temperaturas de 400 e 500 °C.

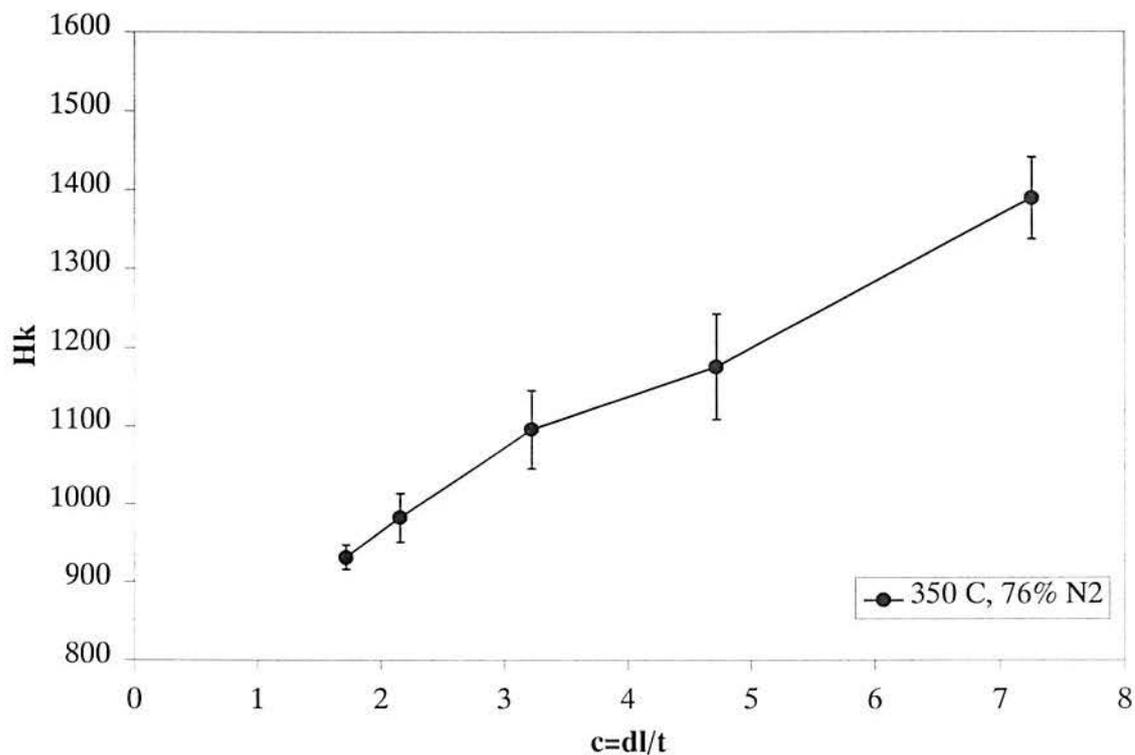


Figura 4. 26 Gráfico de microdureza HK em função de c (razão entre profundidade de camada e penetração da indentação) para amostra nitretada a plasma com a mistura rica em nitrogênio na temperatura de 350 °C.

Para a amostra nitretada na temperatura de 350 °C, observam-se valores de microdureza variando de 920 HK até 1390 HK (Figura 4. 26). Devido a pequena profundidade de camada não é possível comparar os valores de microdureza, a não ser para o valor mais superficial em que a dureza atingida é similar ao das amostras nitretadas nas temperaturas mais elevadas (1390 – 1400HK).

4.5 GDOS – Perfil de Composição química

a) Mistura Gasosa de 5% vol. N_2

Nas figuras 4.27 a 4.29 são apresentados os perfis de composição química, respectivamente, para amostras polidas, lixadas e jateadas, nitretadas a 500°C com a mistura gasosa pobre em nitrogênio (5% vol. de nitrogênio e hidrogênio em balanço).

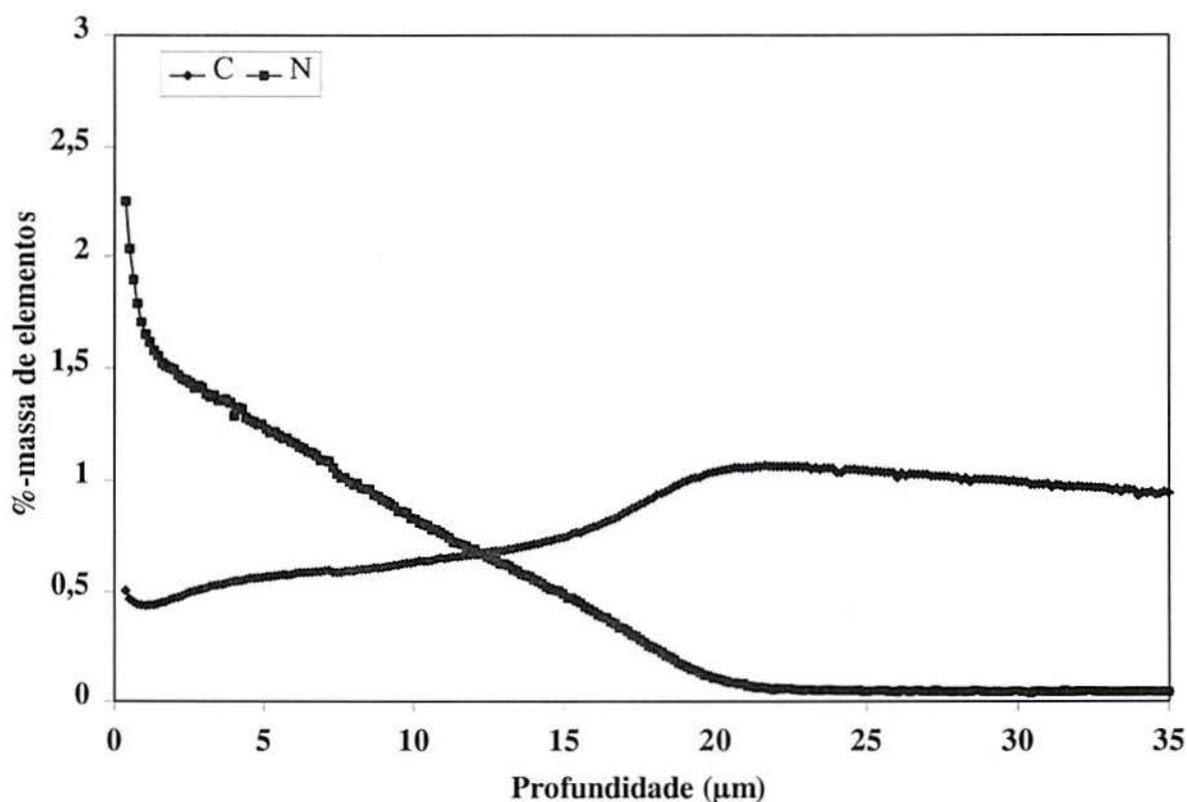


Figura 4. 27 Perfil de nitrogênio e carbono em amostra polida e nitretada, 500 °C, 5% N_2 -95% H_2 .

Na Figura 4. 27 observa-se um teor de nitrogênio em torno de 2 % em massa junto a superfície, o qual decresce até um valor em torno de 1,5 % para uma profundidade de 1,25μm. A partir desta profundidade o nitrogênio continua decrescendo com uma inclinação menos acentuada até um valor próximo a zero (0,1%) numa profundidade de 20μm.

Dentro da zona de penetração do nitrogênio (zona de difusão) na Figura 4. 27, desde a superfície até valores em torno de $17,5 \mu\text{m}$, observa-se um decréscimo nos teores de carbono em relação ao do núcleo não nitretado. Nesta região o percentual de carbono diminui em direção à superfície até um valor em torno de $0,5\%$. Isto está associado à atmosfera descarbonetante durante a nitretação.

Já na região da interface (zona de difusão/núcleo), nota-se um percentual de carbono maior do que o do núcleo não nitretado, o qual decresce suavemente de $1,1\%$ até o percentual de carbono do núcleo (em torno de $0,9\%$) em profundidades maiores do que a da zona de difusão do nitrogênio.

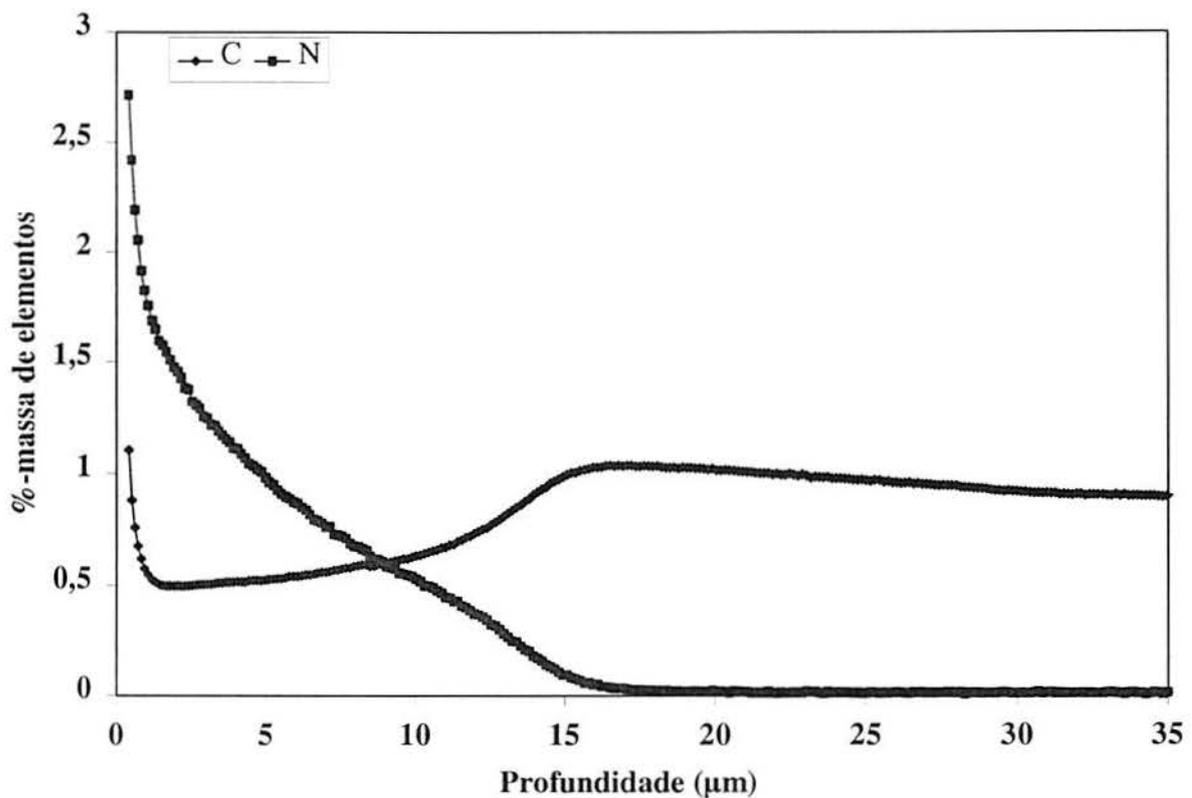


Figura 4. 28 Perfil de nitrogênio e carbono em amostra lixada em lixa 80 e nitretada do grupo II de experimentos, $500 \text{ }^\circ\text{C}$, $5\% \text{ N}_2\text{-}95\% \text{ H}_2$.

A Figura 4. 28 mostra o perfil de nitrogênio e de carbono para uma amostra lixada com lixa 80 e nitretada nos mesmos parâmetros da amostra da Figura 4. 27. Os comportamentos dos perfis de nitrogênio e carbono são bastante similares àqueles observados para a amostra polida (Figura 4. 27). Porém observa-se na Figura 4. 28 teores de nitrogênio e carbono junto à superfície ligeiramente superiores aos encontrados na amostra polida para os primeiros $0,6\mu\text{m}$, em torno de $0,7\%$ de carbono e de $2,2\%$ de nitrogênio. A profundidade de penetração

de nitrogênio fica em torno de $15\mu\text{m}$, menor em relação a amostra polida (em torno de $20\mu\text{m}$), considerando-se um percentual de 0,1% de nitrogênio como referência para comparação.

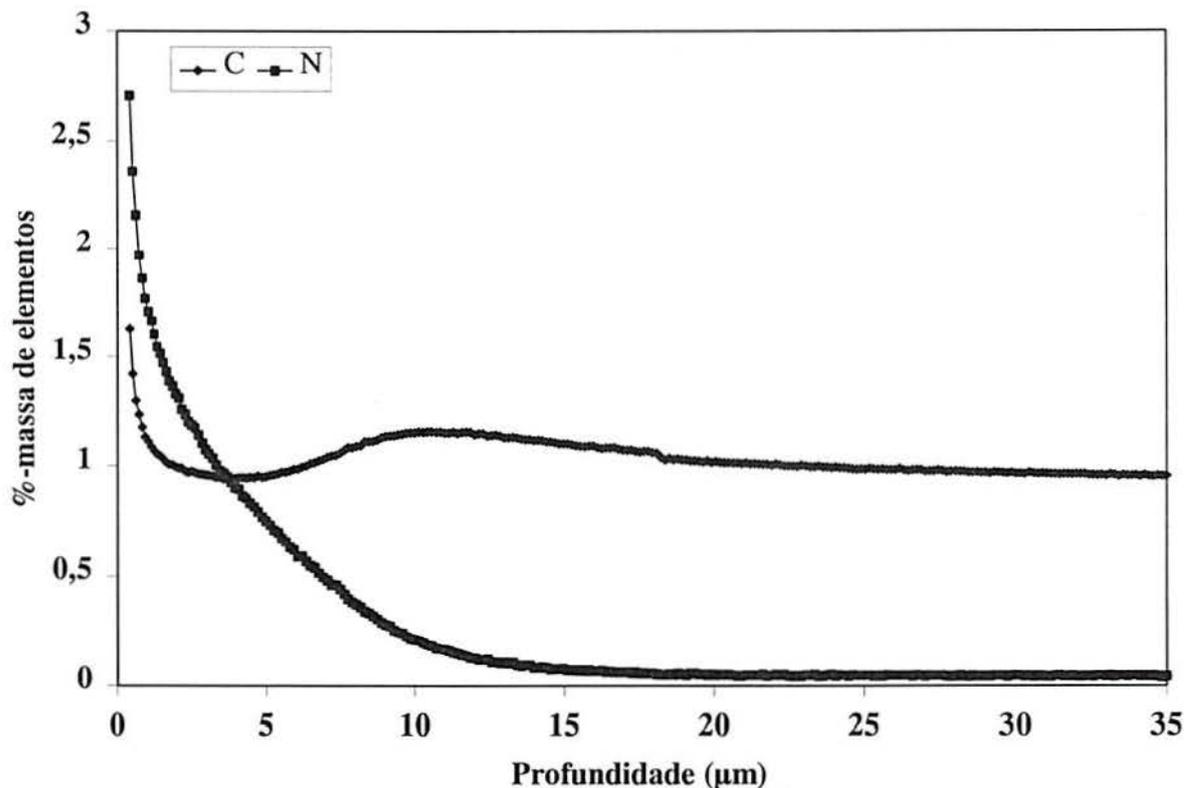


Figura 4. 29 Perfil de nitrogênio e carbono em amostra jateada e nitretada do grupo II de experimentos, 500 °C, 5% N₂-95% H₂.

Na Figura 4. 29, para uma amostra jateada, o percentual de nitrogênio em função da profundidade decresce mais abruptamente do que nas amostras polidas e lixadas. A profundidade de penetração é significativamente menor, ficando em torno de $13\mu\text{m}$.

Nesta amostra jateada é também observada a elevação do percentual de carbono na interface zona de difusão/núcleo não nitretado. Porém o percentual decresce de forma menos acentuada em direção a superfície até valores similares aos do núcleo não nitretado.

Dos resultados descritos anteriormente é possível identificar uma região enriquecida em carbono para as amostras nitretadas com a mistura de 5% vol. N₂; a região ao final da zona de difusão do nitrogênio. Também observa-se que as amostras nitretadas com a mistura pobre em nitrogênio sofreram uma acentuada descarbonetação na zona de difusão, com exceção da amostra jateada que apresentou uma pequena zona de difusão.

As profundidades de camada apresentaram-se significativamente menores para as amostras jateadas e lixadas em relação as amostras polidas.

b) Mistura Gasosa de 76% vol. N_2

Nas figuras 4.30 a 4.32 o alto teor de nitrogênio na superfície, quando comparado ao teor de nitrogênio de amostras nitretadas com a mistura gasosa de 5% vol. N_2 , justifica a formação de uma zona de compostos, como confirmado pelos resultados de metalografia.

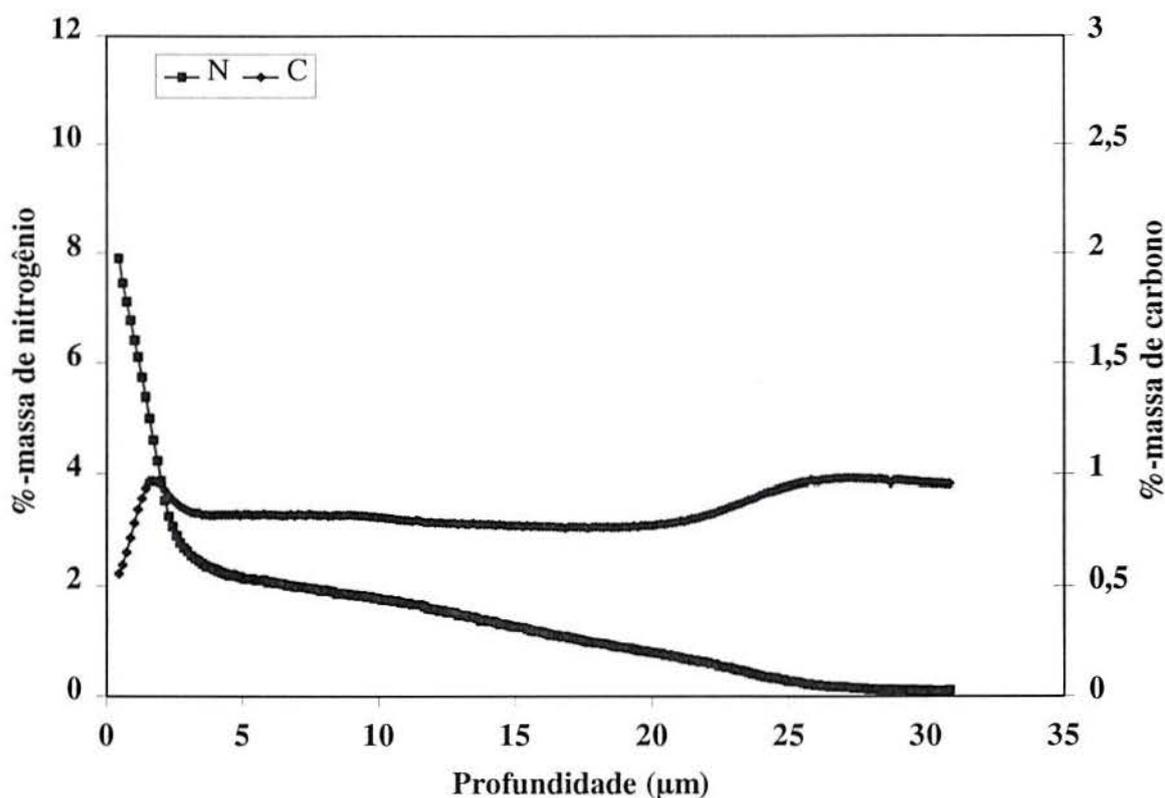


Figura 4. 30 Perfil de nitrogênio e carbono em amostra polida e nitretada do grupo II de experimentos, 500 °C, 76% N_2 -24% H_2 .

O percentual de nitrogênio para uma amostra polida na Figura 4. 30 decresce de valores em torno de 8% na superfície até valores em torno de 2 % em massa numa profundidade de 3μm, onde observa-se o início da transição da camada de compostos/zona de difusão. Para profundidades superiores a 3μm, já na zona de difusão, o nitrogênio continua decrescendo porém com uma inclinação menor até atingir uma profundidade em torno de 30μm.

Na zona de compostos (Figura 4. 30) o percentual de carbono apresenta valores em torno de 0,5 % na superfície subindo até valores em torno de 1% no centro da zona de

compostos ($2\mu\text{m}$) baixando novamente para um valor de $0,9\%$ (similar ao do núcleo não nitretado) ao final da zona de compostos numa profundidade de $3\mu\text{m}$. A partir desta profundidade o percentual de carbono se mantém constante em $0,9\%$ até a interface da zona de difusão/núcleo, observando-se, como nas amostras nitretadas com a mistura pobre em nitrogênio, uma elevação do percentual de carbono.

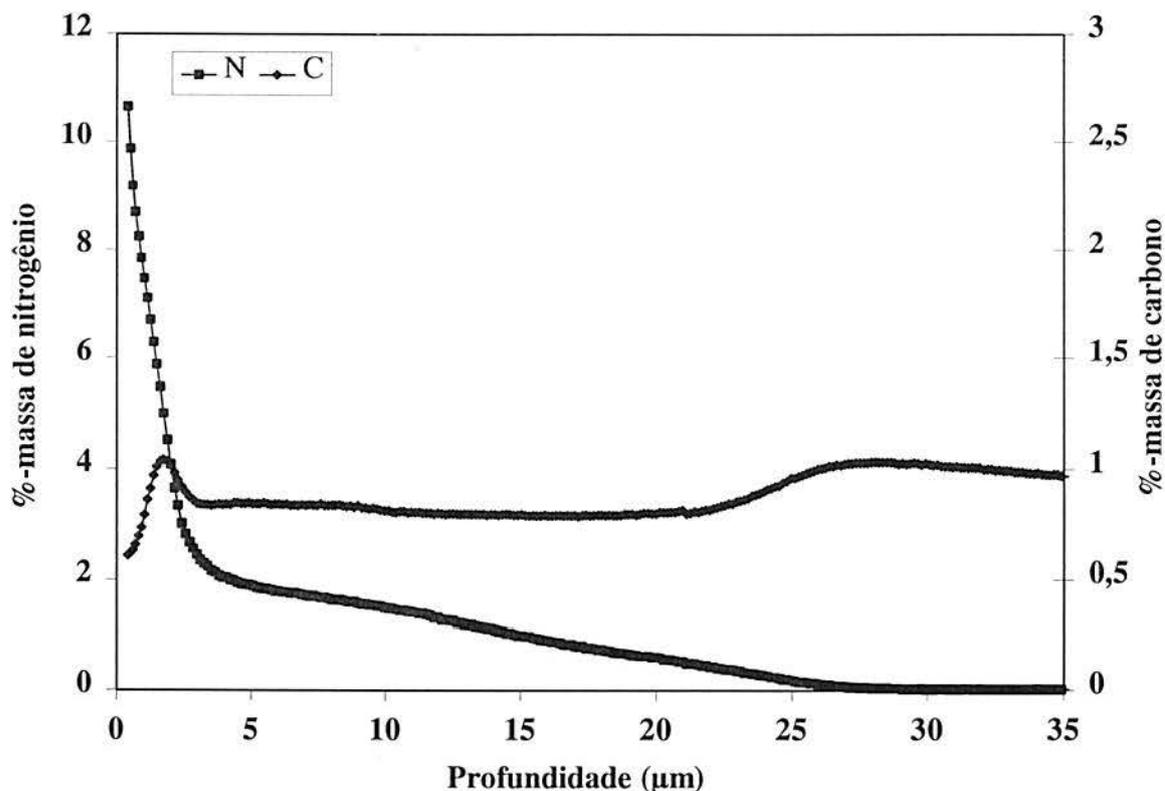


Figura 4.31 Perfil de nitrogênio e carbono em amostra lixada em lixa 80 e nitretada do grupo II de experimentos, $500\text{ }^{\circ}\text{C}$, $76\% \text{N}_2\text{-}24\% \text{H}_2$.

Na Figura 4.31 para uma amostra lixada com lixa 80 o comportamento observado é o mesmo da amostra polida (Figura 4. 30), porém o percentual de nitrogênio na superfície é superior, ficando em torno de $10,8\%$, e as profundidade das zonas de compostos ($2,9\mu\text{m}$) e a profundidade total de penetração de nitrogênio ($26,2\mu\text{m}$) apresentam-se menores.

Para a amostra jateada, Figura 4. 32, observa-se uma profundidade de penetração de nitrogênio em torno de $20,6\mu\text{m}$ e uma espessura da zona de compostos de $2,2\mu\text{m}$. Estes valores são significativamente menores em relação as amostras lixada e polida. O pico de carbono na região da zona de compostos não se apresenta bem visível, possivelmente, devido à pequena espessura da zona de compostos, estando mais próximo à superfície.

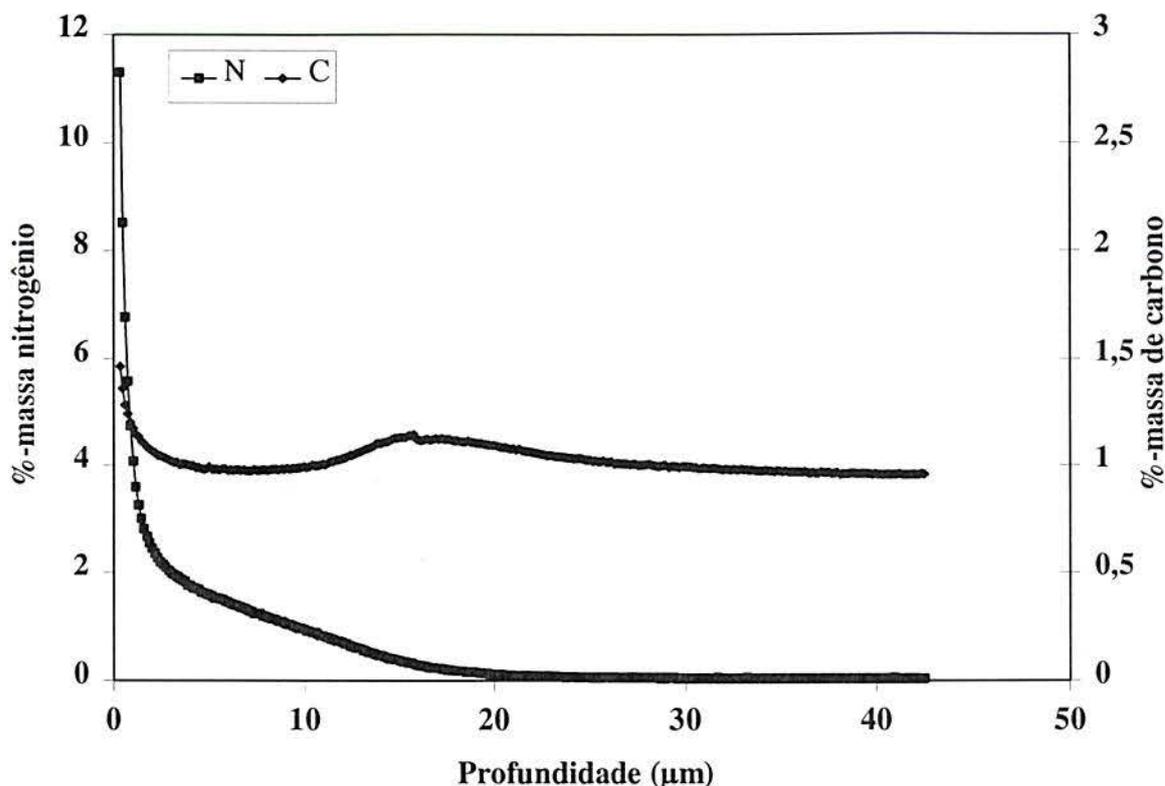


Figura 4. 32 Perfil de nitrogênio e carbono em amostra jateada e nitretada do grupo II de experimentos, 500 °C, 76% N₂-24% H₂.

Dos resultados descritos anteriormente é possível identificar duas regiões enriquecidas em carbono para as amostras nitretadas com a mistura de 76% vol. N₂: a região ao final da zona de difusão do nitrogênio e a região próxima a superfície na zona de compostos. Também observa-se que as amostras nitretadas com a mistura rica em nitrogênio não sofreram uma decarbonetação na zona de difusão como as nitretadas com a mistura pobre em nitrogênio.

Da mesma forma que para as amostras nitretadas com a mistura pobre em nitrogênio, as profundidades de camada foram significativamente menores para as amostras jateadas e lixadas em relação as amostras polidas.

4.6 Profundidade de Camada

As tabelas 4.3 e 4.4 apresentam os resultados das medições de profundidade total de camada (zona de compostos + zona de difusão), realizadas através de exame metalográfico ao microscópio ótico, e da espessura da zona de compostos, realizada ao microscópio eletrônico de varredura. Também são mostrados os valores da profundidade de camada total e da zona de compostos estimados a partir dos perfis de nitrogênio medidos por GDOS. A forma de

avaliação destas camadas foi descrita no procedimento experimental. As tabelas 4.3 e 4.4 referem-se, respectivamente, as amostras nitretadas nos grupo I e II de experimentos.

Tabela 4.3 Resumo das medições para camada de compostos e zona de difusão de amostras nitretadas a plasma preparadas com diferentes temperaturas e composições gasosas do Grupo I de Experimentos.

Parâmetros	Zona de compostos [μm]		Camada total [μm]	
	Metalog.(MEV)	GDOS	Metalog.(Ótico)	GDOS(0,1%N)
350 ^o C, 5% N ₂	0	0	6	3,8
350 ^o C, 76% N ₂	0,5	0,77	8	4,2
400 ^o C, 5% N ₂	0	Não medido	7	Não medido
400 ^o C, 76% N ₂	0,7	Não medido	7	Não medido
450 ^o C, 5% N ₂	0	Não medido	13	Não medido
450 ^o C, 76% N ₂	1,3	Não medido	15	Não medido
500 ^o C, 5% N ₂	0	0	16	21,6
500 ^o C, 76% N ₂	2,3	2,8	26	32,9

Tabela 4. 4 Resumo das medições para camada de compostos e zona de difusão de amostras nitretadas a plasma preparadas com diferentes temperaturas e composições gasosas do Grupo II de Experimentos.

Parâmetros	Zona de compostos [μm]		Camada Total [μm]	
	Metalog.(MEV)	GDOS	Metalog.(Ótico)	GDOS (0,1%N)
Polida, 400 ^o C, 5% N ₂	0	0	15	10,8
Polida, 400 ^o C, 76% N ₂	1,3	1,9	12	12,2
Polida, 500 ^o C, 5% N ₂	0	0	18	20,2
Polida, 500 ^o C, 76% N ₂	2,1	3,3	30	30,0
Lixa 80, 400 ^o C, 5% N ₂	0	0	5	8,7
Lixa80, 400 ^o C, 76% N ₂	1,3	1,6	8	8,7
Lixa 80, 500 ^o C, 5% N ₂	0	0	11	14,9
Lixa 80, 500 ^o C, 76% N ₂	1,9	2,9	20	26,2
Jateada, 400 ^o C, 5% N ₂	0	0	6	11,6
Jateada, 400 ^o C, 76% N ₂	Não medido	1,4	Não medido	11,8
Jateada, 500 ^o C, 5% N ₂	0	0	7	13,3
Jateada, 500 ^o C, 76% N ₂	1,5	2,2	14	20,6
Lixa 120, 400 ^o C, 5% N ₂	0	Não medido	Não medido	Não medido
Lixa120, 400 ^o C, 76%N ₂	0,7	Não medido	5	Não medido
Lixa 120, 500 ^o C, 5% N ₂	0	Não medido	8	Não medido
Lixa120, 500 ^o C, 76%N ₂	Não medido	Não medido	18	Não medido

Como pode ser verificado da Tabela 4. 4 as amostras lixadas e jateadas apresentaram menores camadas em relação as polidas para os mesmos parâmetros de nitretação.

4.7 Análise de Fases por Difração de Raios X

As figuras de 4.33 a 4.38 apresentam os difratogramas obtidos de amostras nitretadas com as misturas gasosas pobre e rica em nitrogênio. Juntamente com estes difratogramas foi sempre colocado o de uma amostra não nitretada para auxiliar na identificação de novos picos devido a nitretação. A temperatura em que as amostras foram nitretadas é indicada nas figuras para cada difratograma. A posição em 2θ das linhas de difração referentes aos planos das fases ϵ e γ' são sempre mostradas nas figuras por linhas transversais, com as respectivas legendas, sendo a linha traço-ponto para a fase γ' e contínua para a fase ϵ .

Como destacado no capítulo procedimento experimental, a radiação cromo fornece informações de uma profundidade de 2,5 a 3,6 μm para a variação de 50 a 75 $^\circ$ (Figura 3.8). Já a radiação cobre fornece informações de uma profundidade variando de aproximadamente 0,5 a 0,8 μm quando 2θ varia de 30 a 50 $^\circ$. Além destas duas radiações em modo normal, foi empregado o modo de baixo ângulo (“grazing incidence”) com radiação Cu-K α que fornece uma informação de uma região ainda mais superficial.

a) Amostras Não Nitretadas

Os difratogramas de raios-X obtidos do material não nitretado, após têmpera e revenido, são mostrados na Figura 4. 33 para a radiação Cr-K α e na Figura 4. 34 para a radiação Cu-K α , juntamente com outros de amostras nitretadas.

O material após o tratamento térmico de têmpera e revenido (bem como após a nitretação) foi investigado com o uso de radiação cromo num intervalo angular de 40 a 170 $^\circ$ em 2θ , e com o emprego de radiação cobre num intervalo angular de 30 a 140 $^\circ$. Da análise dos difratogramas foi confirmada a presença dos carbonetos FeC, VC e o carboneto do tipo M_6C . Os carbonetos do tipo M_6C investigados contém (segundo os arquivos JCPDS) Mo e/ou W, sendo os carbonetos complexos Fe_3W_3C - Fe_4W_2C (fase eta 1 do aço rápido- JCPDS 3-980) e Fe_3Mo_3C . A presença do carboneto WC não pôde ser descartada. Também foram investigadas a existência dos carbonetos $Cr_{23}C_6$, Mo_2C , não sendo confirmadas as suas presenças.

b) Mistura gasosa de 5% vol. N_2

A Figura 4. 33 apresenta os difratogramas de amostras polidas nitretadas com a mistura pobre em nitrogênio obtidos com radiação cromo. Para as amostras nitretadas observa-se um alargamento da linha de difração do ferro ($Fe-\alpha\{100\}$) e o deslocamento da mesma para

menores ângulos 2θ . Estes efeitos se acentuam continuamente com o aumento da temperatura de nitretação de 350°C a 500°C . O deslocamento do pico do ferro- α em 2θ está relacionado com a presença de tensões residuais compressivas na superfície e ao conteúdo de nitrogênio no reticulado do ferro- α . Sendo o seu alargamento associado a um aumento na densidade de discordâncias e, possivelmente, a variação das distâncias interplanares com o gradiente de nitrogênio dentro do volume amostrado pelos raios-X.

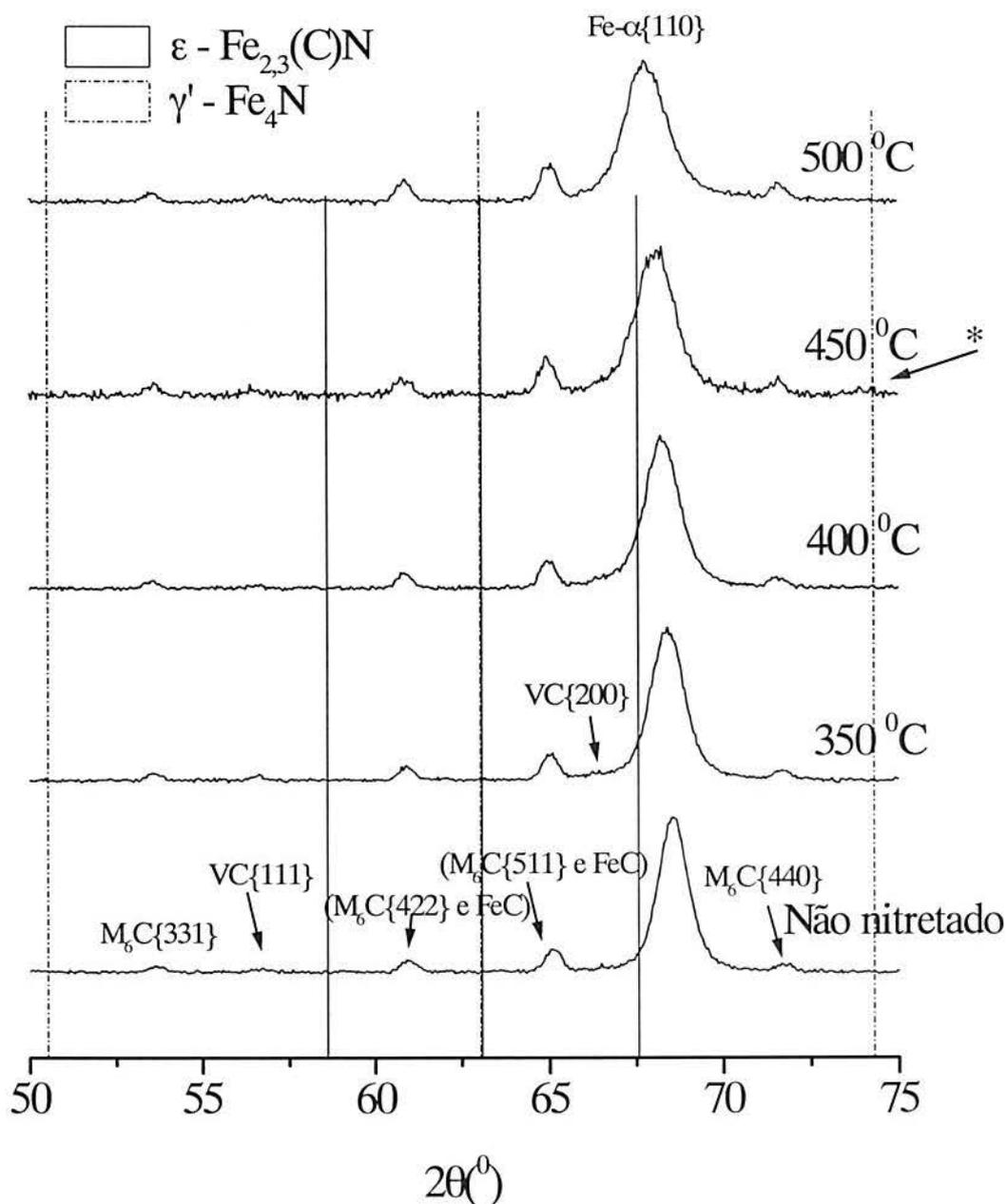


Figura 4. 33 Difratoogramas de amostras polidas do grupo I nitretadas com a mistura pobre em nitrogênio, obtidos com a radiação Cr-K α para o intervalo 2θ de 50 a 75° .

Os difratogramas obtidos com a radiação cobre, Figura 4. 34, revelam características similares em relação ao alargamento e deslocamento da linha de difração do ferro- α descritas para os difratogramas obtidos com a radiação Cr-K α (Figura 4. 33). Isto deve estar relacionado a ausência de uma camada de compostos na superfície e, mesmo com a alta sensibilidade da radiação Cu-K α (baixa profundidade de penetração), não há indicação de formação de nitretos e/ou carbonitretos de ferro ϵ .

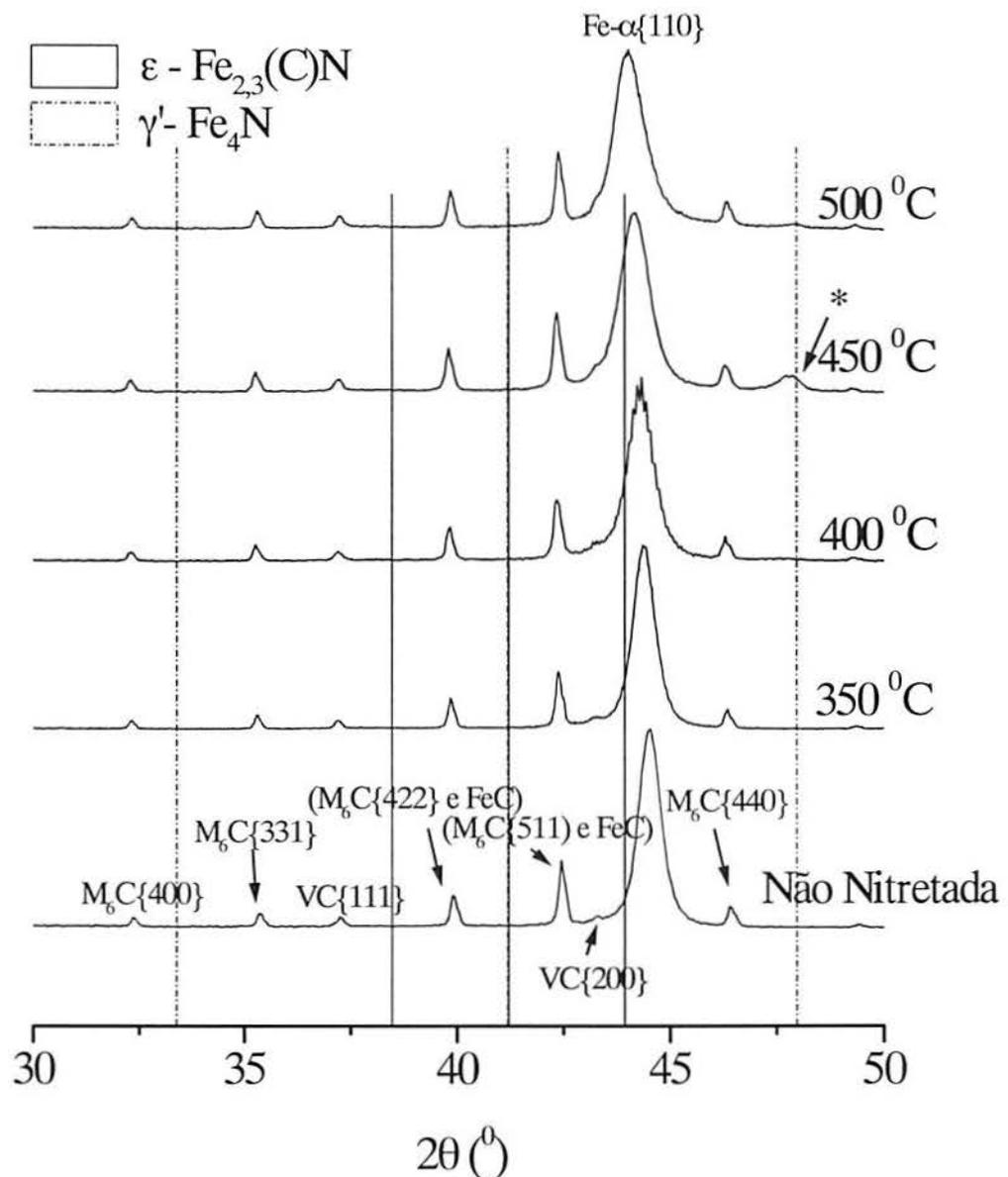


Figura 4. 34 Difratogramas de amostras do grupo I nitretadas com a mistura pobre em nitrogênio, obtidos com a radiação Cu-K α para o intervalo de 2θ de 30 a 50°.

O pico marcado com um asterisco na Figura 4. 34 indica a possibilidade da presença de pequena quantidade da fase de nitretos γ' . De diversos nitretos investigados para o pico marcado com o asterisco nas figuras 4.33 e 4.34, observou-se somente a coincidência com a posição dos planos $\{200\}$ do nitreto γ' de intensidade relativa 77% e $\{201\}$ do nitreto Cr_2N de intensidade relativa 1%. Devido a baixa intensidade descartou-se a hipótese da presença do Cr_2N . Destaca-se que não foram detectadas em todo o intervalo angular investigado ($50 - 160^\circ$ com a radiação $\text{Cr-K}\alpha$ e de $30 - 140$ com a radiação $\text{Cu-K}\alpha$) a presença de outras linhas de difração do nitreto de ferro γ' .

A inexistência de outros picos coincidindo com as posições para o nitreto γ' poderia ser explicada por um processo de precipitação com uma forte orientação preferencial nos planos $\{200\}$. Foi realizada uma análise de textura, variando-se o ângulo ψ e ϕ e medindo a intensidade desta linha de difração, observando-se o valor máximo bem centralizado na direção de $\psi = 0$ (bissetriz de feixe incidente/difratado perpendicular à superfície), decaindo rapidamente para valores positivos e negativos de ψ . Deste modo a análise de textura indicou o alinhamento destes planos paralelamente a superfície.

Na Figura 4.35 são apresentados difratogramas obtidos em modo de baixo ângulo, com uma incidência de 1° em relação à superfície ($\alpha = 1^\circ$). Foram investigadas amostras nitretadas em temperaturas de 400 e 500 $^\circ\text{C}$. Pode ser visto que não aparecem linhas de difração dos nitretos e as características são similares as dos difratogramas da Figura 4. 34 no que concerne ao alargamento e deslocamento do pico do ferro- α .

Os resultados de difração de raios-X, principalmente os resultados do modo de baixo ângulo (“grazing incidence”), confirmam o resultado da análise metalográfica, demonstrando a inexistência de uma camada de compostos na superfície das amostras nitretadas com a mistura gasosa pobre em nitrogênio.

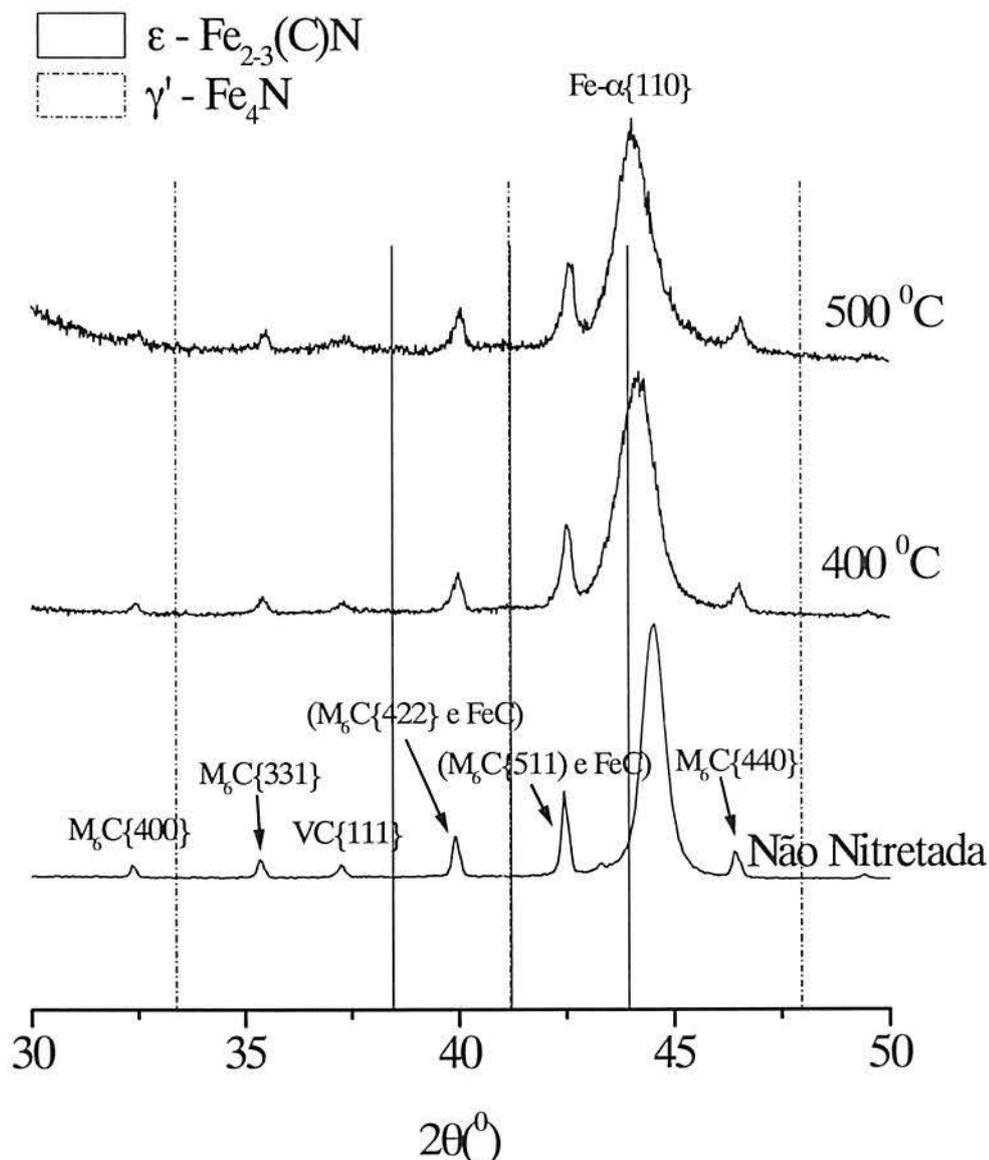


Figura 4.35 Difrátogramas de amostras nitretadas, obtidos em baixo ângulo de incidência, $\alpha = 1^\circ$. Para efeito de comparação foi incluído o padrão de difração de uma amostra não nitretada obtido em modo de incidência normal. Intervalo angular de 30 a 50°.

c) *Mistura gasosa de 76% vol. N_2*

Como visto dos resultados de metalografia foram formadas zonas de compostos para todas as temperaturas de nitretação (350 a 500°C) com a mistura gasosa rica em nitrogênio. A Figura 4.36 apresenta, para a radiação Cr-K α , os difratogramas obtidos de amostras nitretadas com a mistura gasosa rica em nitrogênio. Dos difratogramas na temperatura de 350°C não são vistos os picos dos nitretos ε e/ou γ' devido a pequena espessura da zona de compostos frente a profundidade de penetração da radiação Cr-K α . Observa-se apenas um leve alargamento e

deslocamento para a esquerda da linha de difração do ferro- α em relação a posição no material não nitretado.

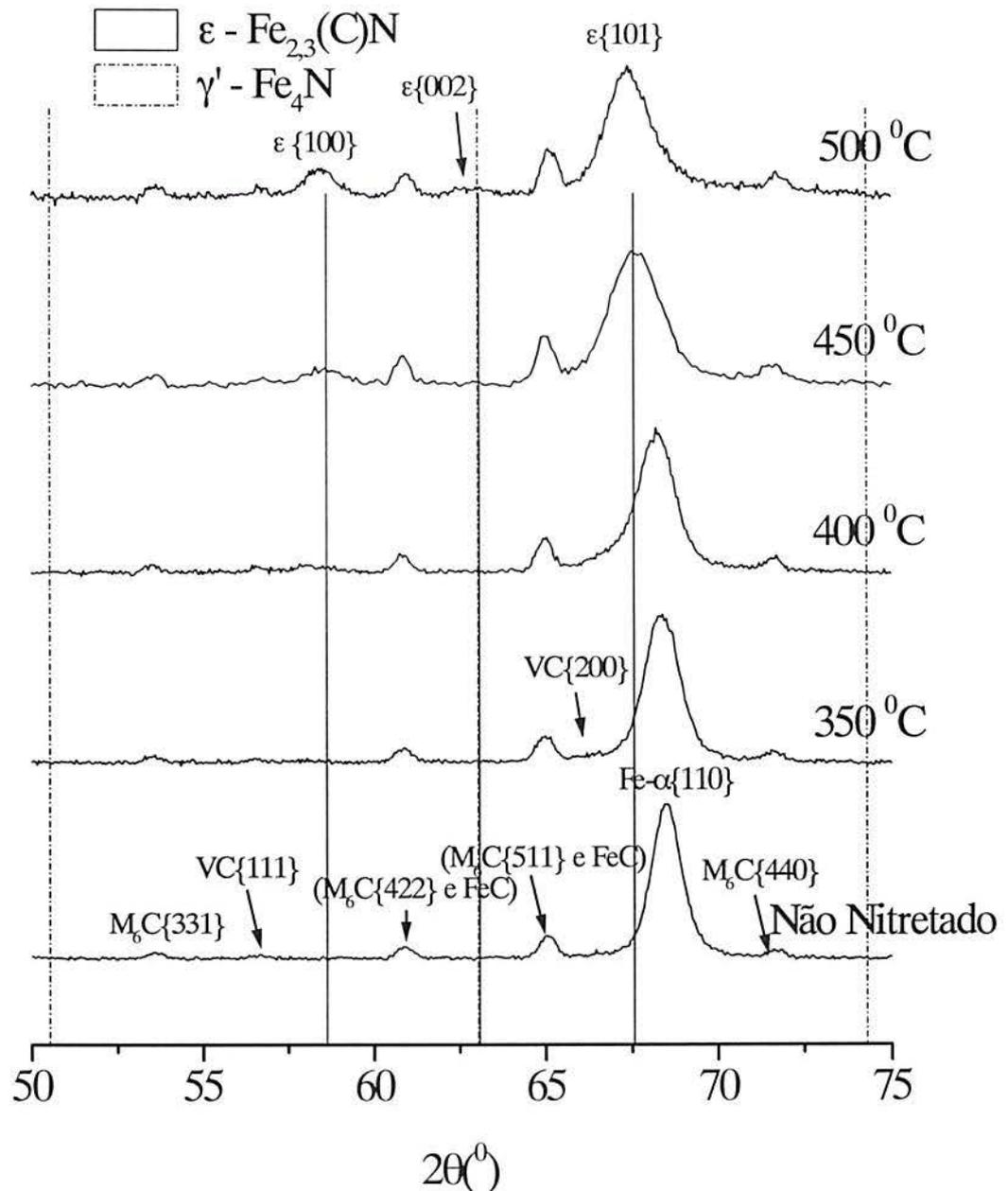


Figura 4.36 Difratoogramas de amostras do grupo I, nitretadas com a mistura rica em nitrogênio, obtidos com a radiação cromo para o intervalo de 2θ de 45 a 105°.

Para a temperatura de 400°C (Figura 4.36) o pico do ferro se torna assimétrico, devido a uma superposição da linha de difração $\epsilon\{101\}$, que começa a ser detectada com maior intensidade, devido a maior camada de compostos formada nesta temperatura. Nas temperaturas de 450°C e 500°C, com o contínuo aumento da espessura da zona de compostos, as intensidades relativas das linhas de difração do nitreto ϵ aumentam. A partir da temperatura

de 450°C o pico formado pela superposição das linhas de difração ϵ {101} e Fe- α {110} já encontra-se bastante deslocado para a posição do nitreto ϵ {101} devido ao crescimento da intensidade relativa deste em relação ao Fe- α {110}.

Dos difratogramas obtidos com a radiação Cr-K α ($40 < 2\theta < 140^\circ$) não foi observada a presença da fase γ' .

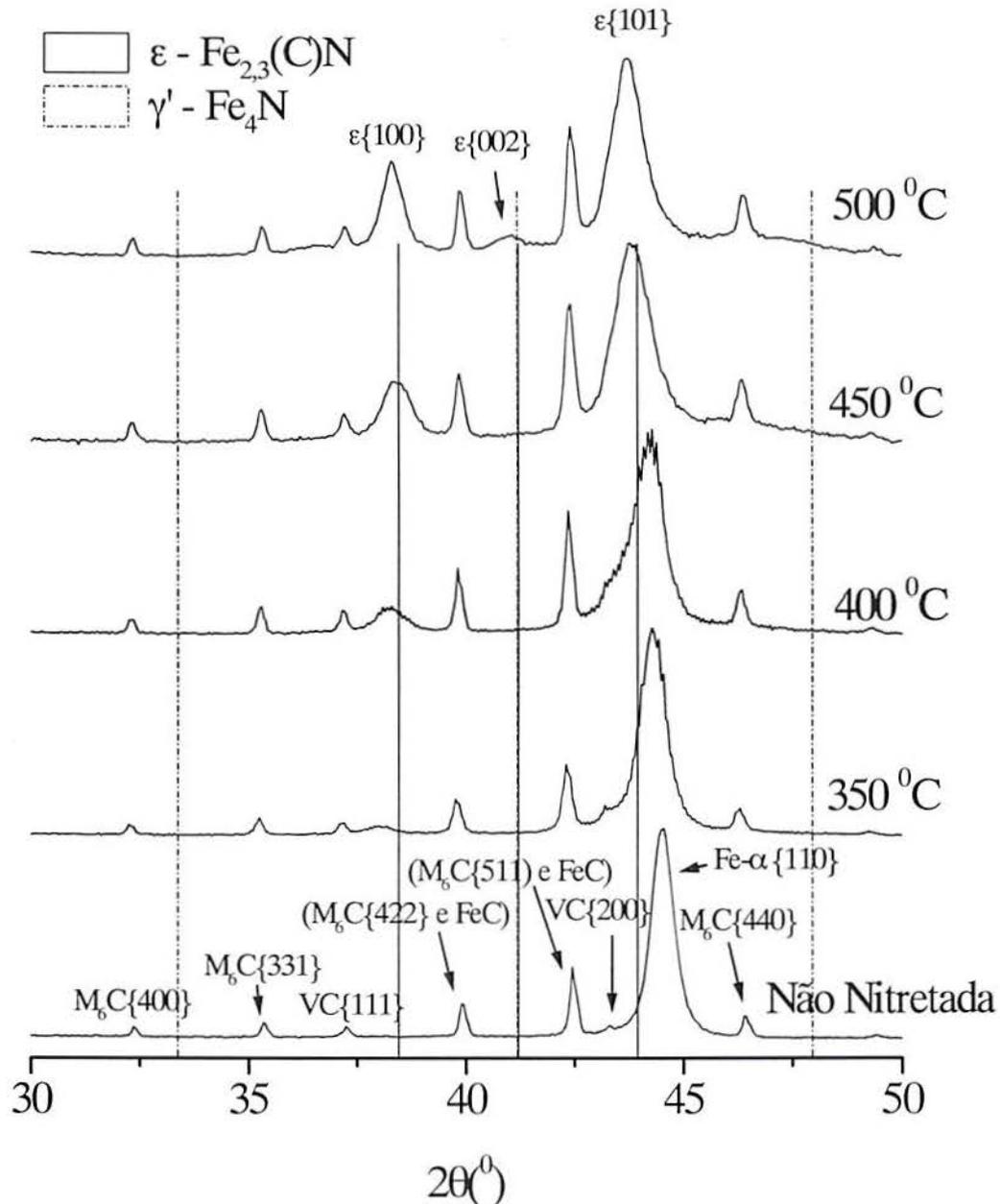


Figura 4. 37 Difratogramas de amostras do grupo I nitretadas com a mistura rica em nitrogênio, obtidos com a radiação Cu-K α para o intervalo de 2θ de 30 a 78°.

A Figura 4. 37 mostra os difratogramas obtidos para as amostras nitretadas com a mistura rica em nitrogênio, neste caso utilizando a radiação Cu-K α , a qual possui uma menor

profundidade de amostragem, como foi ilustrado no capítulo procedimento experimental. Nesta figura verifica-se que já para a temperatura de 350^oC inicia-se uma visível assimetria do pico correspondente a linha de difração {110} do ferro- α devido a superposição da linha de difração {101} da fase ϵ e o aparecimento de sua linha de difração {100}. A linha {002} da fase ϵ ainda não pode ser identificada na temperatura de 350^oC. Para a amostra nitretada a 400^oC as intensidades de {100} e {101} aumentam, sendo ainda visto o pico do ferro- α , porém a preponderância é da linha {101} do nitreto ϵ . Para 450^oC e 500^oC a intensidade relativa de {100} continua aumentando. Em 500^oC pode ser vista a linha de difração {002} do nitreto ϵ .

A análise dos difratogramas da Figura 4. 37 revela, claramente, a existência da fase de (carbo)nitretos ϵ em todas as zonas de compostos nas temperaturas de 350 a 500^oC. A zona de compostos pode ser detectada na temperatura de 350 ^oC devido a pequena penetração da radiação Cu-K α para o intervalo angular mostrado, de menos de 1 μ m (ver Figura 3.8).

A fase γ' não está presente para as temperaturas de 350^oC a 450^oC, e somente pela análise dos difratogramas não se pode afirmar a sua existência para a temperatura de 500^oC.

Os difratogramas obtidos em modo de baixo ângulo com uma incidência de 1^o em relação à superfície de amostras nitretadas nas temperaturas de 400^oC e 500^oC são dispostos na Figura 4. 38. Para efeito de comparação foi incluído na mesma figura o difratograma obtido em modo normal com radiação Cu-K α de uma amostra não nitretada.

Fica claro dos difratogramas da Figura 4. 38 que a zona de compostos tem a presença preponderante da fase de carbonitretos ϵ em relação a fase de nitretos γ' , a qual não foi detectada. A menor largura dos picos de difração para a amostra nitretada na temperatura de 500^oC em relação a 400^oC está associada a maior espessura de camada de compostos para a amostra nitretada na temperatura de 500^oC. Apesar da pequena penetração, considerando-se a utilização da difração Cu-K α e o ângulo de incidência de apenas 1^o, ainda podem ser vistas as linhas de difração dos carbonetos, indicando que estes afloram na superfície das amostras, sendo envolvidos pela zona de compostos, o que está de acordo com as observações metalográficas.

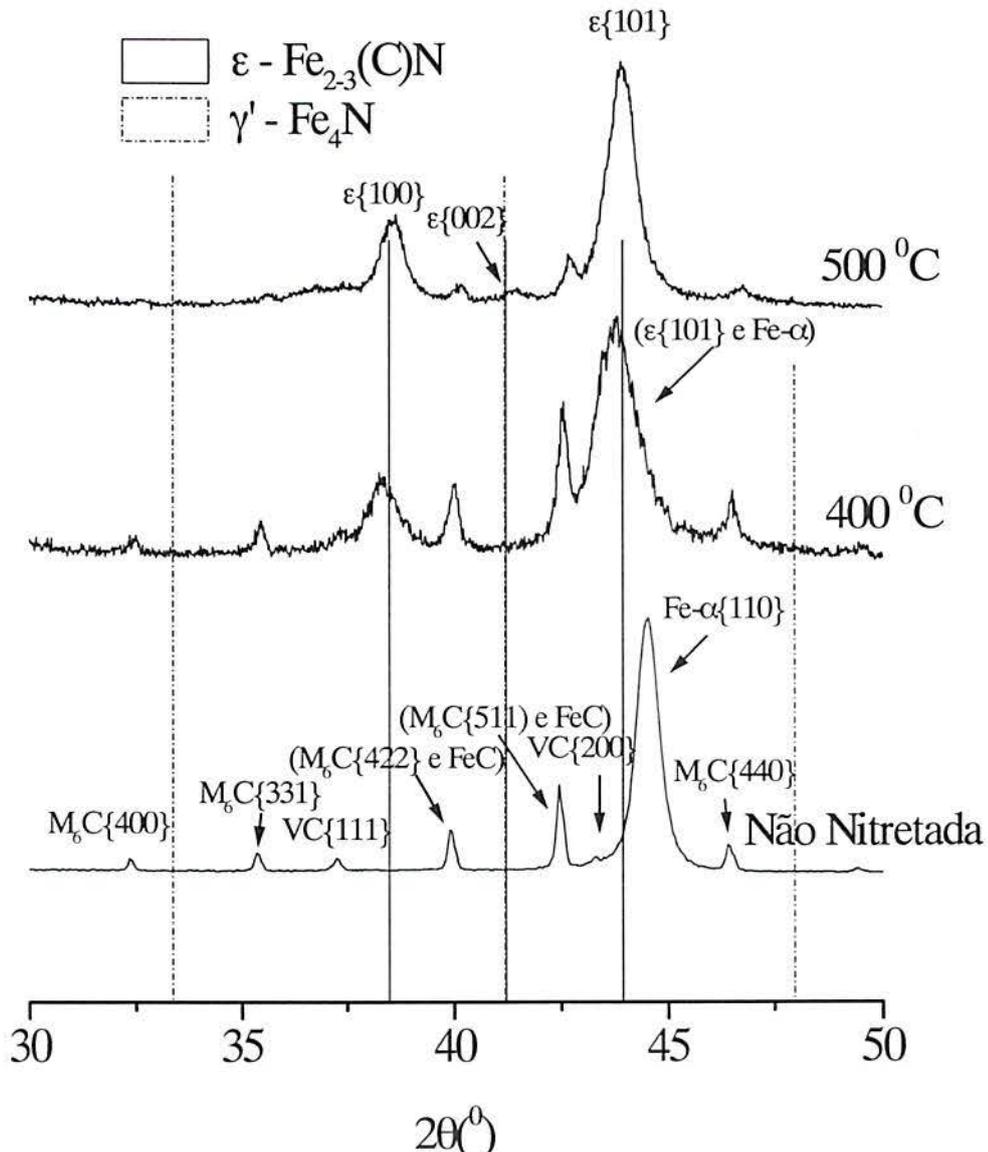


Figura 4. 38 Difratogramas de amostras nitretadas, obtidos em baixo ângulo de incidência, $\alpha = 1^{\circ}$. Para efeito de comparação foi incluído o padrão de difração de uma amostra não nitretada obtido em modo de incidência normal. Intervalo angular de 30 a 50° .

4.8 Tensões Residuais

Como descrito no capítulo procedimento experimental, as tensões residuais foram medidas na superfície de amostras não nitretadas e como uma função da distância em relação à superfície original da face (obtenção de um perfil de tensões residuais). Serão inicialmente descritos os resultados das medições de tensões residuais realizadas em amostras submetidas aos diferentes tratamentos mecânicos antes da nitretação, para as quais foram construídos perfis de tensões residuais. Após serão abordados os resultados das medições de tensões

residuais executados em amostras nitretadas: medições na superfície (T. R. superficiais) para todos os diferentes tipos de acabamento superficial (polimento, lixamento e jateamento) e em função da profundidade para amostras polidas e jateadas.

4.8.1 Amostras Não Nitretadas

A Figura 4. 39 mostra os perfis de tensões residuais medidos em amostras não nitretadas para os diferentes acabamentos superficiais (polida, lixada e jateada) do grupo II de experimentos. Os perfis são mostrados para duas direções ortogonais de medição na superfície das amostras, sendo que para as amostras lixadas estas direções são paralelas e perpendiculares aos riscos de lixamento.

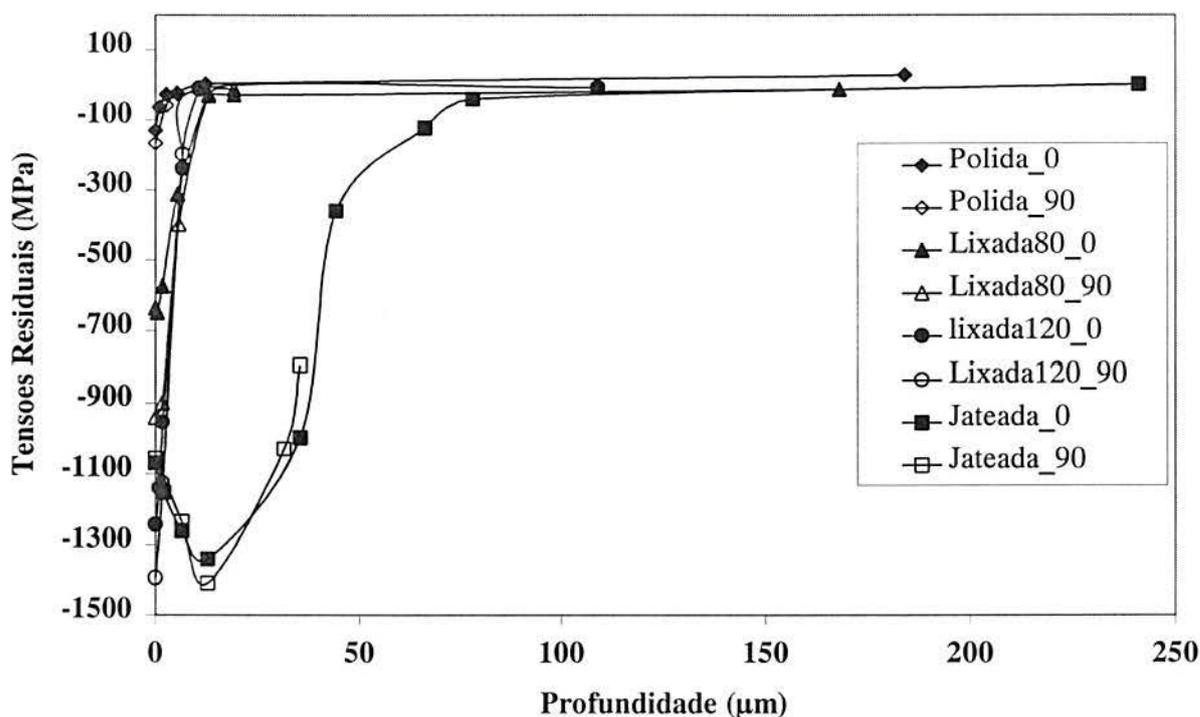


Figura 4. 39 Perfil de tensões residuais em amostras não nitretadas para diferentes acabamentos superficiais. São mostradas duas direções ortogonais de medição na superfície da amostra, sendo que para as amostras lixadas a direção $\phi = 0^\circ$ é paralela aos sulcos de lixamento.

Observa-se na Figura 4. 39 tensões residuais compressivas na superfície das amostras para todos os tipos de tratamento superficial. Os máximos valores de tensões compressivas situam-se na superfície para as amostras polidas e lixadas e abaixo da superfície para a amostra jateada. Marcadamente a amostra jateada é a que apresenta a maior profundidade com tensões residuais compressivas, chegando até aproximadamente $75\mu\text{m}$.

A Figura 4. 40 mostra as mesmas curvas da Figura 4. 39, porém para uma menor profundidade, permitindo observar o comportamento próximo a superfície. Para as amostras polidas a tensão residual superficial ficou em torno de -148MPa , decrescendo para valores menos compressivos e aproximando-se de zero para uma pequena profundidade de, no máximo, $5\mu\text{m}$. Os valores medidos para as duas direções perpendiculares não diferem significativamente. Deste modo é razoável assumir um estado simétrico biaxial de tensões residuais compressivas para as amostras polidas antes da nitretação.

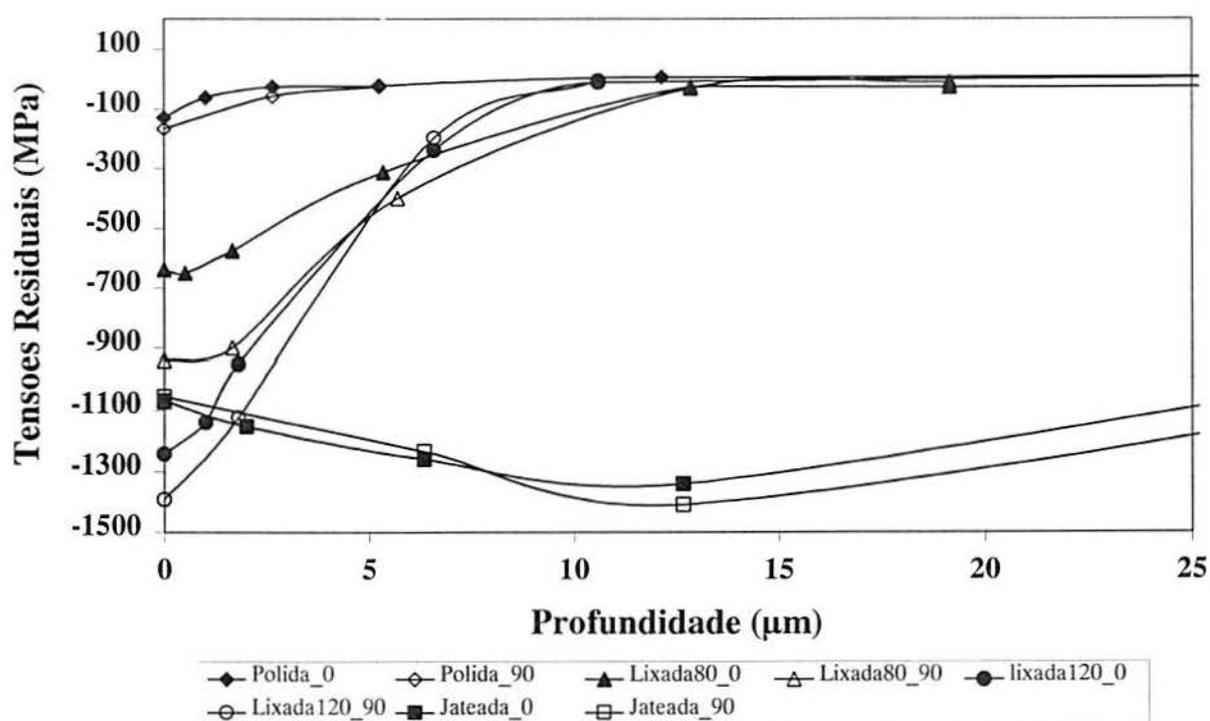


Figura 4. 40 Detalhe da Figura 4. 39, mostrando até a profundidade de $25\mu\text{m}$. Perfil de tensões residuais em amostras não nitretadas do grupo II. São mostradas duas direções ortogonais de medição na superfície da amostra, sendo que para as amostras lixadas a direção $\phi = 0^\circ$ é paralela aos sulcos de lixamento.

As tensões residuais superficiais induzidas pela preparação das amostras para uma superfície final polida no grupo I de experimentos exibiram, como no caso do grupo II, um estado simétrico biaxial de tensões compressivas, com um valor medido de -415MPa . Este

valor difere daquele encontrado para as amostras polidas do grupo II (-148MPa) devido as possíveis diferenças no tratamento térmico, material e preparação nos 2 diferentes lotes.

A amostra jateada (Figura 4. 40) apresenta valores de tensões residuais na superfície em torno de -1050MPa decrescendo até um valor máximo de tensão residual compressiva de -1400MPa numa profundidade de 12 μ m. A partir desta profundidade as tensões residuais compressivas diminuem tendendo a zero numa profundidade de 75 μ m (Figura 4. 39). Como no caso do perfil da amostra polida, não são observadas diferenças significativas entre as duas direções perpendiculares de medição, assumindo-se também um estado simétrico biaxial de tensões residuais.

A amostra lixada em lixa 80 (Figura 4. 40) apresenta, para a direção perpendicular aos riscos de lixamento, uma tensão residual compressiva em torno de -950MPa, tendendo a zero numa profundidade de 12,5 μ m. As tensões na direção paralela aos riscos apresentam valores menos compressivos, em torno de -650MPa na superfície. E como se observa na Figura 4. 40, as diferenças entre as duas direções perpendiculares de medição diminuem com a profundidade.

Para a amostra lixada em lixa 120 o comportamento é similar ao da amostra lixada em lixa 80. Observa-se na Figura 4. 40 valores mais compressivos de tensões residuais na superfície em relação a lixa 80, de -1400 e -1250 MPa para as direções perpendicular e paralela aos riscos de lixamento, respectivamente. A profundidade da camada com tensões residuais compressivas no entanto, é menor, caracterizando um maior gradiente de tensões para a amostra lixada em lixa 120.

Os valores de LMA (largura a meia altura ou FWHM – “full width at half maximum”) para as amostras das figuras 4.39 e 4.40 são mostrados na Figura 4. 41 e apresentados em detalhe para uma menor profundidade de camada na Figura 4. 42. Foram computados os valores médios entre as duas direções ortogonais de medições, visto que não foram detectadas diferenças significativas nos valores de LMA.

Os altos valores de LMA para a amostra jateada (Figura 4. 41), decrescem de 6,75 na superfície para 5,5⁰ em 35 μ m e permanecem estáveis até 45 μ m. A partir de 45 μ m de profundidade a LMA sobe pouco estabilizando-se em valores de 5,6-5,8⁰.

A amostra polida apresenta um valor superficial de LMA de 5,75 crescendo para 5,9 numa profundidade de 2,6 μm e, após, decresce para um valor de 5,7 com o aumento da profundidade. Portanto apresenta um máximo abaixo da superfície a aproximadamente 2,6 μm .

A amostra lixada em lixa 120 apresenta uma LMA superficial de 5,75⁰ na superfície decrescendo para 5,4⁰ em 1 μm , após a LMA cresce até estabilizar em torno de 5,75⁰ a partir de uma profundidade de aproximadamente 10,5 μm .

A amostra lixada em lixa 80, junto à superfície, apresenta um aumento de LMA de 5,6 para 5,7, mas em uma muito pequena profundidade de menos de 1 μm (aproximadamente 0,5 μm). Após esta pequena variação na superfície, a amostra lixada em lixa 80 apresenta um comportamento similar a lixada em lixa 120, LMA decresce para um valor de 5,4 na profundidade de 1,75 μm e depois cresce até estabilizar-se em torno de 5,7⁰ a partir de uma profundidade de aproximadamente 20 μm .

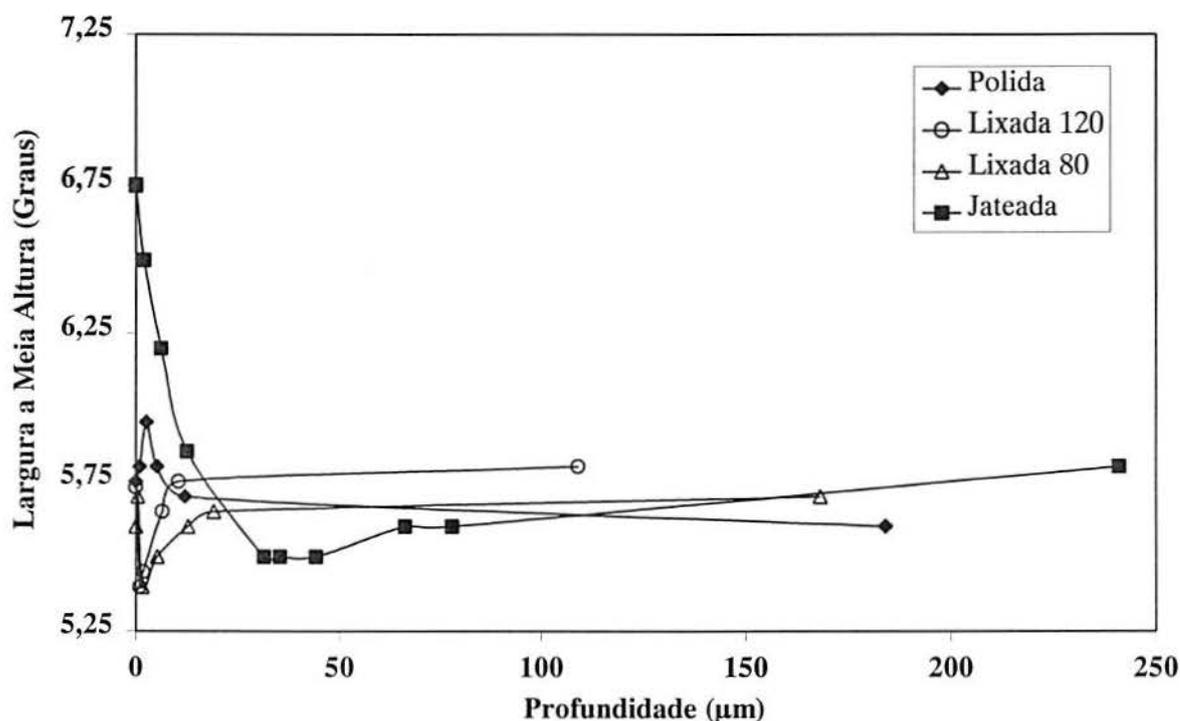


Figura 4. 41 Largura a meia altura dos picos de difração dos planos {211} do ferro- α em função da profundidade em amostras não nitretadas do grupo II. São mostrados os valores médios de duas direções ortogonais de medição na superfície da amostra.

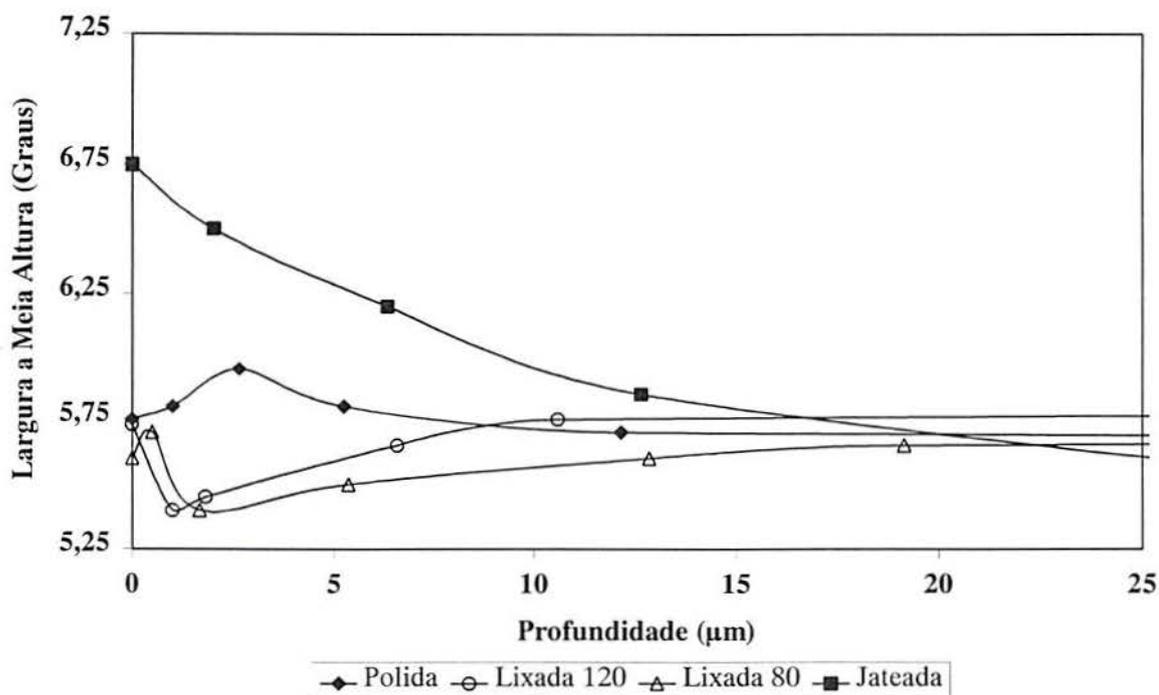


Figura 4. 42 Detalhe da Figura 4. 41, mostrando até a profundidade de 25 μm. Largura a meia altura dos picos de difração dos planos {211} do ferro-α em função da profundidade em amostras do grupo II. São mostrados os valores médios de duas direções ortogonais de medição na superfície da amostra.

4.8.2 Tensões Residuais Superficiais de Amostras Nitretadas

Neste item serão apresentados os resultados das medições de tensões residuais somente na superfície das amostras nitretadas (tensões residuais superficiais). Os resultados são agrupados dependendo da composição da mistura gasosa utilizada na nitretação a plasma das amostras (5% vol. N_2 e 76% vol. N_2). Os valores foram obtidos utilizando a linha de difração {211} do ferro-α e radiação Cr-Kα, o que permitiu obter uma medida das tensões residuais na zona de difusão, mesmo com a presença de uma zona de compostos na superfície da amostra, como no caso de amostras nitretadas a plasma com a mistura gasosa de 76% vol. N_2 em H_2 . Adicionalmente foram feitas medidas utilizando-se uma linha de difração do nitreto ε presente na zona de compostos (observada somente em amostras nitretadas com a mistura gasosa de 76% vol. N_2 em H_2), sendo esta medida realizada somente para amostras com superfície polida.

As medições após nitretação foram realizadas em duas direções ortogonais (σ_ϕ^{TR} para $\phi=0^0$ e $\phi = 90^0$) entre si na superfície das amostras. Para as amostras polidas e jateadas, assim

como no caso de amostras não nitretadas, os valores medidos de tensões residuais não apresentaram uma diferença significativa. Deste modo, a hipótese de um estado simétrico biaxial de tensões residuais (σ_0^{TR}) na zona de difusão foi considerado apropriado para os casos de amostras polidas nitretadas e amostras jateadas nitretadas. Levando este fato em consideração, no caso de amostras polidas e jateadas são mostrados somente os valores medidos médios em diferentes orientações da superfície. E, no caso de amostras lixadas são mostrados os resultados para uma direção de medição paralela aos riscos e uma perpendicular aos riscos de lixamento.

a) Mistura gasosa de 5% vol. N_2

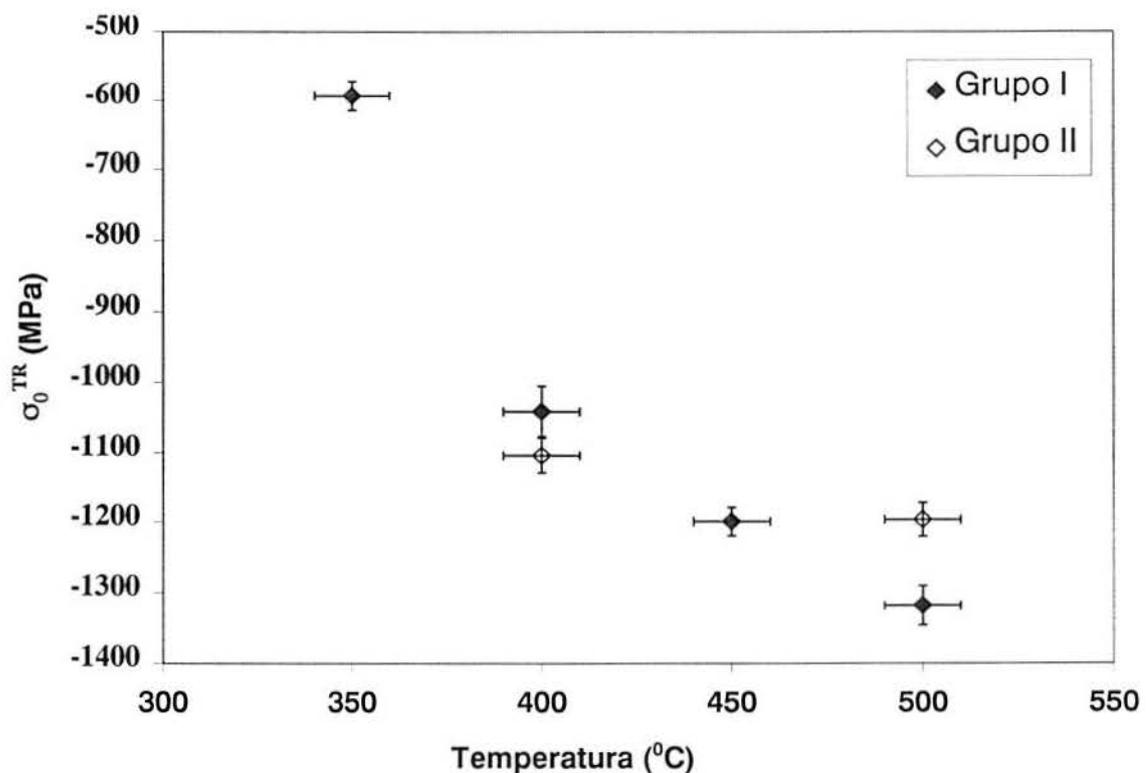


Figura 4. 43 Tensões residuais superficiais medidas em amostras polidas (grupos I e II de experimentos) nitretadas com a mistura gasosa de 5% vol. N_2 .

Na Figura 4. 43 são mostrados os valores σ_0^{TR} superficial de amostras polidas dos grupos I e II de experimentos medidos com radiação Cr-K α (linha de difração {211} do ferro- α) em função da temperatura de nitretação. As tensões residuais apresentam valores compressivos dentro da zona de difusão, inicialmente em torno de -600 MPa para a amostra nitretada na temperatura de 350°C (o valor para uma amostra não nitretada ficou entre -150 a

-450MPa), com o aumento da temperatura para 400°C um forte incremento no valor compressivo é verificado, com valores de -1000 (grupo I) a -1100MPa (grupo II). A tensão residual compressiva não aumenta tanto para incrementos posteriores na temperatura, chegando a valores em torno de -1200MPa em 450°C e -1200 (grupo II) a -1300 (grupo I) para a temperatura de 500°C.

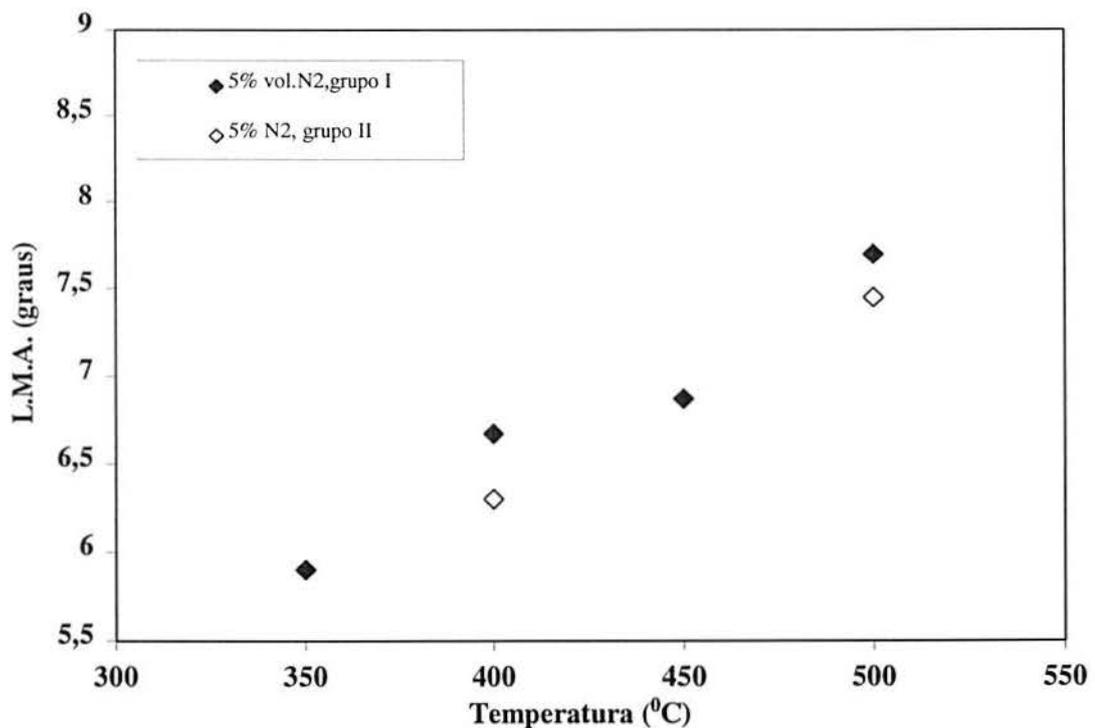


Figura 4. 44 Valores medidos de L.M.A. para amostras polidas

Os valores de LMA da Figura 4. 44 das amostras polidas mostram valores iniciais em torno de 5,9° na temperatura de 350°C (o valor para uma amostra não nitretada ficou em torno de 5,75°) chegando até valores de 7,45° (grupo II) a 7,7° (grupo I). Observa-se um comportamento bem linear com o aumento da temperatura.

A Figura 4. 45 mostra os valores de tensões residuais superficiais medidos em amostras nitretadas preparadas com diferentes tratamentos mecânicos antes da nitretação. São mostrados os valores para amostras nitretadas nas temperaturas de 400 e 500°C. Para amostras polidas e jateadas são mostrados os valores médios de tensões residuais entre as duas direções ortogonais de medição.

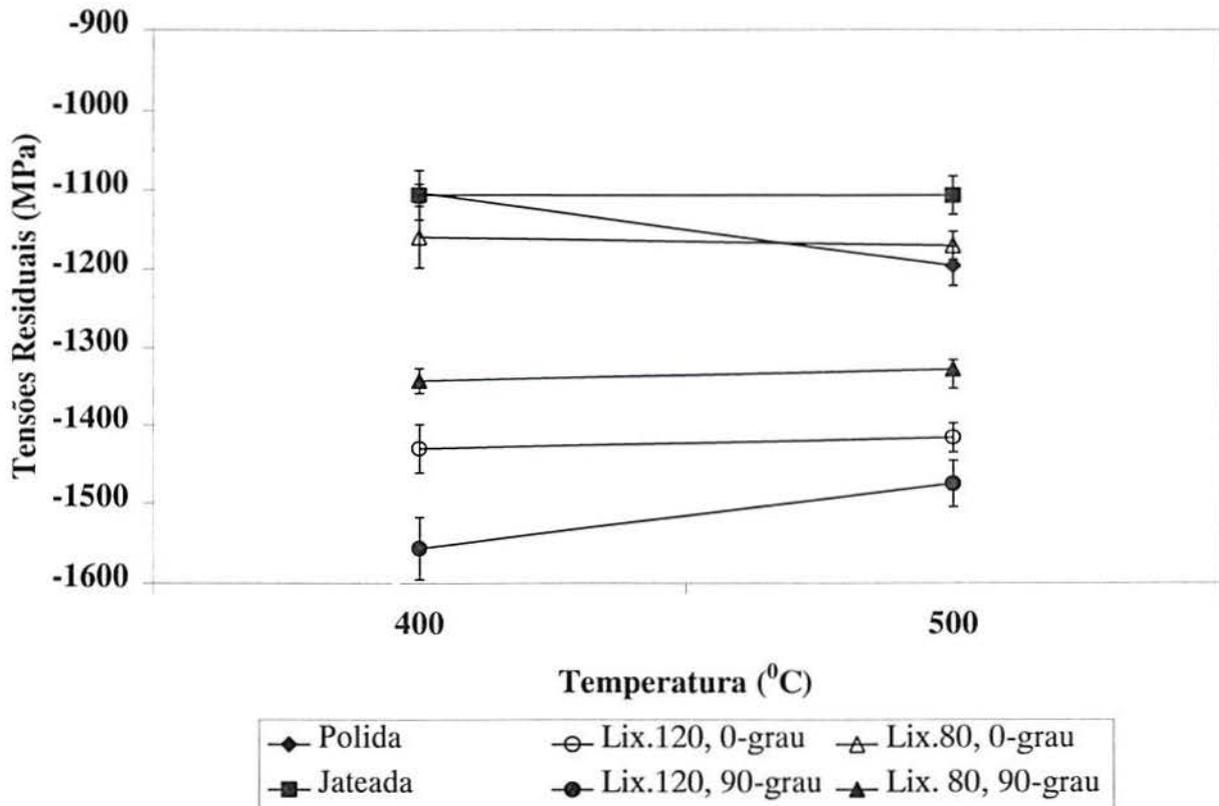


Figura 4. 45 Tensões Residuais Superficiais para amostras nitretadas com a mistura gasosa de composição 5% vol. N_2 em H_2 . “0-grau” representa um direção paralela aos riscos de lixamento e “90-grau” uma direção perpendicular aos riscos de lixamento.

Na temperatura de 400^oC (Figura 4. 45) a amostra polida apresenta uma tensão residual compressiva em torno de -1100MPa. Com o aumento da temperatura o valor compressivo aumenta para -1200MPa. As amostras jateadas apresentam um valor constante em torno de -1100MPa com a temperatura. Para as amostras lixadas, também não é observada variação significativa da tensão residual superficial com a temperatura de nitretação, sendo que as amostras lixadas em lixa 80 apresentam valores menos compressivos (-1150 a -1350MPa) do que as amostras em lixa 120 (-1450 a -1550MPa).

A Figura 4. 46 mostra os valores médios de largura a meia altura para amostras nitretadas nas temperaturas de 400 e 500^oC. Observa-se para os diferentes tratamentos mecânicos aplicados antes da nitretação um aumento da LMA. A amostra lixada com acabamento 120 é a que apresenta os maiores valores de LMA, variando de 7,3 a 8,9 com o aumento de temperatura de 400 para 500^oC, seguida pela amostra polida, lixada em lixa 80 e jateada.

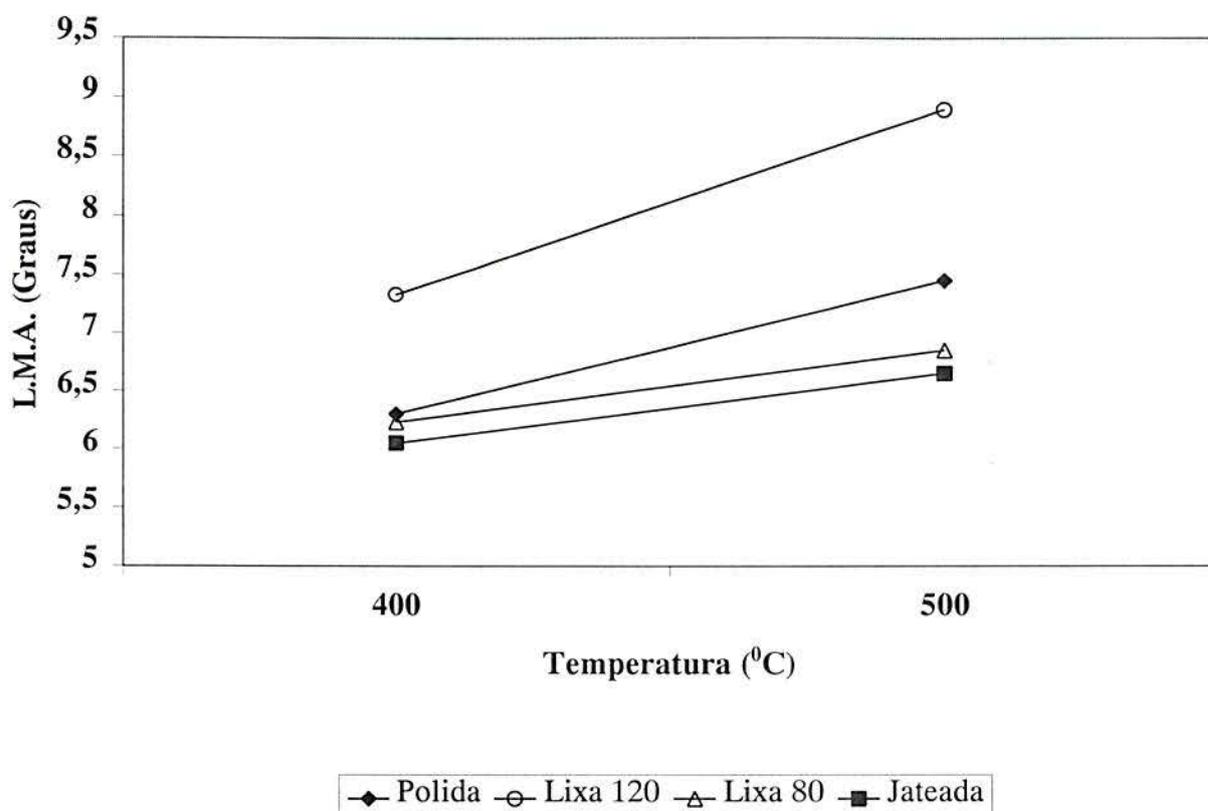


Figura 4. 46 Valores Superficiais de largura a meia altura para amostras nitretadas com a mistura gasosa de 5% vol. N₂.

Adicionalmente às medições de tensões residuais realizadas com a radiação Cr-K α , algumas medidas com a radiação cobre K α são mostradas na Tabela 4. 5. Os valores medidos com a radiação Cr-K α são tabelados para comparação. Salienta-se que a imprecisão é maior para o caso da radiação Cu-K α , devido a linha de difração dos planos {211} do ferro- α utilizada na medição situar-se em baixos 2θ (em torno de $82,41^\circ$), em comparação à radiação cromo. Os valores obtidos pela radiação Cu são mais elevados devido à menor penetração da radiação Cu-K α no aço em relação a radiação Cr-K α .

Tabela 4. 5 Valores medidos de tensão residual superficial em amostras nitretadas com a mistura gasosa de 5% vol. N₂. Radiações Cu-K α e Cr-K α , para os planos {211} do ferro- α .

Amostra	Direção	Valor medido	
		Cr-K α	Cu-K α
Polida, 5% N ₂ , 400 °C	-	-1114 \pm 22	-1617.6 \pm 193.3
Polida, 5% N ₂ , 500°C	-	-1222 \pm 24	-1696.2 \pm 290.8
Lixada 80, 5% N ₂ , 500°C	$\phi=0$ (Paralelo aos riscos)	-1170 \pm 31	-1027.2 \pm 201.9

b) Mistura gasosa de 76% vol. N_2

Devido a maior profundidade de penetração da radiação cromo em relação as profundidades das zonas de compostos, foi possível medir diretamente as tensões residuais na zona de difusão de amostras nitretadas com a mistura rica em nitrogênio, sem a necessidade de remoção de camadas superficiais.

A Figura 4. 47 mostra os valores de tensões residuais superficiais medidos na zona de difusão de amostras polidas nitretadas nas temperaturas de 350, 400, 450 e 500°C. Como no caso de amostras polidas não nitretadas e polidas nitretadas com a mistura gasosa de 5% vol. N_2 , para a composição gasosa de 76 % vol. N_2 também ocorre um estado biaxial de tensões residuais compressivas na zona de difusão.

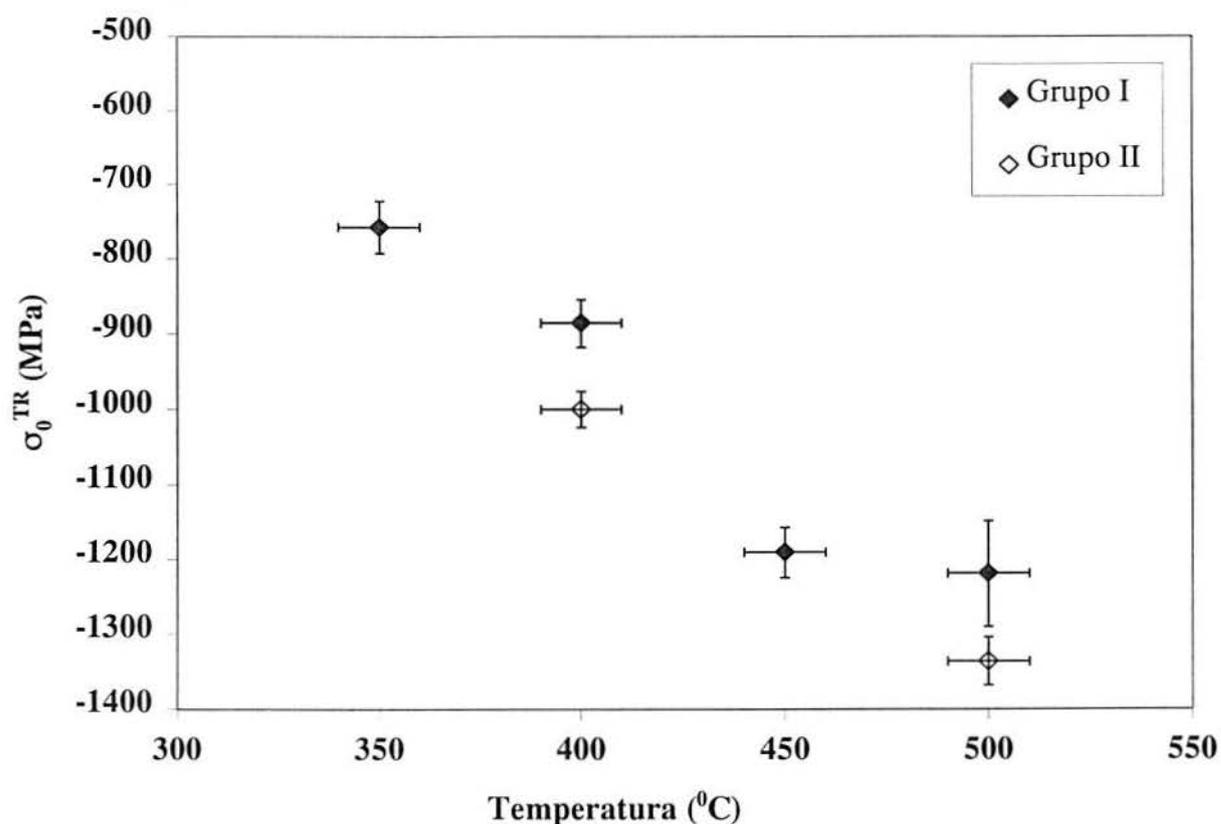


Figura 4. 47 Tensões residuais superficiais medidas em amostras polidas dos grupos I e II de experimentos nitretadas com a mistura gasosa de 76% vol. N_2 .

Para as amostras nitretadas na temperatura de 350°C tem-se um valor de -757MPa (Figura 4. 47). Com o aumento da temperatura os valores de tensões residuais tornam-se mais compressivos, chegando a um valor de -1219 a -1340 MPa na temperatura de 500°C. Até a temperatura de 450°C observa-se um aumento das tensões residuais compressivas diretamente

proporcional a temperatura. De 450°C para 500°C o aumento é menos pronunciado, repetindo neste último intervalo o comportamento encontrado para as amostras nitretadas com a mistura pobre em nitrogênio.

A Figura 4. 48 mostra os valores de LMA para a zona de difusão medidos para as mesmas amostras polidas apresentadas na Figura 4. 47. A dispersão dos resultados é maior devido à presença da zona de compostos na superfície que causa uma diminuição da intensidade da radiação. De qualquer forma é possível observar um aumento da LMA com a temperatura de nitretação com valores medidos de 6,8^o, para uma temperatura de nitretação de 350°C até um valor de 8,7^o na temperatura de 500°C.

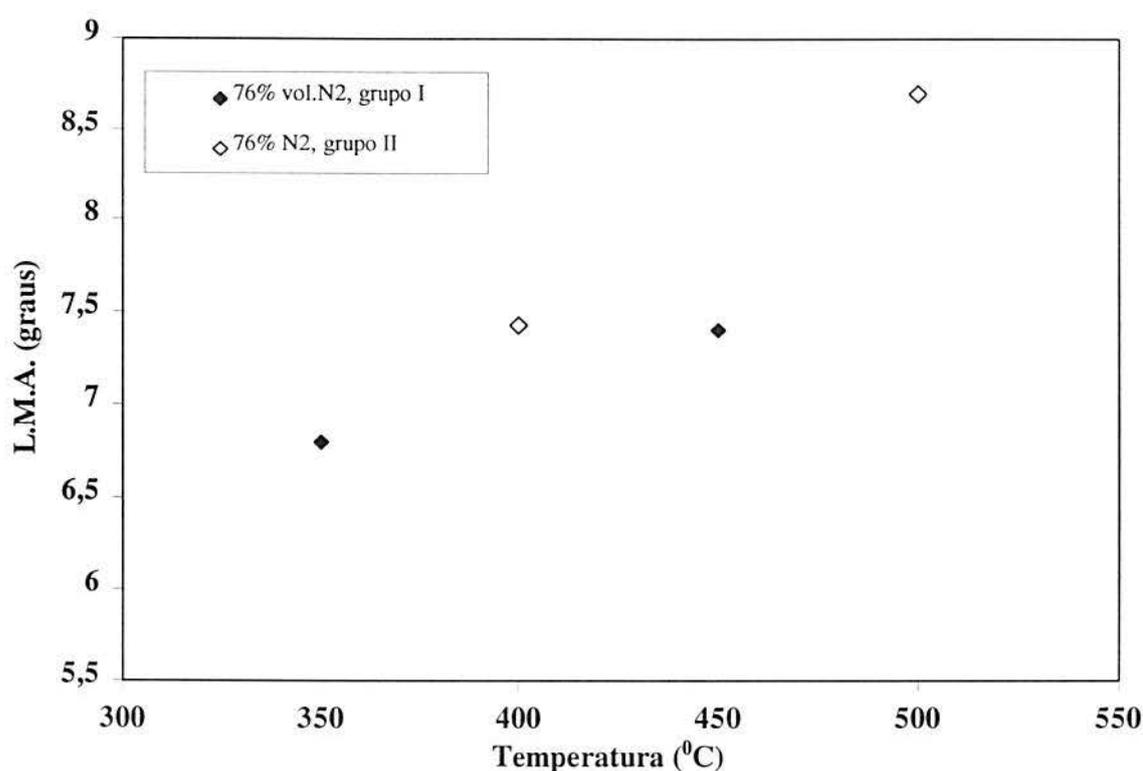


Figura 4. 48 L.M.A de amostras polidas nitretadas com a mistura gasosa de 76% vol. N₂.

Na Figura 4. 49 a maior variação de tensões residuais ocorre para a amostra polida, passando de um valor em torno de -1000MPa para -1300MPa. Para as amostras com os demais tratamentos mecânicos antes da nitretação a variação é pequena. A amostra jateada apresenta um pequeno aumento das tensões residuais compressivas, passando de um valor em torno de -1000MPa para -1150MPa. Para o acabamento superficial em lixa 80 os valores ficam em torno de -1210MPa enquanto para o acabamento em lixa 120 vê-se uma redução das tensões residuais compressivas de -1420 para -1325MPa.

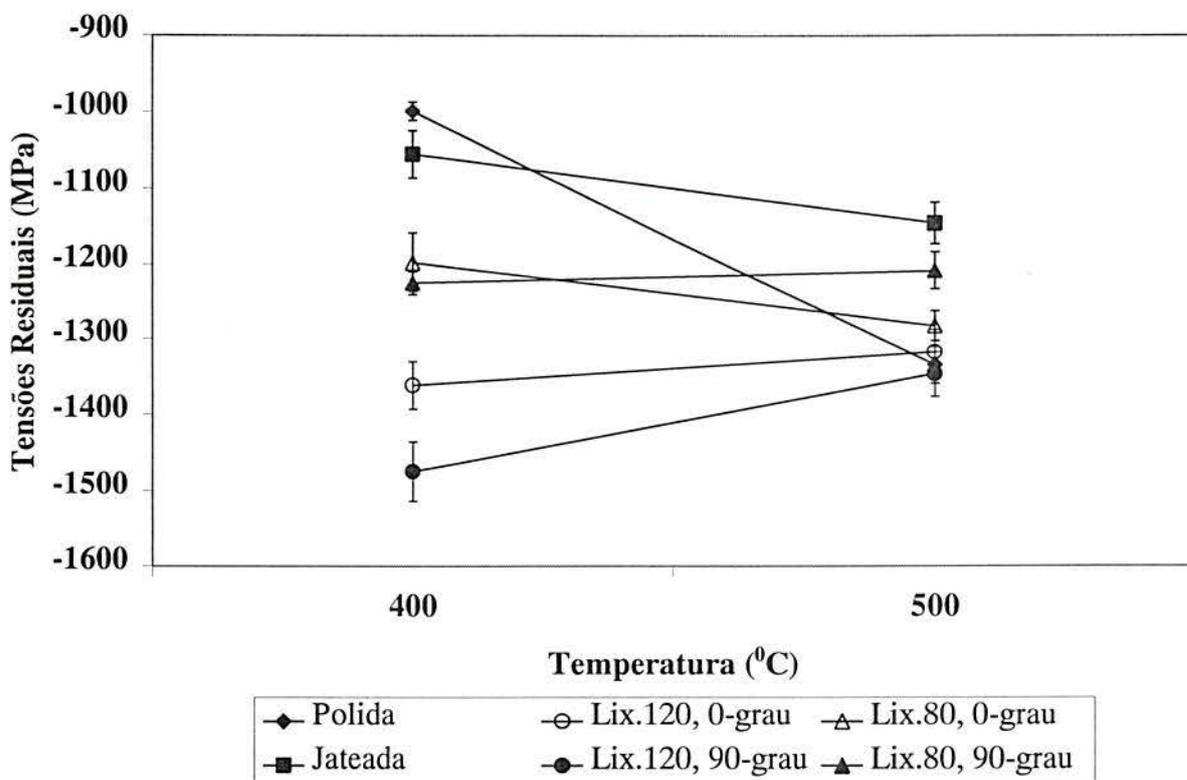


Figura 4. 49 Tensões Residuais Superficiais para amostras nitretadas com a mistura gasosa de composição 76% vol. N₂ e H₂ em balanço. “0-grau” representa um direção paralela aos riscos de lixamento e “90-grau” uma direção perpendicular aos riscos de lixamento.

Os valores médios de largura a meia altura superficiais para as amostras nitretadas com a mistura gasosa rica em nitrogênio são mostrados na Figura 4. 50 para as temperaturas de 400 e 500°C. Estes valores foram medidos na zona de difusão das amostras. Observa-se como no caso das amostras nitretadas com a mistura gasosa pobre em nitrogênio (Figura 4. 46) um aumento da L.M.A. com o aumento da temperatura de nitretação de 400 para 500°C. Este incremento de largura a meia altura foi similar independente do acabamento superficial prévio das amostras.

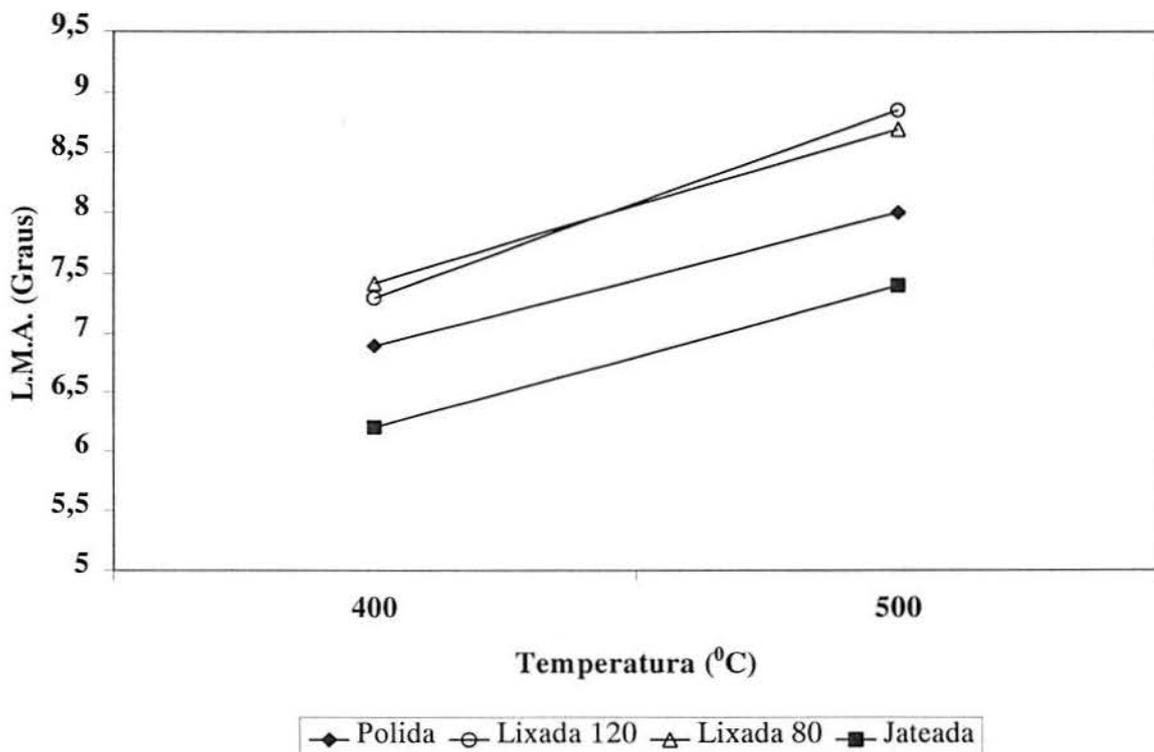


Figura 4. 50 Valores Superficiais de largura a meia altura para amostras nitretadas com a mistura gasosa de 76% vol. N₂

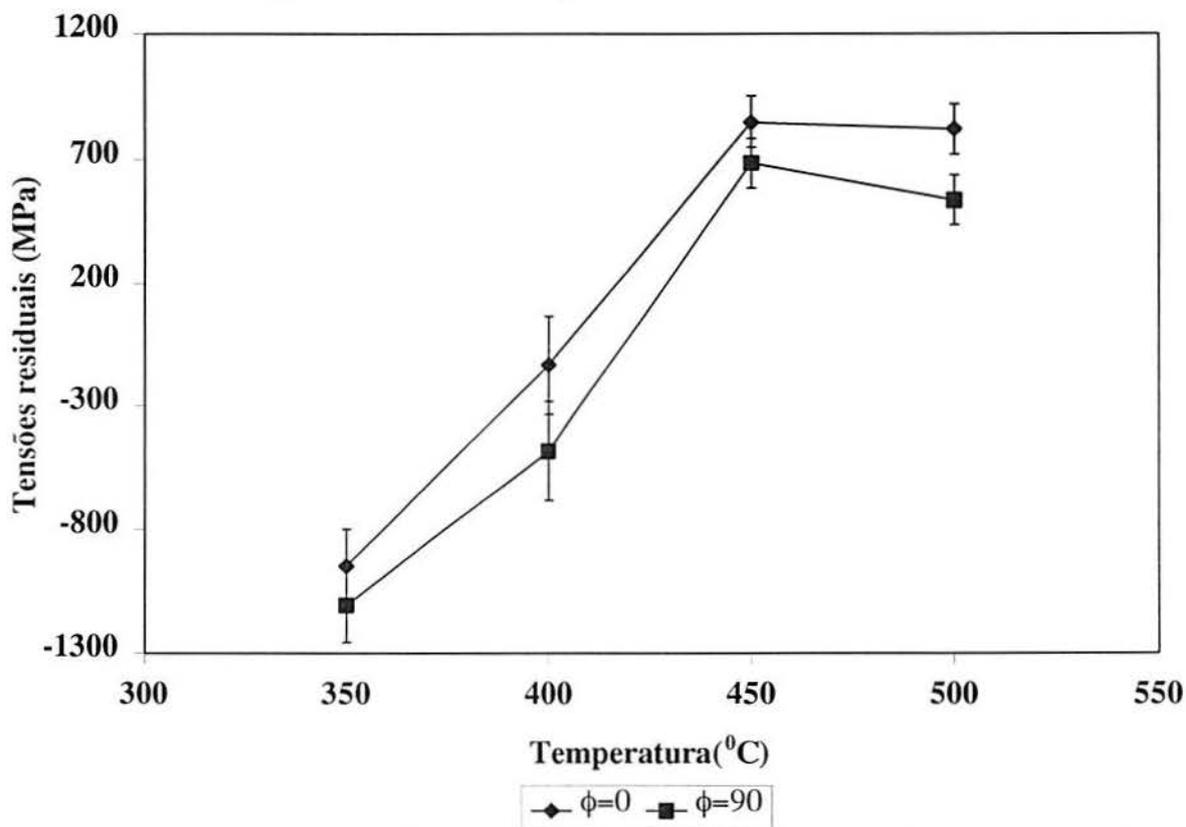


Figura 4. 51 Tensões residuais medidas na z. de compostos em duas direções perpendiculares na superfície para amostras nitretadas com a mistura gasosa de 76% vol. N₂ em hidrogênio.

A Figura 4. 51 mostra os resultados das medições de tensões residuais realizadas na camada de compostos de amostras polidas nitretadas com a mistura rica em nitrogênio (76% vol. N₂). Os resultados são mostrados para duas direções ortogonais na superfície da amostra.

Tensões residuais compressivas de -1000MPa foram medidas na fase ϵ para a temperatura de nitretação de 350°C, conforme é visto na Figura 4. 51. Estes valores decrescem em direção a zero e mudam para trativos com o aumento de temperatura. Finalmente, na temperatura de 450°C, tensões trativas de 700MPa são observadas e variam muito pouco com o aumento da temperatura para 500°C.

4.8.3 Perfil de Tensões Residuais de amostras nitretadas

A Figura 4. 52 apresenta os perfis de tensões residuais medidos em amostras polidas sendo que as respectivas larguras a meia altura são apresentadas na Figura 4. 53.

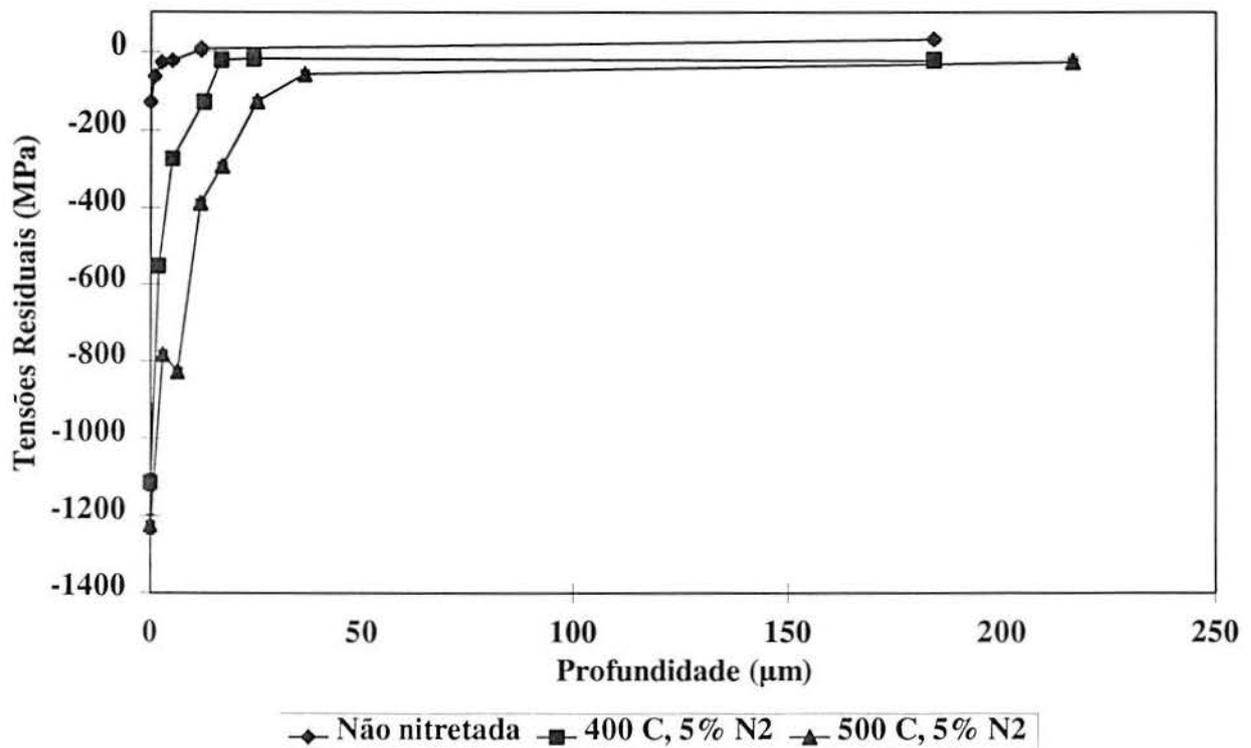


Figura 4. 52 Perfil de TR em amostras polidas não nitretadas, e nitretadas nas temperaturas de 400°C e 500°C, juntamente com o perfil de uma amostra polida não nitretada.

Na Figura 4. 52 são observados altos valores de tensões residuais compressivas na superfície das amostras polidas nitretadas. Para a temperatura de nitretação de 500^oC o valor superficial medido é de -1220MPa, crescendo para valores próximos a zero numa profundidade de 36 μ m. Na temperatura de 400^oC os valores das TR são menos compressivos com a profundidade, na superfície tem-se um valor medido de -1100MPa, subindo para valores em torno de zero numa profundidade de 17 μ m.

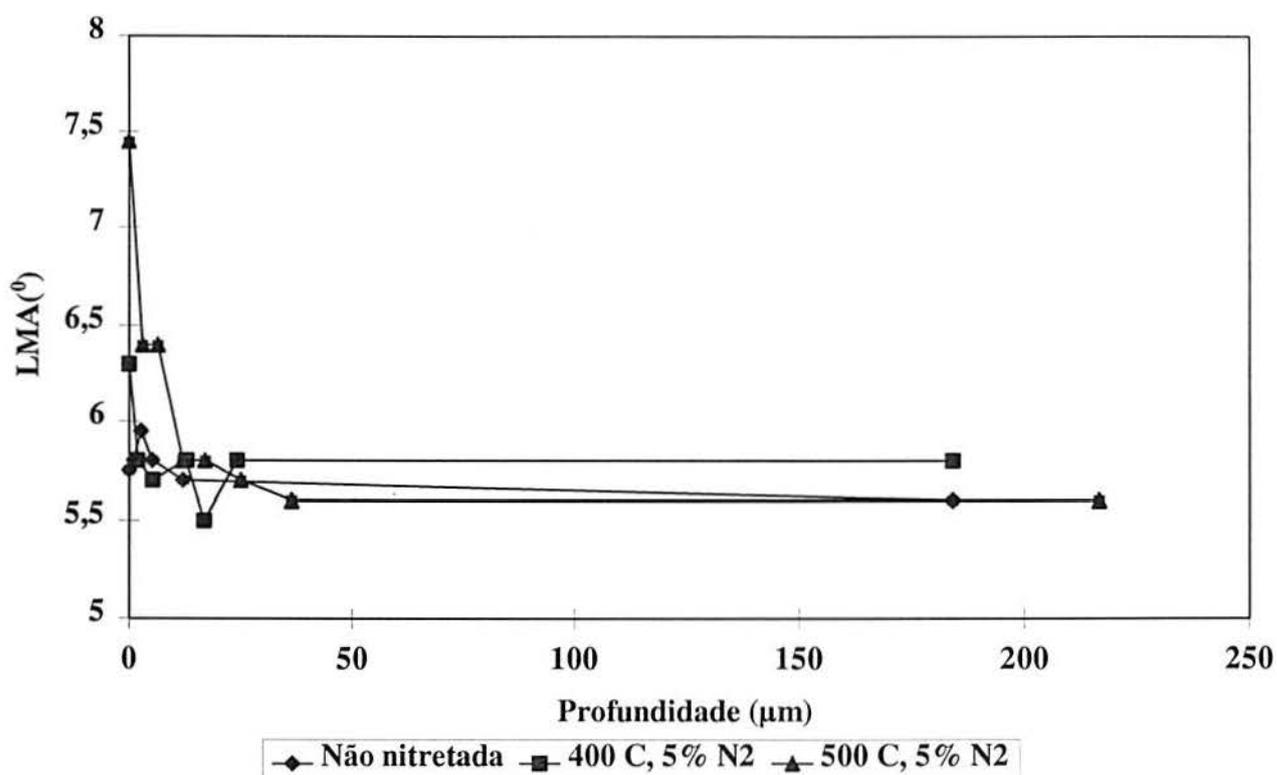


Figura 4. 53 Perfil de LMA em amostras polidas e nitretadas nas temperaturas de 400^oC e 500^oC, juntamente com o perfil de uma amostra polida não nitretada.

A LMA medida em função da profundidade (Figura 4. 53) é mais elevada junto à superfície para as amostras polidas nitretadas, com valores em torno de 7,4^o para a nitretação na temperatura de 500^oC e de 6,3^o para 400^oC. A LMA decresce para valores de 5,6-5,8^o no núcleo não nitretado, estabilizando numa maior profundidade para a amostra nitretada a mais alta temperatura.

A Figura 4. 54 mostra o perfil de tensões residuais na zona de difusão medido em amostras jateadas e após nitretadas a 400^oC e 500^oC, juntamente com o perfil de uma amostra jateada e não nitretada. Na superfície todas as condições de tratamento apresentam valores bastante próximos, em torno de -1100MPa. Numa profundidade de 7-12 μ m ocorre um mínimo (máximo de compressão) para todas as condições, com valores mais compressivos para a amostra nitretada na maior temperatura de 500^oC, -1600 a -1500MPa. Os valores mínimos (máximo de compressão) para as amostras nitretadas a 400^oC e não nitretadas, apresentam valores bastante próximos (em torno de -1300MPa).

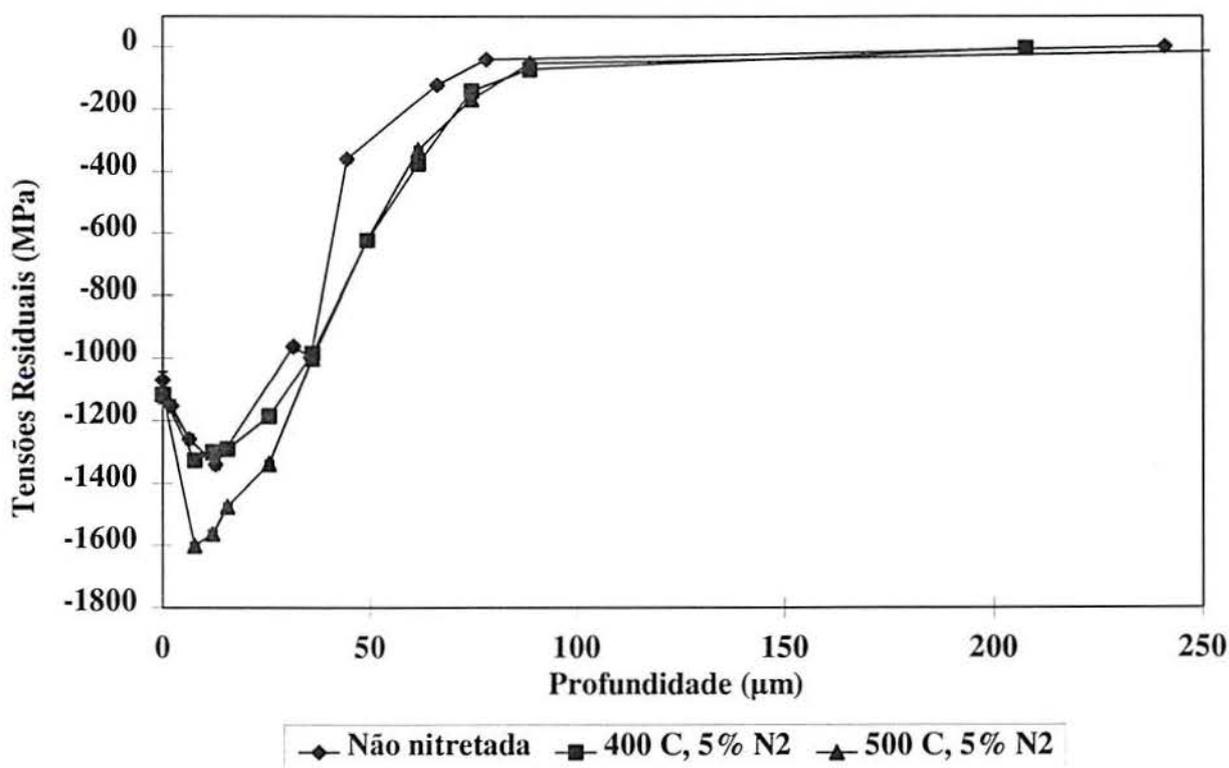


Figura 4. 54 Perfil de TR em amostras jateadas e nitretadas nas temperaturas de 400^oC e 500^oC, juntamente com o perfil de uma amostra jateada não nitretada.

A Figura 4. 55 mostra os perfis de LMA obtidos das amostras jateadas. Um valor de 6^o foi medido na superfície da amostra nitretada a 400^oC, decrescendo para um valor de 5,3^o numa profundidade de 15,6 μ m e subindo novamente para maiores profundidades até

estabilizar em valores de 5,6-5,8⁰. A amostra nitretada a 500⁰C apresenta valores mais elevados na superfície.

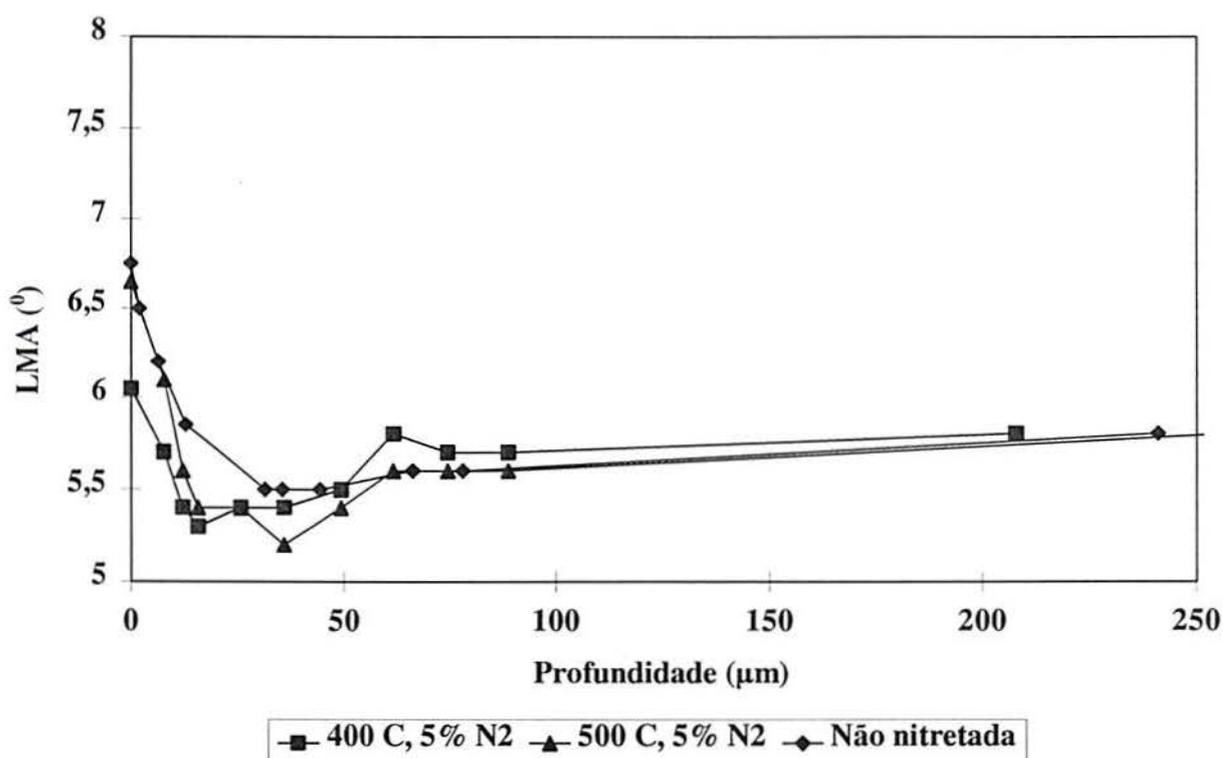


Figura 4. 55 Perfil de LMA em amostras jateadas e nitretadas nas temperaturas de 400⁰C e 500⁰C, juntamente com o perfil de uma amostra jateada não nitretada.

4.9 Desempenho de Ferramentas Testadas na Indústria

A Tabela 4. 6 apresenta o resultado de alguns testes realizados com ferramentas de aço rápido nitretadas a plasma. Os testes foram realizados diretamente em ambiente de produção. Nenhum tipo de tratamento mecânico ou controle especial do acabamento das ferramentas foi realizado. O desempenho das ferramentas foi medido em termos do número de peças produzidas antes da ferramenta sofrer reafiação com exceção dos discos de corte de barras, em que o desempenho foi avaliado pela média de barras cortadas entre reafiações.

As fresas foram nitretadas com o emprego da mistura gasosa de 5% vol. N₂ e baixas temperaturas de nitretação, em torno de 450⁰C, e tempos de 30 minutos, obtendo-se uma

camada com somente zona de difusão. O disco de corte nitretado, para possuir uma zona de compostos, foi tratado na temperatura de 450°C, 30 minutos com a mistura gasosa de 76% vol. N₂.

Tabela 4. 6 Desempenho de algumas ferramentas testadas diretamente em ambiente industrial de produção.

Ferramenta	Material usinado	Camada Nitretada	Melhoria no desempenho
Fresa de haste para ranhura (ABNT M2)	ABNT 410	Zona de Difusão	30%
Alargadores retos para acabamento final de furos (ABNT M35)	ABNT 4140 e 410	Zona de Difusão	200%
Fresa cortadora de engrenagens tipo fellows (ABNT M2)	ABNT 8620	Zona de Difusão	250%
Fresa geradora (ABNT M35)	ABNT 8620	Zona de Difusão	150%
Discos de corte de barras (ABNT T15)	ABNT 1066, ϕ bar. 9,6mm.	Zona de Difusão	105%*
Discos de corte de barras (ABNT T15)	ABNT 1066, ϕ bar. 9,6mm.	Zona de Difusão + zona de compostos	-14%*

*Relativo a média entre afiações.

4.10 Ensaio com brocas de furo de centro

Como descrito no capítulo procedimento experimental, algumas brocas de furo de centro foram submetidas a um jateamento controlado com alumina. Desta forma foram formados dois grupos de brocas “jateadas” e em estado “original” (não jateadas). Estas brocas foram nitretadas em diferentes parâmetros (conforme é mostrado na tabela Tabela 4. 7) de nitretação juntamente com as amostras cilíndricas de aço-rápido. Nos itens que se seguem são apresentados os resultados da caracterização das brocas antes e após jateamento, após nitretação a plasma, e, por fim, os resultados do ensaio de furação das brocas tratadas.

4.10.1 Caracterização das Brocas antes dos Ensaios de Usinagem

Estado “original”

A Figura 4. 56 mostra uma imagem obtida ao microscópio eletrônico de varredura das superfícies de incidência (flancos) e de saída de uma broca em estado original. Nesta figura são marcadas diferentes regiões da broca, mostradas em detalhe nas figuras que se seguem.

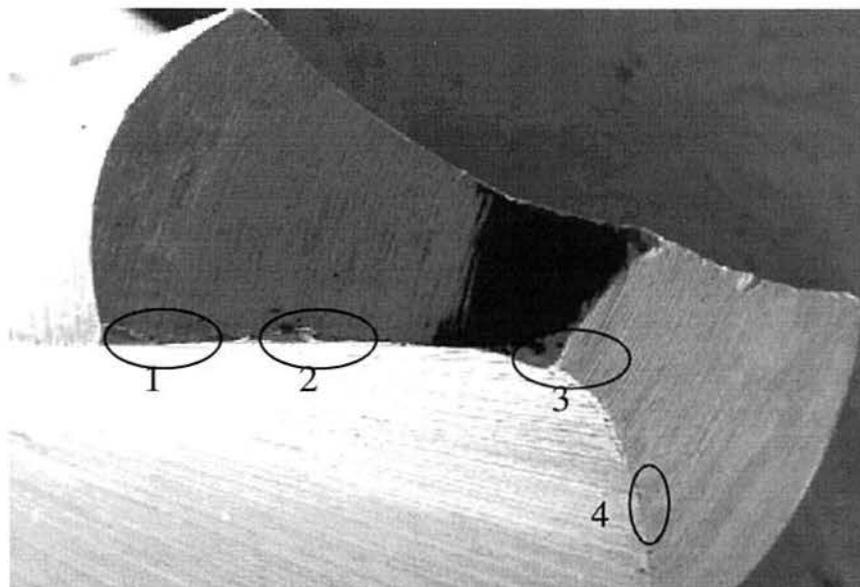


Figura 4. 56 Vista da ponta de uma broca em estado original (não jateada). Os números de 1 a 4 representam diferentes regiões mostradas nas figuras 4.59 a 4.62, respectivamente.

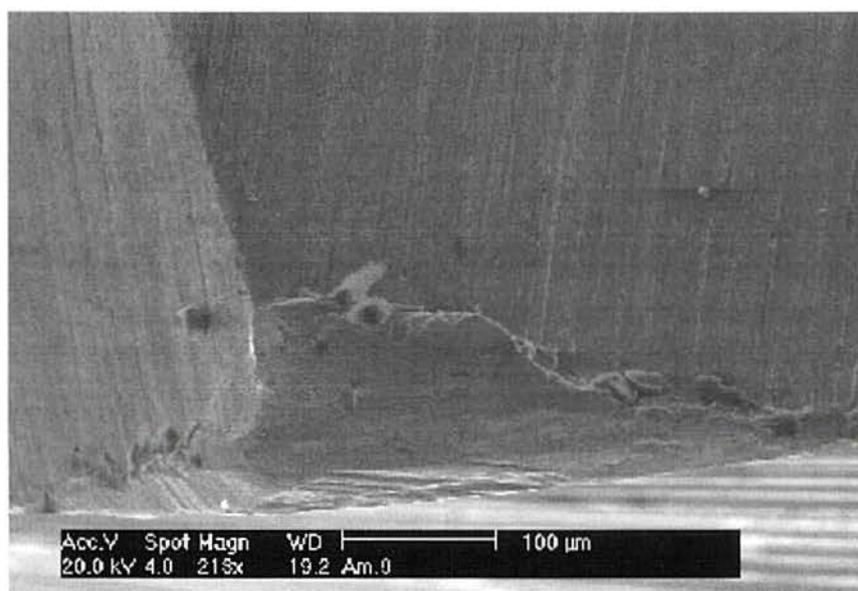


Figura 4. 57 Região 1 da Figura 4. 56. Material recobrimdo o gume.

A região 1 da Figura 4. 56 pode ser vista em detalhe na Figura 4. 57, onde nota-se material recobrindo a superfície de incidência numa região próxima ao gume. Na região 2 (Figura 4. 58) e na região 3 (Figura 4. 59) já junto ao gume transversal, são mostradas regiões apresentando lascamentos.

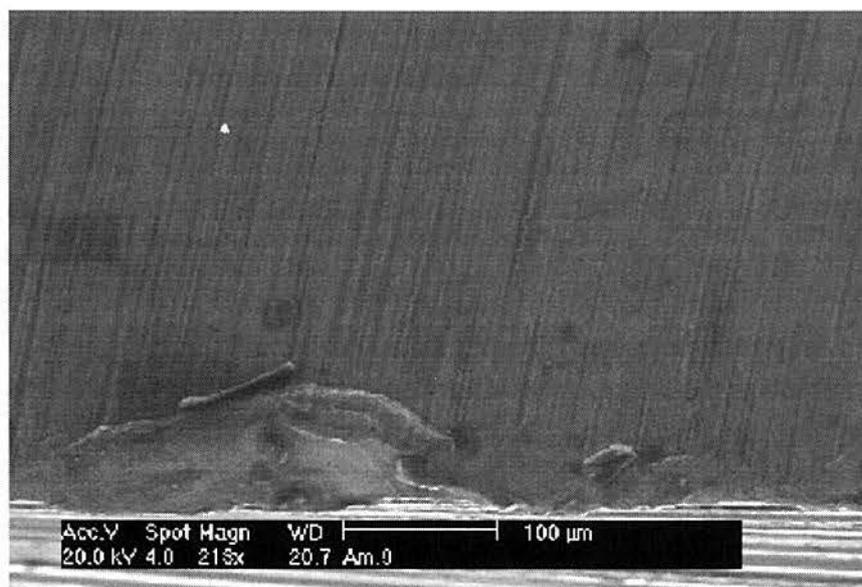


Figura 4. 58 Região 2 na Figura 4. 56. Detalhe do lascamento

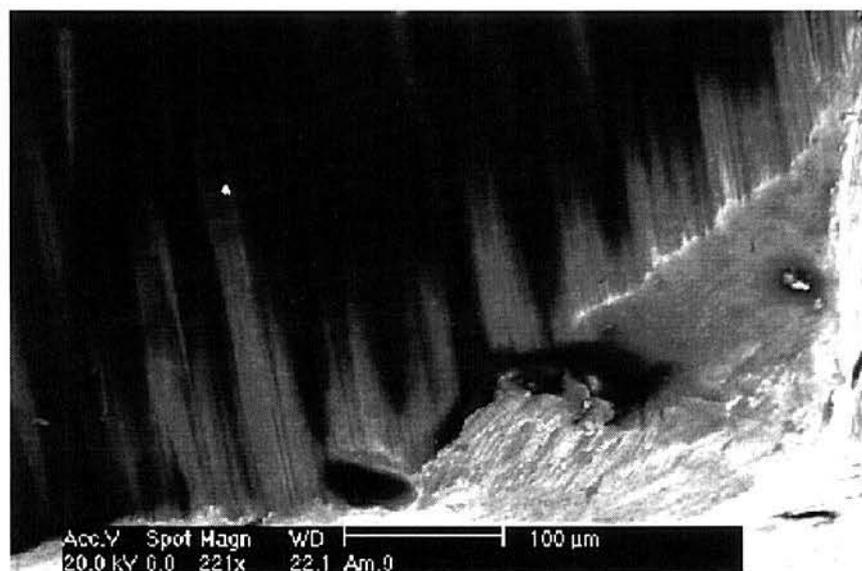


Figura 4. 59 Região 3 na Figura 4. 56. Detalhe do lascamento.

A Figura 4. 60 mostra a superfície no canal helicoidal, junto à aresta na região 4, indicada na Figura 4. 56, onde é verificada uma rugosidade mais alta comparada à rugosidade da superfície de incidência (Figura 4. 58). Pode ser visto na Figura 4. 60, material recalado

sobre a aresta, como indicado pelas setas, resultante do processo de afiação que foi executado nas superfícies de incidência.

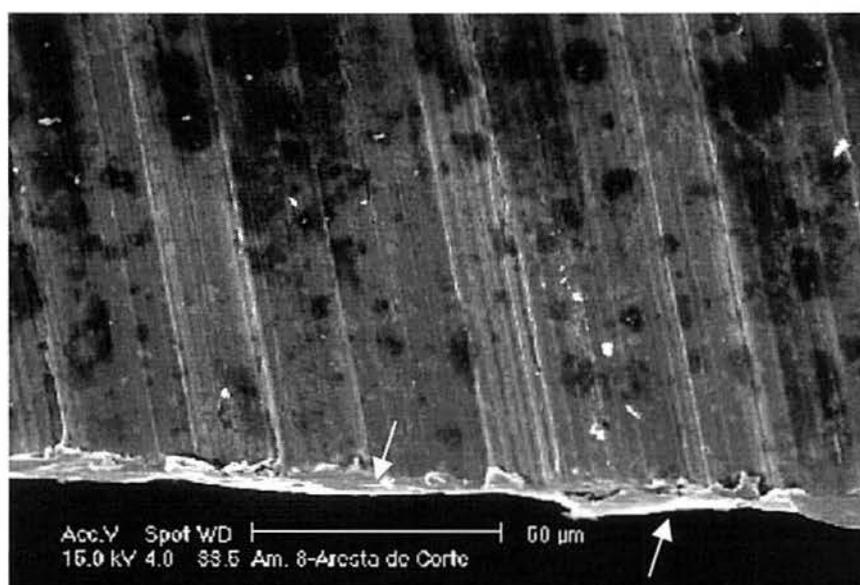


Figura 4. 60 Região 4 na Figura 4. 56. As setas apontam para o material recoberto a aresta. Observe-se a alta rugosidade nesta região do canal helicoidal da broca.

Jateamento

Após o processo de jateamento (aplicado antes da nitretação), a rugosidade das brocas nos gumes ficou com um valor médio de $6,2\mu\text{m}$ e com um desvio padrão de $4,6\mu\text{m}$, ficando acima do valor médio das brocas originais (que não sofreram o processo de jateamento) e que apresentaram um valor Ra em torno de $3,2\mu\text{m}$ com desvio padrão de $1,14\mu\text{m}$.

Na região da superfície de saída observou-se o desaparecimento quase total das linhas de usinagem originais da broca e de material aderido aos gumes, indicando a eficiência do processo de jateamento no acabamento superficial das brocas como mostra a Figura 4. 61. É importante observar que lascamentos preexistentes nos gumes não são eliminados pelo processo de jateamento e continuam presentes.

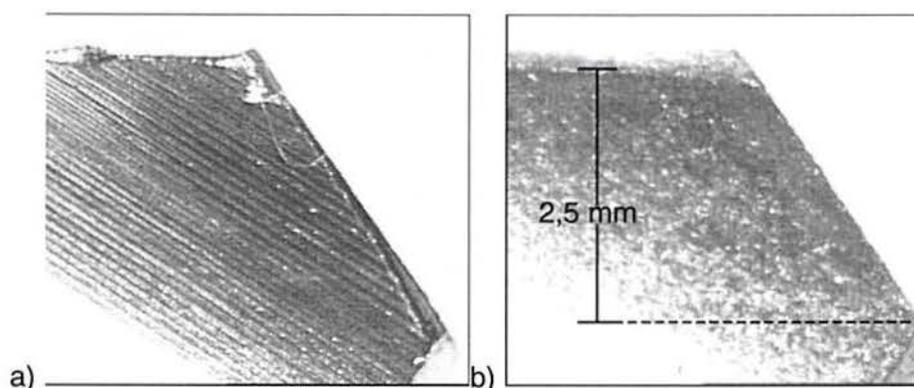


Figura 4. 61. Aspeto da superfície de saída de uma broca a) não jateada e b) jateada (ferramentas não usadas).

Camadas Nitretadas

A Tabela 4. 7 apresenta o tratamento empregado para cada amostra e a profundidade de camada medida na análise metalográfica das brocas. Devido às maiores dificuldades na preparação metalográfica de ferramentas, não foi possível visualizar a zona de compostos (ferramentas nitretadas com a mistura gasosa rica em nitrogênio), como no caso dos corpos de prova cilíndricos. A profundidade de camada foi medida na ponta das brocas, preparando-se uma secção transversal da parte cilíndrica, junto a ponta.

Tabela 4. 7. Condições das brocas ensaiadas em furação.

Identificação	Condição de tratamento superficial	Profundidade medida de Camada (metalografia)
jat.	Jateamento	-
orig.	Nenhum tratamento	-
jat5_455	Jateamento + Nitretação 5% N ₂ , 455 °C	8-10
jat5_520	Jateamento + Nitretação 5% N ₂ , 520 °C	18-20
jat76_375	Jateamento + Nitretação 76% N ₂ , 375 °C	5-7
jat76_480	Jateamento + Nitretação 76% N ₂ , 480 °C	12-18
orig5_520	Nitretação 5% N ₂ , 520 °C	16-28
orig76_375	Nitretação 76% N ₂ , 375 °C	9-12
orig76_480	Nitretação 76% N ₂ , 480 °C	24-28

A temperatura indicada na Tabela 4. 7 foi medida no corpo das brocas e não diretamente na ponta, visto a pequena espessura da ponta. Assim, pode-se esperar que as temperaturas

reais na ponta da ferramenta estiveram um pouco acima daquela medida no centro da ferramenta, em virtude das diferentes relações de área superficial por unidade de volume.

As zonas de difusão das ferramentas nitretadas, quando observadas ao microscópio ótico, apresentaram características similares ao das amostras para condições de tratamento similares. Isto é, para a mistura rica em nitrogênio e maiores temperaturas, foi observada uma maior ocorrência de precipitados em contorno de grão. Apesar de a Tabela 4. 7 não indicar, certamente a mistura de 76% vol. N_2 levou à formação de uma zona de compostos. Como visto, para o caso das amostras cilíndricas, esta zona de compostos foi identificada por difração de raios-X como sendo constituída pela fase de carbonitretos $\epsilon\text{-Fe}_{2,3}(\text{C})\text{N}$.

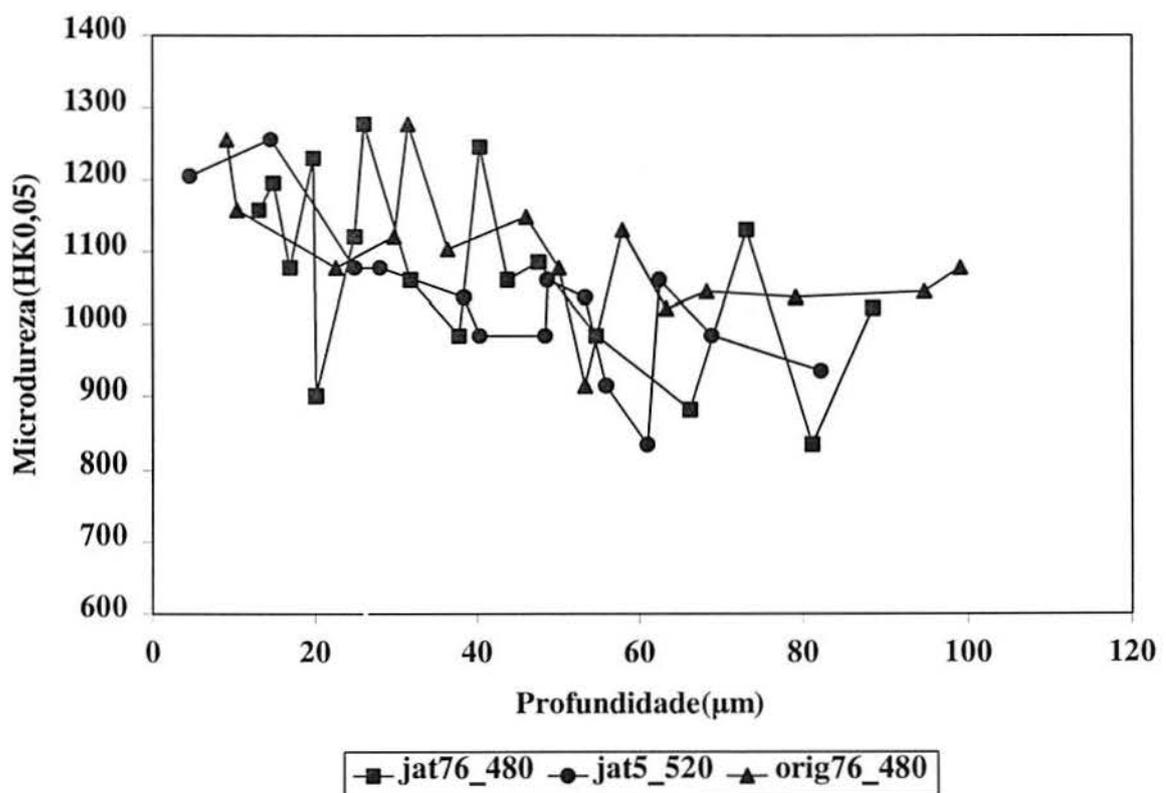


Figura 4. 62 Perfil de microdureza para ferramentas jateadas nitretadas.

A Figura 4. 62 apresenta os perfis de microdureza obtidos na secção metalográfica das brocas tratadas em diferentes condições conforme Tabela 4. 7. A microdureza próximo à superfície situou-se em torno de 1250HK, nas diferentes condições de nitretação.

Medidas da dureza de núcleo e os perfis de microdureza da Figura 4. 62 indicaram que não houve diminuição da dureza de núcleo em função da temperatura de nitretação.

Tensões Residuais Medidas nas Brocas de Furos de Centro

As tensões residuais foram medidas conforme descrito no procedimento experimental na ponta das brocas nitretadas, na região do canal helicoidal. Os valores de tensões residuais medidos nas brocas de furo de centro são apenas uma indicação semi-quantitativa do nível de tensões na ponta das brocas, tendo-se em vista a complexa geometria na região em que foi realizada a medição e os complexos campos de tensões que estão associados. Pequenas variações na posição de medição dificultam a comparação entre as brocas. O desvio padrão indicado junto aos valores medidos é relacionado a linearidade da relação “ $2\theta X \sin^2\psi$ ” (ver item 3.12).

Nas brocas de centro em estado original não nitretadas, foi medido um valor de tensão residual de -430MPa .

No diagrama da Figura 4. 63 são mostrados os valores de tensões residuais que foram medidos nas brocas de furo de centro após nitretação a plasma com a mistura gasosa 5% vol. nitrogênio em hidrogênio para duas temperaturas de nitretação. Nas brocas em estado original foi medido um valor em torno de -600MPa que não se alterou com a temperatura de nitretação. Para as brocas submetidas ao jateamento, observou-se, após a nitretação, valores bem mais elevados de -1400MPa para 455 C e de -1100 Pa para 520⁰C.

A Figura 4. 64 apresenta os resultados das medições em brocas em estado original e jateada, nitretadas a plasma em duas temperaturas com a mistura gasosa de 76%vol. nitrogênio em hidrogênio. As brocas originais nitretadas com a mistura gasosa rica em nitrogênio mostram valores de tensões residuais em torno de -500Pa para 375⁰C e de -960MPa para 480⁰C. As brocas jateadas apresentaram valores de tensões residuais em torno de -1240MPa que não mudaram muito com a temperatura de nitretação.

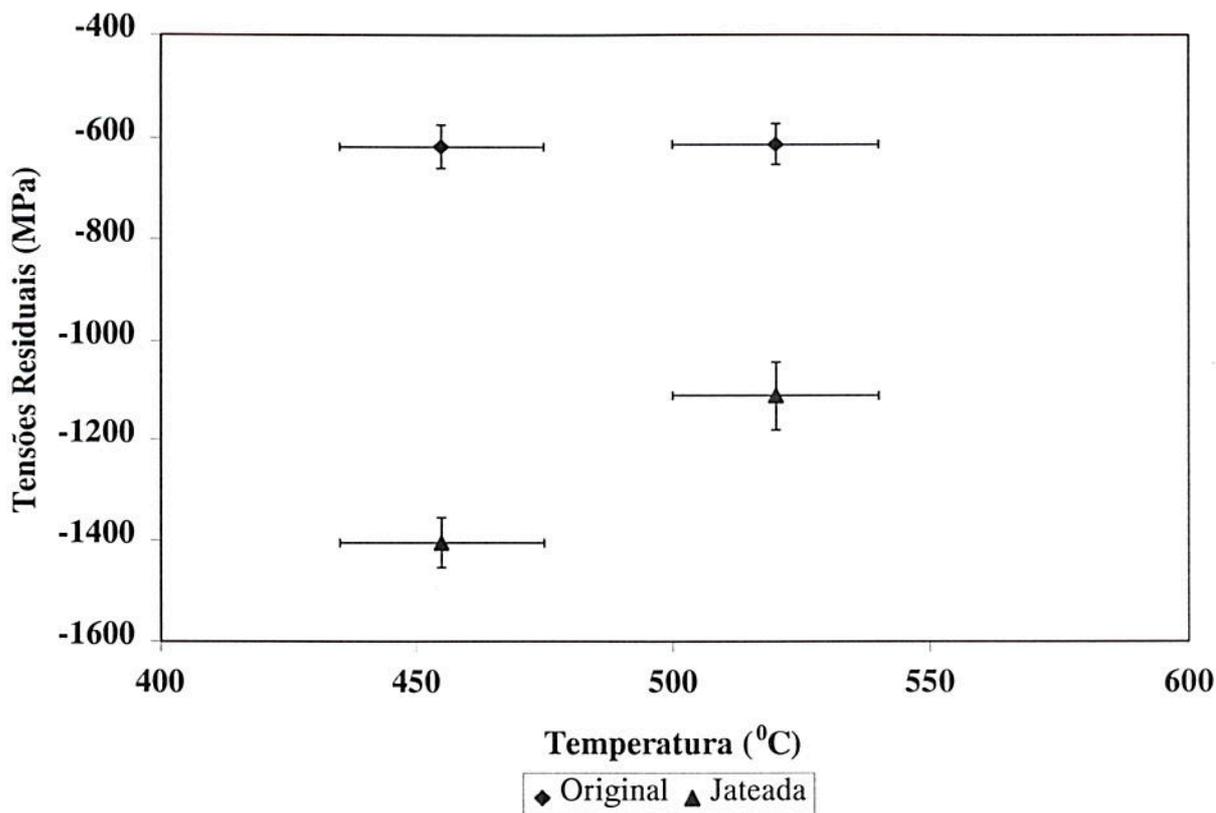


Figura 4. 63 Tensões residuais medidas na ponta de brocas nitretadas com a mistura gasosa pobre em nitrogênio.

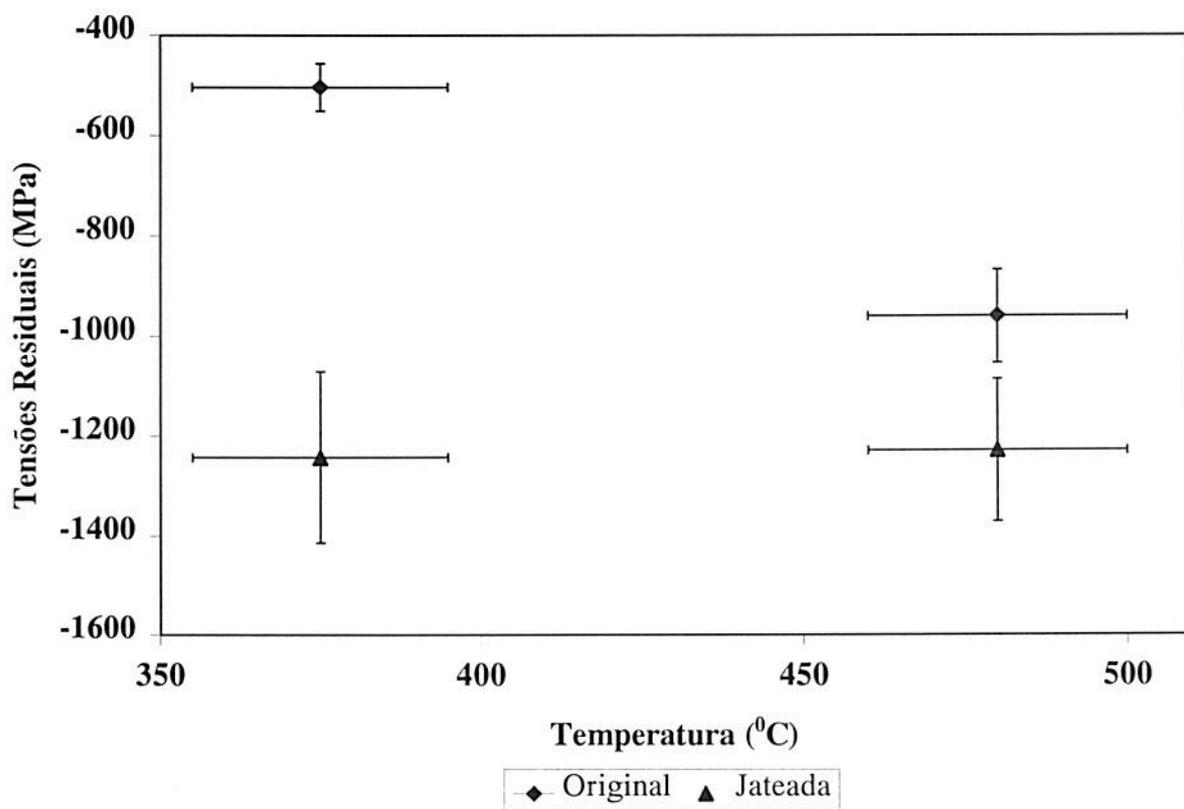


Figura 4. 64 Tensões residuais medidas na ponta de brocas nitretadas com a mistura gasosa rica em nitrogênio.

4.10.2 Ensaio de Furação

Avaliação do desgaste

A figura 4.65 mostra os gráficos do desgaste de flanco medido nas brocas nitretadas em diferentes condições em função do número de furos executados. A identificação das brocas foi dada na Tabela 4. 7 em função do tratamento a que foram submetidas.

De maneira geral, podemos observar que a maior parte do desgaste das ferramentas ensaiadas ocorreu nos primeiros 100 furos (Figura 4. 65). Esta afirmação é ressaltada para as brocas na condição “orig76_480” (Tabela 4. 7).

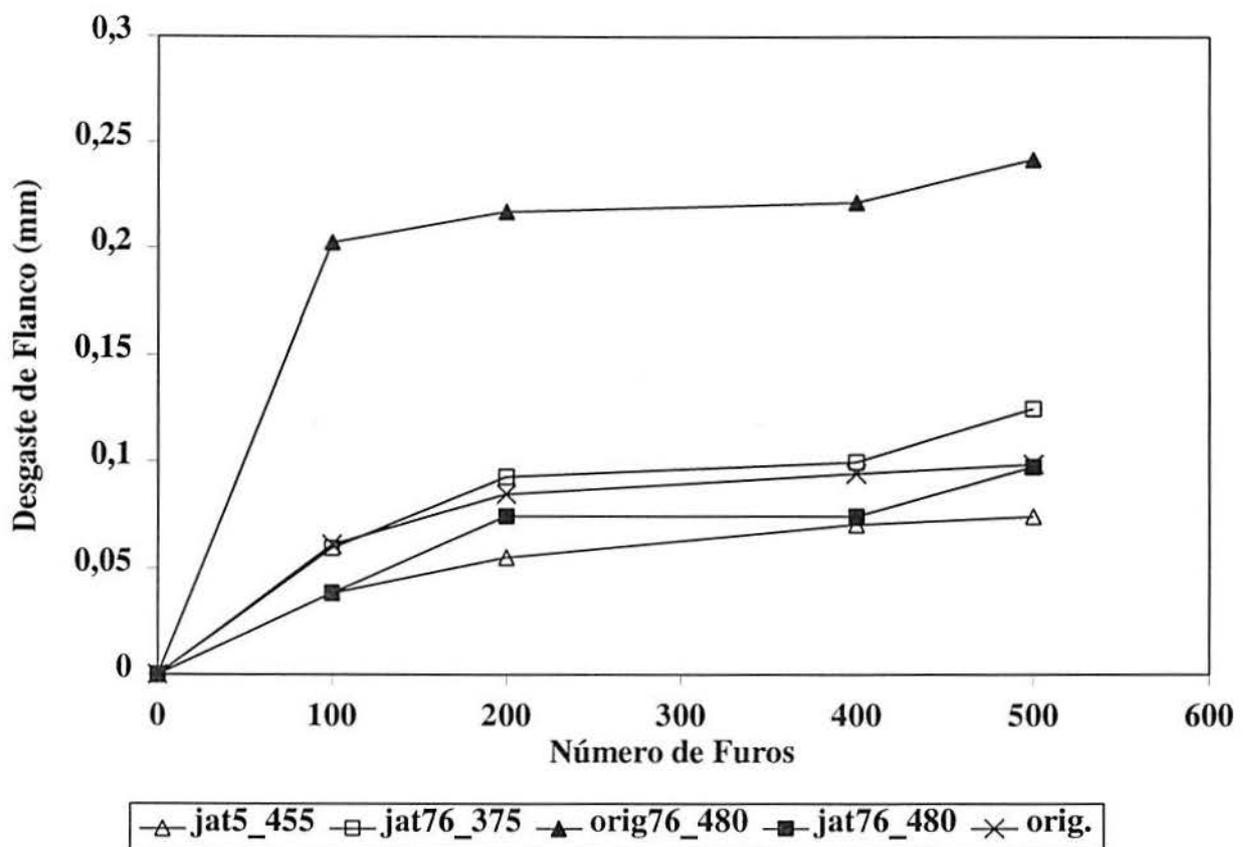


Figura 4. 65 Média do desgaste de flanco medido para as diferentes condições de tratamento.

Como mencionado anteriormente, algumas das ferramentas ensaiadas apresentaram defeitos de fabricação, como por exemplo, deformação do gume principal. A influência deste tipo de defeito sobre o comportamento da ferramenta pode ser visto na Figura 4. 66, onde se observa o lascamento de uma destas regiões após a execução de somente 100 furos.

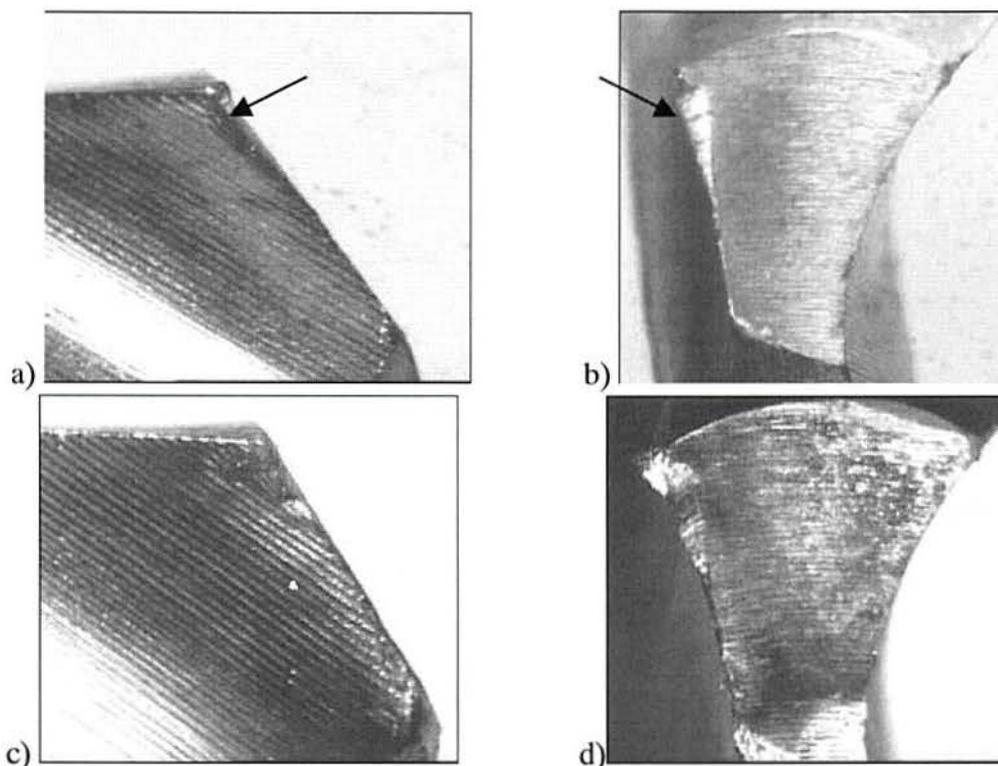


Figura 4. 66 Gume principal de uma ferramenta tratada na condição “bor”. As fotos a) e b) mostram, respectivamente, a superfície de saída e de flanco para uma ferramenta que não operou, e as figuras c) e d) as mesmas superfícies da ferramenta após a execução de 100 furos.

A análise de uma ferramenta sem defeitos de fabricação e cujo material recalcado tenha sido retirado por jateamento apresenta um gume ainda em boas condições após 100 furos, Figura 4. 67. Em geral, para as ferramentas jateadas foi observado um menor nível de adesão do que o ocorrido em brocas “originais”, embora as brocas jateadas apresentassem rugosidades mais altas nos gumes.

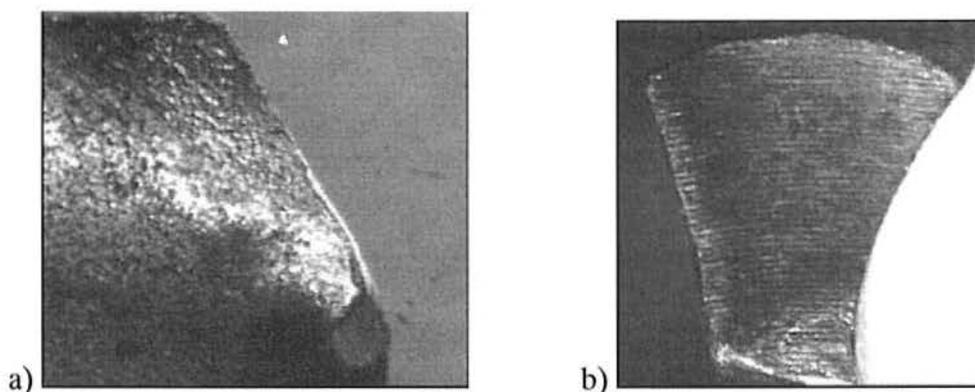


Figura 4. 67. Gume principal de uma broca jateada (condição “bjat” tabela 1), após 100 furos, a) superfície de saída e b) flanco da ferramenta.

Medição dos Esforços de Furação

As figuras 4.68 e 4.69 mostram gráficos do momento torçor (média de diversas brocas tratadas em iguais condições) em função do número de furos executados, a identificação das condições de nitreção foi dada na Tabela 4. 7.

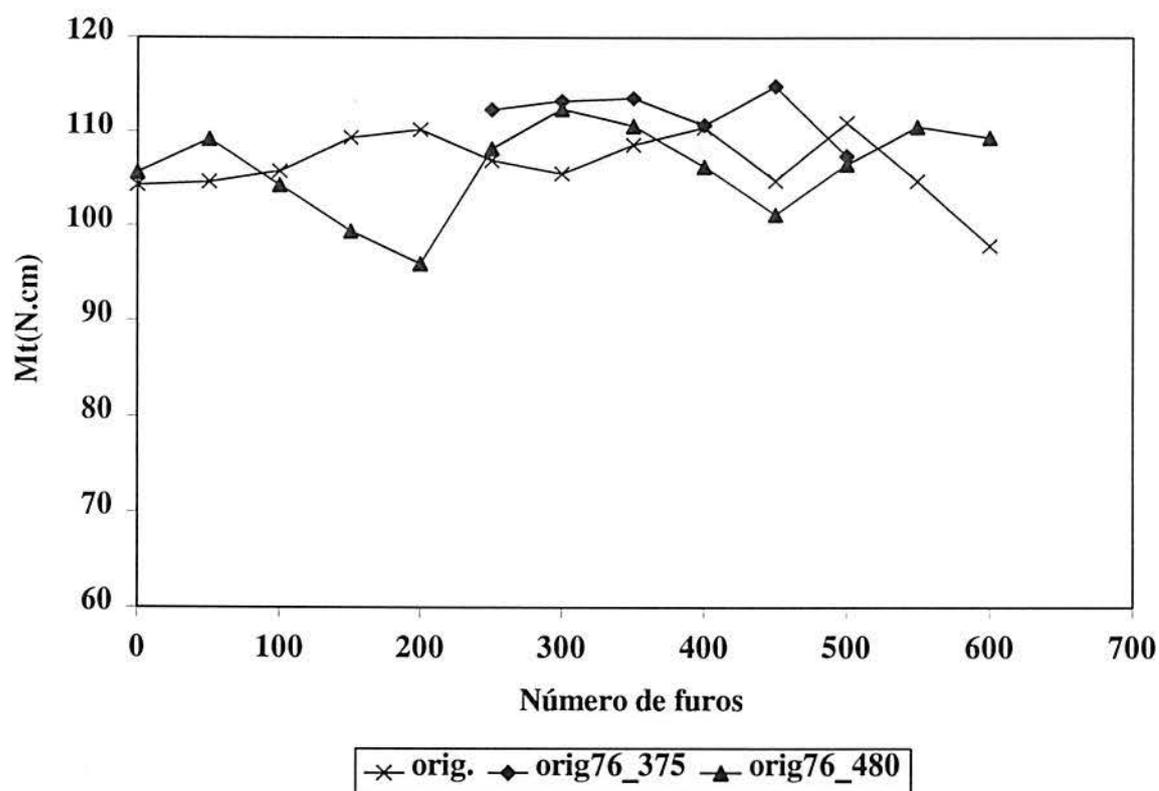


Figura 4. 68. Momento torçor para brocas não jateadas nitretadas em diferentes condições (ver Tabela 4. 7). Valores médios calculados de no mínimo três brocas por condição.

Como mostram as figuras 4.68 e 4.69, os momentos torçores não apresentaram um incremento com o aumento do número de furos tanto para as condições de brocas originais (Figura 4. 68) quanto jateadas (Figura 4. 69).

No caso das brocas em estado original, não foram verificadas diferenças no momento torçor para a execução dos furos, como pode ser verificado da Figura 4. 68. Para as brocas submetidas ao jateamento prévio, entretanto, observou-se menor torque para a execução dos furos no caso de nitreção com a mistura rica em nitrogênio na temperatura de 375°C e na temperatura de 480°C (condições de tratamento “jat76_375” e “jat76_480”).

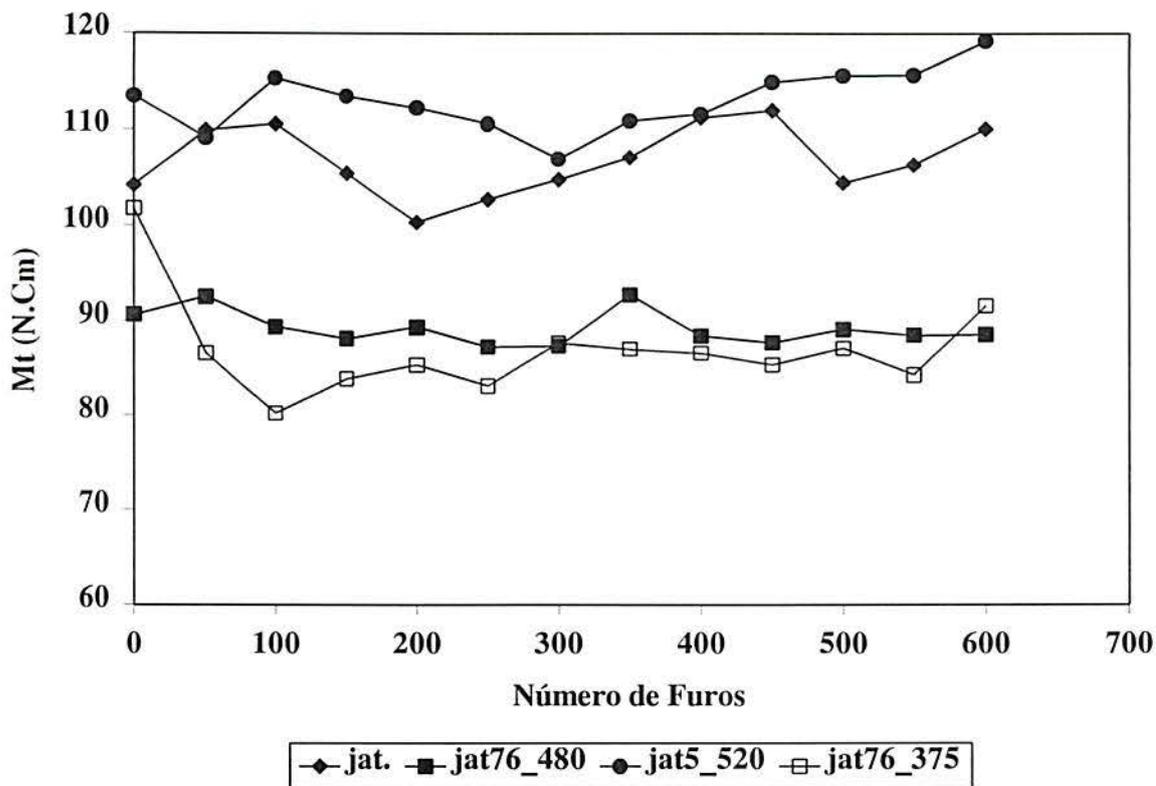


Figura 4. 69. Momento torçor para brocas jateadas nitretadas em diferentes condições (ver Tabela 4. 7). Valores médios de no mínimo três brocas por condição.

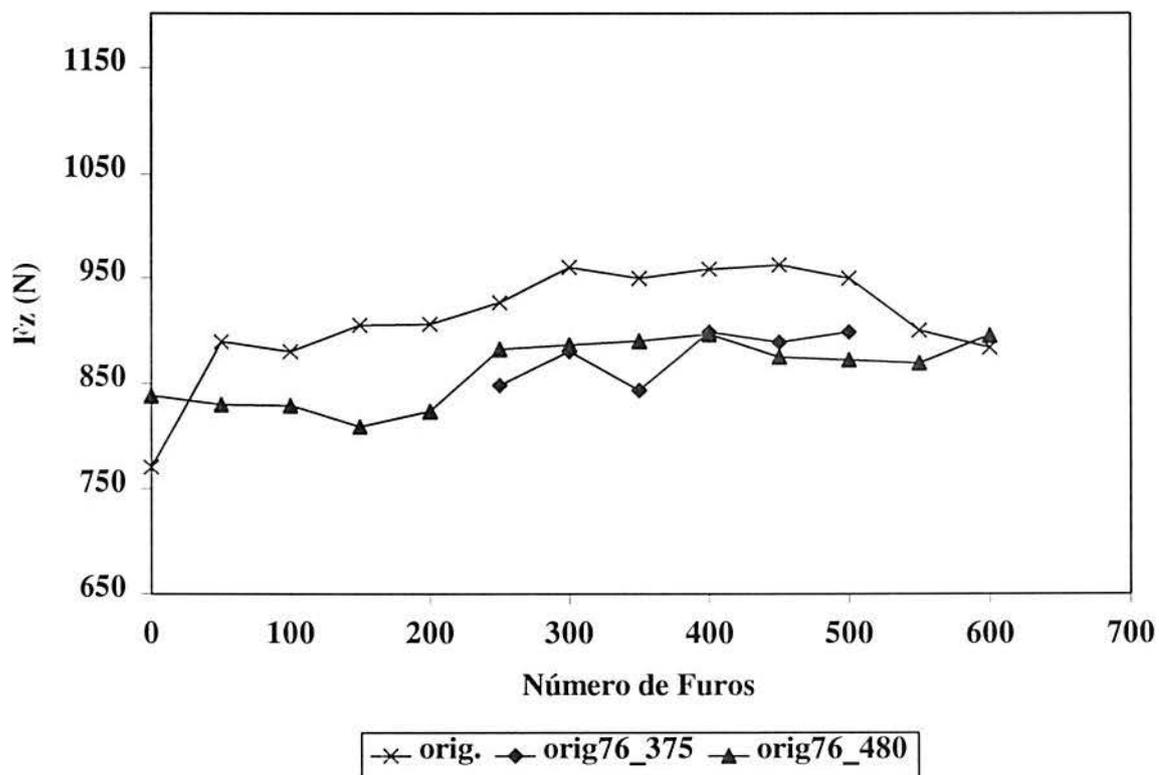


Figura 4. 70. Força de avanço para brocas não jateadas nitretadas em diferentes condições (ver Tabela 4. 7). Valores médios de no mínimo três brocas por condição.

As forças de avanço (média para diversas brocas tratadas na mesma condição) são mostradas em função do número de furos executados nas figuras 4.70 e 4.71. As forças de avanço mostraram um aumento com o aumento do número de furos executados.

Pode ser visto da Figura 4. 70 menores valores das forças de avanço no caso de brocas originais tratadas com a mistura rica em nitrogênio, no entanto a Figura 4. 65 mostrou para uma condição de broca original nitretada com a mistura rica em nitrogênio um elevado desgaste de flanco.

A Figura 4. 71 mostra forças de avanço significativamente menores no início do teste para brocas jateadas e nitretadas com a mistura gasosa rica em nitrogênio em comparação com as somente jateadas e jateadas/nitretadas com a mistura pobre em nitrogênio. A condição de broca jateada e nitretada na temperatura de 480^oC apresenta um menor incremento das forças de avanço do que a jateada e nitretada na temperatura de 375^oC. Conforme mostra a Tabela 4.7, a profundidade de camada nitretada é significativamente maior para a amostra nitretada na temperatura de 480^o com a mistura gasosa rica em nitrogênio.

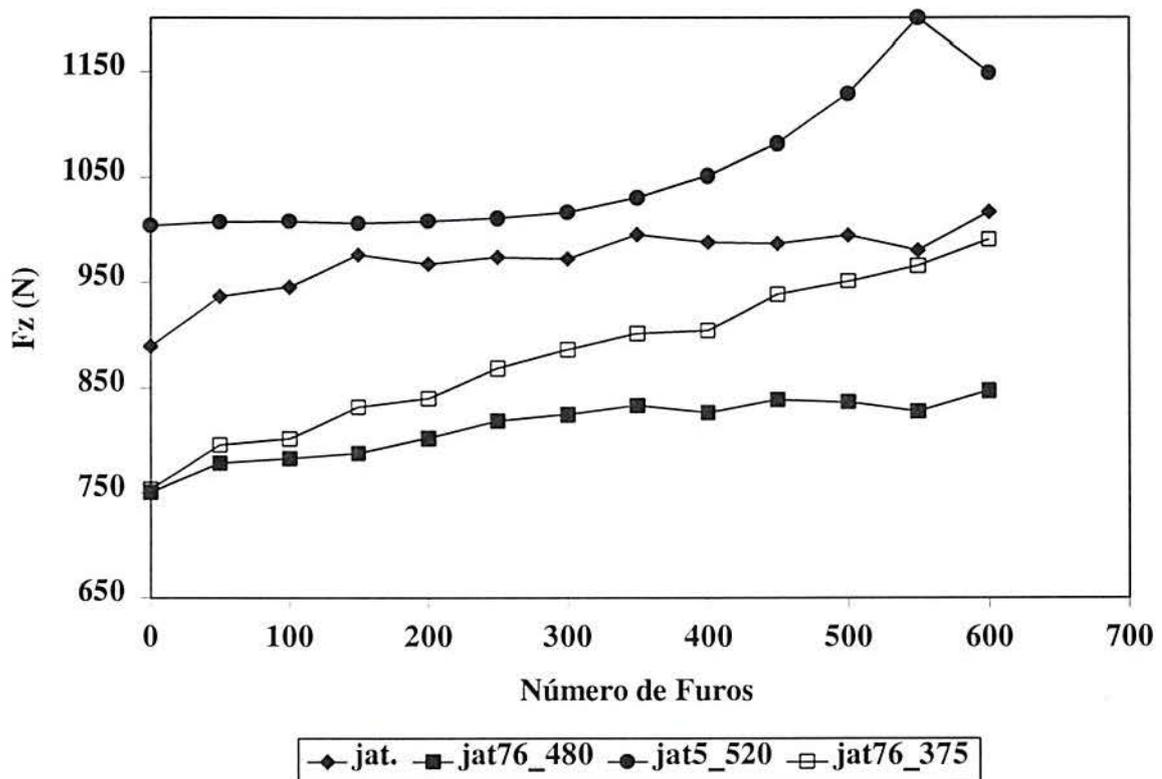


Figura 4. 71. Força de avanço para brocas jateadas nitretadas em diferentes condições (ver Tabela 4. 7). Valores médios de no mínimo três brocas por condição.

5 Discussão dos Resultados

No item 5.1 será apresentado um breve resumo de resultados obtidos da caracterização de amostras cilíndricas. Nos itens subseqüentes serão discutidos diferentes aspectos da influência dos parâmetros de nitretação sobre a formação das camadas nitretadas, estado superficial das amostras antes da nitretação a plasma, tensões residuais, perfis de nitrogênio gerados pela nitretação nos diferentes tipos de superfície, microestrutura e composição de fases das amostras nitretadas. Por fim serão discutidos os resultados dos testes de usinagem com ferramentas de corte nitretadas a plasma.

5.1 Sumário da Caracterização das Amostras Cilíndricas

Microestrutura

Para as amostras submetidas aos diferentes tratamentos mecânicos prévios, após nitretação a plasma com a mistura gasosa pobre em nitrogênio (5% vol. N₂), a análise metalográfica não indicou a formação de zona de compostos (camada branca) na superfície, conforme mostram as figuras 4.1 a 4.7. Já nas amostras nitretadas com a mistura rica em nitrogênio, verificou-se, pela análise metalográfica, ao microscópio eletrônico de varredura e ótico, a existência de uma zona de compostos em todos os diferentes tipos de superfície (polida, lixada e jateada), independente da temperatura de tratamento como mostram as figuras 4.8 a 4.15.

A análise metalográfica para amostras nitretadas com a mistura rica em nitrogênio (76%vol. N₂) na temperatura de 500^oC indicou a ocorrência, logo abaixo da zona de compostos, de uma rede de precipitados, principalmente em regiões de contorno de grão. Os precipitados se apresentaram paralelos à superfície da amostra. Para as amostras polidas e nitretadas com a mistura pobre em nitrogênio (todas as temperaturas) esta precipitação não foi observada. Já em amostras previamente jateadas foi detectada uma precipitação, mesmo para a nitretação com a mistura gasosa pobre em nitrogênio.

Rugosidade

Não detectou-se influência da nitretação nos valores médios de rugosidade superficial (Figura 4. 16 e Figura 4. 17), no caso de amostras lixadas e jateadas antes da nitretação. Estas amostras já apresentavam níveis de rugosidade elevados (Tabela 4. 1) quando comparados aos

níveis de rugosidade para amostras polidas. Já para amostras polidas, as quais apresentavam uma baixa rugosidade antes da nitretação, observou-se um aumento significativo da rugosidade. Este aumento foi maior para amostras nitretadas com a mistura rica em nitrogênio (Tabela 4.2) e conseqüente formação de zona de compostos.

Microdureza

A microdureza superficial foi investigada para o caso de amostras polidas, verificando-se valores máximos em torno de 1400HK (figuras 4.23 a 4.26). Os maiores valores de microdureza superficial em função da razão profundidade de penetração por profundidade de camada foram medidos para as amostra nitretadas a 400^oC com a mistura gasosa rica em nitrogênio (Figura 4. 25), e com a mistura pobre em nitrogênio a 500^oC.

GDOS – Perfil de Composição Química

As amostras polidas e lixadas em lixa 80, após nitretação com a mistura gasosa pobre em nitrogênio, exibiram um aumento da concentração superficial de nitrogênio com o aumento da temperatura de nitretação de 400^oC para 500^oC (compare figuras do capítulo discussão 5.7 e 5.8). Já para as amostras jateadas e nitretadas foi observada uma redução da concentração superficial com o aumento da temperatura de 400 para 500^oC (figuras 5.7 e 5.8), entretanto, a concentração superficial situou-se próximo ao valor medido para a amostra lixada em lixa 80 e após nitretada na temperatura de 500^oC (em torno de 2,5 % em massa).

Dos perfis de GDOS de amostras nitretadas com a mistura pobre em nitrogênio verificou-se uma descarbonetação acentuada na zona de difusão (figuras 4.27 a 4.28), exceto para a amostra jateada, onde esta descarbonetação não foi vista como mostra a Figura 4. 29. Todas as amostras nitretadas com esta mistura gasosa revelaram, ainda, uma região enriquecida em carbono ao final da zona de difusão (figuras 4.27 a 4.29).

Nas amostras nitretadas com a mistura gasosa rica em nitrogênio foram medidas concentrações superficiais de nitrogênio mais altas por GDOS (todos os tipos de superfície, figuras 4.30 a 4.32). A concentração superficial subiu com a temperatura de nitretação (figuras 5.9 e 5.10). Os perfis de nitrogênio medidos por GDOS, em adição a região rica em carbono ao final da zona de difusão, apresentaram, próximo à superfície na interface da zona de compostos e de difusão, um teor de carbono elevado (figuras 4.30 a 4.32). Em contraste com a mistura pobre em nitrogênio, não foi observada uma descarbonetação acentuada na zona de difusão.

O perfil de nitrogênio medido por GDOS foi utilizado para estimar as profundidades da zona de difusão e da zona de compostos, encontrando-se razoável correspondência com medidas realizadas por metalografia. As profundidades das zonas de compostos e de difusão aumentaram com a temperatura de nitretação. Dentre todas as diferentes condições de nitretação e para os diferentes tratamentos mecânicos superficiais prévios, as amostras nitretadas com a mistura rica em nitrogênio (76% vol. N₂) na temperatura de 500°C apresentaram as maiores zonas de compostos e profundidades de camada total (tabelas 4.3 e 4.4). Em relação às amostras polidas, as avaliações da profundidade de camada (por GDOS) mostraram valores bem inferiores para amostras jateadas e ligeiramente menores em amostras lixadas.

Análise de Fases por Difração de Raios-X

Os difratogramas obtidos por difração de raios-X de amostras nitretadas com a mistura gasosa pobre em nitrogênio em modo normal (figuras 4.33 e 4.34) e em baixo ângulo de incidência (Figura 4.35) comprovaram a inexistência da zona de compostos para esta condição de nitretação.

Ficou comprovado que a zona de compostos formada na superfície de amostras nitretadas com a mistura gasosa de 76% vol. N₂ e hidrogênio em balanço é formada somente pela fase de (carbo)nitretos ϵ . Esta constatação está respaldada pelos difratogramas obtidos com radiação cromo (maior profundidade de penetração) apresentados na Figura 4.36 e com radiação cobre (menor profundidade de penetração) mostrados na Figura 4.37, bem como a investigação com o modo de baixo ângulo de incidência (“grazing incidence”), cujos resultados foram mostrados na Figura 4.38.

Tensões Residuais em Amostras antes da Nitretação

As medições de tensões residuais por difração de raios-X antes da nitretação mostraram valores de tensões residuais compressivas para amostras submetidas aos diferentes tratamentos mecânicos superficiais (figuras 4.39 e 4.40). Para amostras polidas e jateadas um estado aproximadamente biaxial simétrico de tensões residuais na superfície foi considerado como uma boa aproximação. A amostra jateada apresentou a maior profundidade com tensões residuais compressivas, em torno de 75 μm , seguida pelas amostras lixadas que apresentaram profundidades em torno de 12 μm (figuras 4.39 e 4.40). Para as amostras polidas esta profundidade é muito pequena, ficando em torno de 5 μm .

Os perfis de T.R. apresentaram características similares para amostras polidas e lixadas, ou seja, as tensões residuais compressivas máximas ocorreram na superfície e decresceram em direção ao núcleo onde tendem a valores ligeiramente trativos. Para as amostras jateadas, o perfil não apresentou o máximo compressivo na superfície e sim abaixo da superfície, numa profundidade em torno de $12\mu\text{m}$, conforme as figuras 4.39 e 4.40. As tensões residuais compressivas máximas ficaram em torno de -1300MPa na superfície para amostras lixadas em lixa 120 e -1350MPa (abaixo da superfície) para amostras jateadas, enquanto amostras lixadas em lixa 80 apresentaram valores em torno de -800MPa na superfície. Para as amostras polidas foram medidos valores máximos de T.R. compressivas de -200MPa a -400MPa (superfície). O comportamento encontrado ficou de acordo com o esperado para os processos mecânicos de preparação superficial empregados.

Tensões Residuais em Amostras Após Nitretação

No caso de amostras polidas observou-se um aumento significativo nas T.R. compressivas na superfície e abaixo da superfície. Com o aumento da temperatura de nitretação foram medidas tensões compressivas mais altas e atingindo profundidades maiores (Figura 4. 52).

As medições de T.R. foram realizadas na superfície de amostras polidas para um número maior de temperaturas (350 , 400 , 450 e 500°C) e para misturas gasosas de 5% e 76% vol. N_2 (figuras 4.43 e 4.47). Com a mistura gasosa pobre em nitrogênio observou-se, com o aumento da temperatura de nitretação, um aumento das tensões residuais compressivas na zona de difusão. O incremento foi mais pronunciado da temperatura de 350°C (-600MPa) para a temperatura de 400°C (-1050MPa), a partir desta temperatura o incremento foi menor, chegando-se a valores em torno de -1250MPa para a temperatura de 500°C (Figura 4. 43). Para a mistura rica em nitrogênio verificou-se um comportamento similar.

O perfil de T.R. das amostras jateadas após nitretação não mostrou o mesmo comportamento observado para amostras polidas (figuras 5.52 e 4.54). Os valores das tensões residuais superficiais medidos em amostras jateadas não se modificaram em função da nitretação e com o aumento da temperatura de nitretação.

A tensões residuais superficiais foram medidas também para amostras lixadas (lixa 120 e lixa 80) nitretadas com as misturas pobre e rica em nitrogênio. Após a nitretação a plasma com a mistura gasosa de 5% vol. N_2 , as amostras lixadas em lixa 120 apresentaram um

pequeno aumento das tensões residuais compressivas, que passaram de -1300MPa no estado não nitretado para -1490MPa no estado nitretado na temperatura de 400°C e não aumentaram muito para a temperatura de 500°C (Figura 4. 45). Já as amostras lixadas em lixa 80 exibiram um aumento considerável das tensões residuais compressivas superficiais com a nitretação, de -800MPa no estado não nitretado para um valor em torno de -1350MPa , mas que também não variaram com a temperatura de nitretação.

As tensões residuais superficiais medidas na zona de difusão de amostras nitretadas com a mistura gasosa rica em nitrogênio apresentaram-se próximas aos de amostras nitretadas com a mistura pobre em nitrogênio, porém com um ligeiro deslocamento para valores menos compressivos, como pode ser visto na comparação das figuras 4.45 e 4.49.

Foram feitas medições de tensões residuais, também para a zona de compostos de amostras polidas nitretadas com a mistura rica em nitrogênio. Encontrou-se valores compressivos em amostras nitretadas nas temperaturas de 350°C e 400°C e trativos nas temperaturas de 450 e 500°C (Figura 4. 51).

5.2 Diferenças entre Amostras Polidas dos Grupos I e II.

Como trabalhou-se com amostras com superfície polida nos dois grupos de nitretação, procurou-se verificar as diferenças nas camadas geradas com base neste estado de referência. Inicialmente é necessário considerar o material antes de nitretado, as amostras dos grupos I e II apresentam diferenças, principalmente no teor de carbono (grupo I $0,97\%C$ e grupo II $0,89\%C$), e de tensões residuais (-400MPa no grupo I e -200MPa no grupo II), devido aos diferentes lotes. As tensões residuais compressivas, no entanto, situam-se até uma profundidade muito pequena, de menos de $5\ \mu\text{m}$. Durante a nitretação, devido as distribuições das amostras dentro da câmara de nitretação, foram verificadas significativas diferenças de densidade de corrente entre os grupos I e II.

Devido aos diferentes arranjos das amostras e brocas no interior da câmara, para o grupo I foram estimadas densidades de corrente bem superiores (em torno de $8\ \text{mA}/\text{cm}^2$) às do grupo II (em torno de $1\ \text{mA}/\text{cm}^2$) para os mesmos parâmetros de nitretação (mistura gasosa, temperatura e pressão). Um exato valor da densidade de corrente é difícil de ser estimado, mas a grande diferença pode ser entendida levando-se em conta o maior número de peças (amostras e ferramentas) por corrida no grupo II, trocando calor entre si, o quê elevou a

temperatura da carga de trabalho, necessitando menor fornecimento de energia do plasma por unidade de área superficial para atingir a temperatura de trabalho.

A Tabela 5. 1 relaciona os valores medidos pelas técnicas de metalografia e GDOS de espessura da zona de compostos e profundidade total de camada de amostras polidas nitretadas nos grupos I e II .

Tabela 5. 1 Medições de camada em amostras polidas.

	Zona de compostos [μm]				Camada Total [μm]			
	Metalografia		GDOS		Metalografia		GDOS (0,1%N)	
Grupo→	I	II	I	II	I	II	I	II
400 ⁰ C, 5% N ₂	0	0	*	0	7	15	*	10,8
400 ⁰ C,76%N ₂	0,7	1,3	*	1,9	7	12	*	12,2
500 ⁰ C, 5% N ₂	0	0	0	0	16	18	21,6	20,2
500 ⁰ C,76% N ₂	2,3	2,1	2,8	3,3	26	30	32,9	30,0

*Não foi determinado o perfil por GDOS.

Para pequenas profundidades de camada, como as observadas para as temperaturas de 350⁰C e 400⁰C, a influência da preparação das seções transversais às camadas (inclusive das variações do ataque metalográfico) se torna crítica na determinação da profundidade por metalografia, bem como pelo perfil de microdureza.

A Figura 5. 1 mostra os perfis de nitrogênio obtidos por GDOS para amostras nitretadas na temperatura de 500⁰C. Conforme mostrado na Tabela 5. 1, para a composição gasosa pobre em nitrogênio, as camadas alcançaram 21,6 μm e 20,2 μm , de zona de difusão, respectivamente para altas (grupo I) e baixas densidades de corrente (grupo II). Com a mistura rica em nitrogênio as camadas totais foram de 32,9 e 30,0 μm , com 2,8 e 3,3 μm de espessura de zona de compostos, em altas e baixas densidades de corrente, respectivamente. Estas diferenças não são significativas, levando-se em conta a imprecisão nas medidas de GDOS, que podem ficar em torno de 5% do valor medido de concentração, além das imprecisões na medida de temperatura (+/- 10⁰C) e possíveis diferenças nos tempos de aquecimento até a temperatura de nitretação.

Tendo-se em vista as diferenças entre o material das amostras (grupo I e grupo II) antes da nitretação, acredita-se que o principal fator que poderia diferenciar de forma significativa o crescimento das camadas nas amostras polidas nitretadas entre os grupos I e II seja a densidade de corrente, no entanto, como demonstrado, esta diferença não foi verificada.

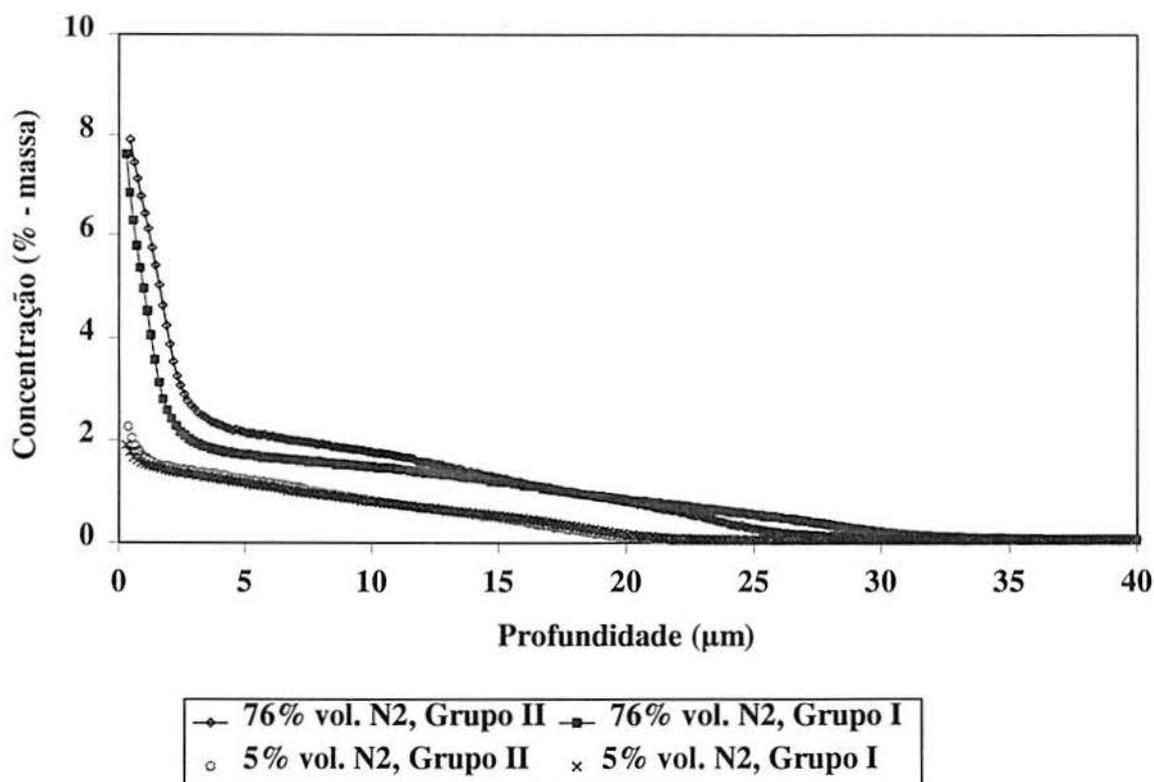


Figura 5. 1 Perfis de concentração de nitrogênio para amostras polidas dos grupos I e II, nitretadas a 500 °C para as misturas rica e pobre em nitrogênio.

Na nitretação, a temperatura de uma determinada área da carga de trabalho é estabelecida pelo balanço entre a potência fornecida pelo bombardeamento de íons e átomos neutros rápidos e pela potência perdida por condução, convecção e radiação [42], sendo a contribuição da convecção desprezível devido as baixas pressões utilizadas (1-10 Torr). A potência perdida depende de inúmeros fatores, tais como, a relação entre volume das peças pelo volume da câmara, distribuição das peças no interior da câmara, distância cátodo/ânodo, isolamento das paredes da câmara, etc. A eficiência da transformação da densidade de potência em energia térmica na superfície das peças varia em função do gás de processo, pressão,

material das peças e superfície. Além disso, a densidade de potência pode ter pequenas variações em diferentes regiões em função da geometria e distância cátodo/ânodo [42].

É sugerido na literatura que, para um tratamento eficiente e com reprodutibilidade, é necessário uma boa cobertura de todas as peças pelo plasma, com um cuidadoso controle da temperatura e densidade de corrente. Com densidades de corrente muito baixas uma alta dispersão dos resultados pode ser esperada [44].

Segundo Edenhofer [41], para o caso de aço carbono, diferentes densidades de corrente para uma mesma temperatura das peças, tempo de tratamento e mistura gasosa, podem levar a diferenças nos resultados de nitretação, tanto na profundidade da zona de difusão, quanto da zona de compostos. Já para aços ligados, somente a espessura da zona de compostos seria afetada, observando-se maiores espessuras para densidades de corrente mais altas, enquanto nenhuma influência seria observável na profundidade da zona de difusão.

A densidade de corrente mais baixa do grupo II parece, segundo estes resultados da literatura ter sido suficiente para produzir resultados confiáveis e reprodutíveis, inclusive comparáveis àqueles do grupo I (altas densidades de corrente) como foi verificado da Figura 5. 1.

5.3 Estado de Tensões Residuais antes da Nitretação

A história do processamento de um material irá definir a distribuição final das tensões residuais macroscópicas. Uma mudança nas tensões residuais é sempre acompanhada por uma mudança das propriedades do material (rugosidade, microdureza, etc.), devido aos modos pelos quais as tensões residuais são geradas na superfície.

As tensões residuais de terceira ordem (micro-tensões residuais) são associadas a defeitos (átomos intersticiais, precipitados, discordâncias e arranjos de discordância ou subgrãos) na estrutura cristalina de um material. Uma indicação da intensidade das tensões residuais de terceira ordem em um material é dado pela L.M.A.(largura a meia altura ou FWHM – full width at half maximum).

No presente caso de amostras do aço rápido AISI M2 submetidas a diferentes tratamentos mecânicos antes da nitretação, os perfis de tensões residuais macroscópicas e

L.M.A. determinados experimentalmente, juntamente com a rugosidade, fornecem informações do estado superficial das amostras para os diferentes acabamentos.

As amostras polidas são as que apresentam a menor profundidade de camada superficial afetada, com menos de $5\mu\text{m}$ (Figura 4. 40), tendo-se em vista os sucessivos passos de remoção da camada superficial através do lixamento até a operação de polimento, como descrito no capítulo de procedimento experimental. Devido à característica do processo de polimento (geralmente não é observada uma direção preferencial), observou-se uma diferença muito pequena entre as tensões medidas em duas direções perpendiculares na superfície, indicando, desta forma, um estado biaxial de tensões residuais praticamente simétrico.

Em amostras lixadas foi observado um estado biaxial de tensões não simétrico, típico do processo de lixamento, visto a observância de uma direção preferencial no processo de preparação. A média entre as duas direções perpendiculares de medição forneceu valores em torno de -800MPa para as lixadas em lixa 80 e em torno de -1320MPa para as lixadas em lixa 120. As amostras com acabamento final em lixa 120 apresentaram, portanto, valores de tensões residuais compressivas superficiais maiores do que as lixadas em lixa 80, o que não seria esperado em função da maior granulometria da lixa 80 em relação a 120. Esta diferença significativa de aproximadamente 520MPa entre os valores médios, pode ser entendida pelo diferente modo de preparação das amostras.

No processo de lixamento a força empregada (pelos gumes de geometria indefinida) tem componentes tangenciais e normais. Portanto, a intensidade das tensões residuais geradas e a profundidade irá depender destas duas componentes, além é claro, do tamanho e agudeza dos gumes cortantes. O calor transferido para a amostra também influencia neste processo.

No caso da preparação para acabamento final da superfície em lixa 80, empregou-se uma lixadeira de cinta rotativa, portanto uma menor força normal foi exercida, mas com uma maior velocidade tangencial. Ao passo que a preparação das amostras com lixa 120 (a partir da amostra lixada em lixa 80) foi feita manualmente numa menor velocidade, mas exercendo-se uma maior força normal. Deste modo as tensões de Hertz, devido à maior pressão exercida, seriam maiores na amostra lixada em lixa 120, no entanto a profundidade afetada seria menor devido a menor granulometria da lixa 120.

O estado superficial de amostras após jateamento é completamente diferente em relação às amostras lixadas e polidas. Inicialmente deve-se considerar que a profundidade afetada é muito superior. Verificam-se altas tensões residuais compressivas (acima de -500MPa) em uma região relativamente profunda (aproximadamente 50 μ m). A máxima tensão compressiva encontra-se abaixo da superfície como uma consequência direta do tipo de processo [80]. Também foram observados valores de L.M.A. significativamente mais altos junto à superfície (Figura 4. 42). Portanto, esta região apresenta maiores tensões residuais de terceira ordem, associado a um aumento na densidade de discordâncias.

O estado de tensões residuais biaxial simétrico observado na superfície de amostras jateadas é associado às características do processo. As partículas abrasivas atingem à superfície numa direção que é, na média, perpendicular à superfície da amostra, não gerando uma orientação preferencial de deformação.

5.4 Tensões Residuais em Amostras Polidas após Nitretação

Como discutido no item 5.3 as amostras polidas apresentam apenas uma pequena profundidade com influência do tratamento mecânico superficial prévio. Por isso esta condição pode ser considerada como um estado de referência para uma melhor compreensão dos efeitos da nitretação.

Os altos valores de macro-tensões residuais medidos na camada nitretada do aço rápido, provavelmente ocorreram em função de dois fatores: a capacidade de absorção de nitrogênio e, a relativa alta resistência à deformação plástica nas temperaturas de nitretação do aço rápido. O aço rápido contém elementos de liga dispersos na matriz martensítica (Cr, Mo, W e V) que prontamente formam nitretos, dando-lhe capacidade de absorver grande quantidade de nitrogênio. A relaxação de tensões geradas na zona de difusão dos aços rápidos é improvável em função de sua alta resistência, deste modo retendo as tensões geradas pela precipitação de nitretos.

É bem conhecido que a maior taxa de resfriamento da superfície em relação ao núcleo, desde a temperatura de nitretação até a ambiente (durante a última etapa, após nitretação), pode gerar tensões residuais, sempre que as deformações não possam ser acomodadas totalmente de uma forma elástica pelo material em questão. Neste caso, normalmente, as tensões residuais geradas são compressivas na superfície e trativas no núcleo. Sendo este um

efeito térmico que pode contribuir para a geração de tensões residuais devido ao tratamento de nitretação. No presente caso acredita-se que estas tensões de origem térmica não sejam de importância para o estado final de tensões residuais.

No presente caso as amostras de aço rápido foram resfriadas no interior da câmara de nitretação numa atmosfera em baixa pressão (5-10 mbar), resultando em uma taxa de resfriamento lenta, assim a magnitude das tensões geradas seriam pequenas em virtude do menor gradiente de temperatura. Além disso, o aço rápido possui uma alta resistência à deformação plástica mesmo nas temperaturas de nitretação.

Rozendall [65] afirma que o efeito de resfriamento é, de fato, de menor importância para aços ligados devido a maior resistência a deformação plástica, mas micro-tensões residuais térmicas poderiam ocorrer resultantes das diferenças entre os coeficientes de expansão térmica das fases. Aparentemente isto dependeria das características do material (resistência local, fases constituintes, etc.), pois, por exemplo, em recente investigação, Barrallier et al. [52] afirma, com o uso de microscopia eletrônica de transmissão, não ter encontrado evidências de deformação plástica na superfície de um aço ligado (0,36 %C, 3,30 % Cr, 1,20 Mo, 0,35 V) após nitretação.

5.4.1 Influência da Temperatura e Correções aos Valores medidos de T.R.

O método do $\text{sen}^2\psi$ é baseado na medição das distâncias interplanares quando a inclinação da amostra é variada. Porém, as distâncias interplanares medidas por difração de raios-X podem ser alteradas não somente em função das tensões residuais macroscópicas, mas também devido a existência de um gradiente de composição no volume amostrado no intervalo de variação do ângulo ψ . Um procedimento para o cálculo das distâncias como seriam medidas por difração de raios-X foi apresentado no item 3.14.

Supondo uma superposição dos efeitos, as tensões residuais medidas pelo método do $\text{sen}^2\Psi$ podem ser expressas como:

$$T.R._{\text{medida}} = T.R._{\text{real}} + T.R._{\text{virtual}} \quad \text{equação 5.1}$$

A tensão residual virtual deve ser subtraída do valor medido devido à superposição do gradiente de composição química.

Para calcular as tensões residuais virtuais pelo método do $\text{sen}^2\psi$, é necessário conhecer a distribuição do espaçamento interplanar afetado somente pelo gradiente de nitrogênio como seriam medidos por difração de raios-X em função do $\text{sen}^2\psi$ (equação 3.12). Para isso é necessário primeiro conhecer a distribuição dos espaçamentos interplanares em função da profundidade na amostra somente devido ao gradiente de composição química. A distribuição dos espaçamentos interplanares em função da profundidade para uma condição livre de tensões nos fornece o efeito somente da composição química.

A medição do espaçamento interplanar " d_{211} " do ferro foi realizadas para a direção livre de tensões. Parâmetros de reticulado " a " ($a = d_{211} * \sqrt{6}$) determinados na direção livre de tensões ($\psi^* \cong +/- 41^\circ$), são mostrados na Figura 5. 2, em função da temperatura de nitretação de amostras nitretadas no grupo I de experimentos.

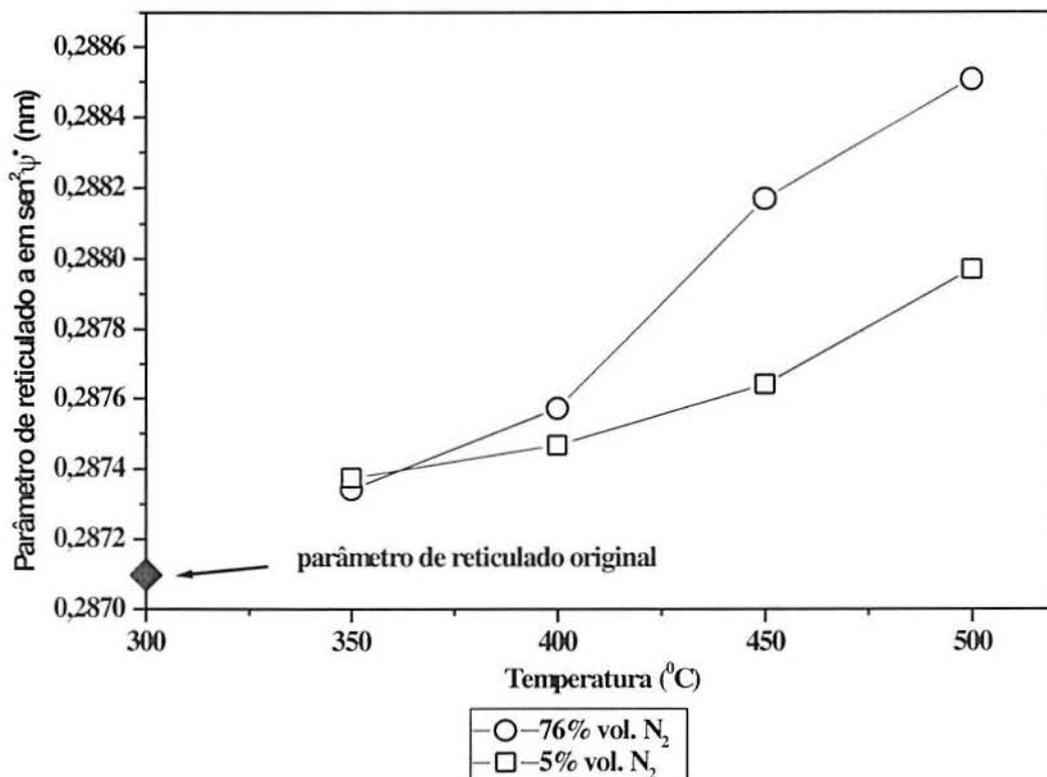


Figura 5. 2 Parâmetros de reticulado do ferro-alfa determinados da direção livre de tensões na matriz em função da temperatura de nitretação a plasma.

Assumiu-se uma distribuição linear dos espaçamentos interplanares em função da profundidade. Esta distribuição foi determinada através da obtenção de dois pontos

conhecidos, dos quais um é dado pelo espaçamento interplanar, Figura 5. 2, correspondente a uma profundidade em torno de 4,290 μm , conforme equação 3.3, e o outro é o espaçamento do núcleo não nitretado (Figura 5. 2), correspondente à profundidade total de camada (obtido dos gráficos de GDOS). Assim foram determinados os valores de “u”, “t”, “b” e “a” da Figura 3.16 e da equação 3.12. O cálculo dos valores de “ d_{211} ” como seriam medidos por difração de raios-X em função de “ ψ ” (“ $\langle d \rangle$ ”) foi feito com o uso da equação 3.12.

Obtendo-se “ $\langle d \rangle$ ” em função de ψ , as tensões residuais “virtuais” podem ser calculadas pelo método do $\text{sen}^2\Psi$. Foram encontrados valores negativos de tensões residuais virtuais, fornecendo portanto uma correção positiva a ser somada aos valores de tensões residuais compressivas medidas, deste modo levando as tensões reais a valores menos compressivos do que os medidos.

A Tabela 5. 2 apresenta os valores das correções em função da temperatura de nitretação. A Figura 5. 3 mostra os valores das tensões residuais superficiais medidos em amostras polidas. As setas indicam a correção aplicada aos valores medidos.

Tabela 5. 2 Correções com relação aos efeitos de composição química na tensão residual (ferro- α , radiação cromo, espaçamentos interplanares corrigidos e profundidade da zona de difusão determinada por GDOS).

Temperatura (°C)	Correção (5% vol. N ₂) (MPa)	Correção (76% Vol. N ₂) (MPa)
350	120	185
400	131	187
450	130	175
500	115	108

Após a correção verifica-se que as tensões residuais superficiais na zona de difusão, efetivamente, tornam-se mais compressivas com o aumento da temperatura de nitretação (Figura 5. 3). Antes da aplicação das correções eram observados valores menos compressivos para a mistura gasosa rica em nitrogênio, e a aplicação das correções da Tabela 5. 2, como indicado pelas setas na Figura 5. 3, tornam estes valores ainda menos compressivos.

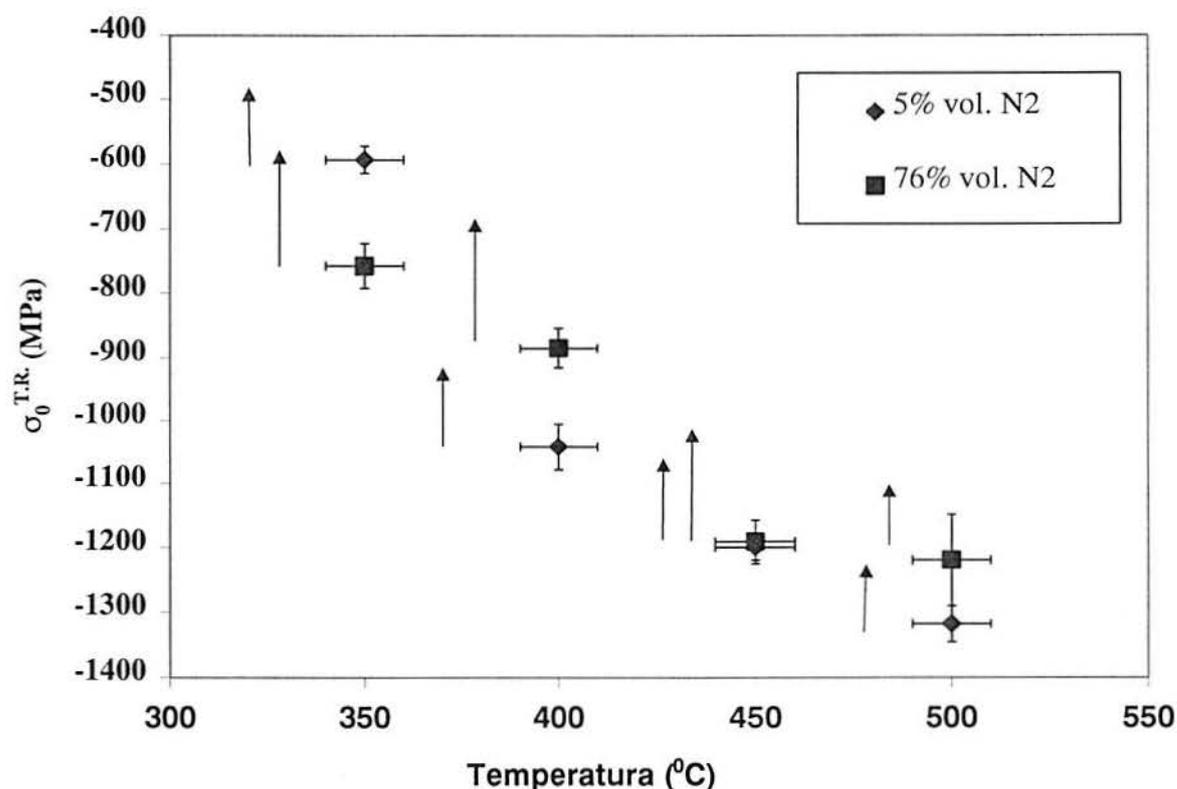


Figura 5. 3 Tensões residuais superficiais medidas em amostras polidas com a indicação das correções devido ao gradiente de concentração química.

A discussão dos efeitos da composição química nos valores de tensões residuais na zona de compostos (camada ϵ) é muito mais difícil do que para a zona de difusão, pois até o presente momento somente algumas hipóteses podem ser feitas a respeito dos espaçamentos de reticulado do nitreto ϵ - hexagonal. Rozendall [81] calculou correções da ordem de 300MPa devido ao gradiente de composição química. Usando os dados de espaçamento para a fase ϵ de diferentes composições químicas de nitrogênio e carbono [82] e, seguindo o procedimento apresentado no item 3.14 para a camada ϵ , as primeiras estimativas para as amostras do grupo I de muito finas camadas de compostos dão valores ainda mais altos de correções positivas às tensões residuais. Com a diminuição da profundidade da camada de compostos as correções positivas são cada vez maiores. A forte variação de T.R. compressivas para trativas na zona de compostos com o aumento da temperatura é, provavelmente, somente a expressão do gradiente de composição química e altas tensões trativas estão presentes na zona de nitretos ϵ no presente caso.

Como os aços ferramenta com camadas de compostos espessas apresentam um comportamento inferior em testes de serviço, além do lascamento da camada ϵ , os altos valores de tensões residuais trativas poderiam explicar este tipo de falha.

5.4.2 Nitrogênio Intersticial

A concentração para a profundidade de amostragem dos raios-X com o uso de radiação cromo- $K\alpha$, pode ser calculada a partir dos valores da Figura 5. 2 e a partir de uma relação entre a dilatação do parâmetro de rede e a quantidade de nitrogênio dissolvida intersticialmente. Neste caso utilizou-se como uma aproximação a regra de Vergard.

Cabe ressaltar aqui que os espaçamentos interplanares na Figura 5. 2 são médias ponderadas sobre a profundidade de penetração da radiação cromo. O espaçamento para a temperatura de 300⁰C na Figura 5. 2 é o medido em uma amostra não nitretada. Pode ser visto que o espaçamento de reticulado aumenta com a temperatura e a quantidade de nitrogênio na atmosfera gasosa. Isto indica que certa quantidade do nitrogênio medido nos perfis de composição química (por GDOS) está dissolvido intersticialmente no reticulado do ferro.

Para a temperatura de nitretação de 500⁰C o conteúdo de nitrogênio dissolvido intersticialmente foi calculado usando os valores de espaçamento de reticulado (ferro-alfa) corrigidos para a profundidade de penetração dos raios-X, espaçamento de reticulado da amostra não nitretada e a constante de Vergard para o nitrogênio no ferro-alfa indicado por Mittemeijer[83]. Por este cálculo uma quantidade de 0,34% em massa de nitrogênio foi dissolvido no ferro- α a 500⁰C quando empregou-se a mistura gasosa de 5% em vol. de N_2 e 0,48% em massa de nitrogênio para a mistura de 76% em volume. Ambos os valores superam a máxima solubilidade de equilíbrio de 0,1% em massa a 590⁰C. Ao assumir-se uma distribuição linear para a distribuição do conteúdo de nitrogênio intersticial com a profundidade e o cálculo de parâmetros de reticulado superficiais estes valores devem estar um tanto superestimados. No entanto valores acima do equilíbrio poderiam ser explicados pelo excesso de nitrogênio nas áreas tensionadas em torno de precipitados.

5.4.3 Influência do Tratamento Mecânico Superficial na Camada Nitretada

A amostra jateada apresenta um estado superficial bastante diferente em relação as demais: uma região superficial altamente deformada com valores altos de L.M.A junto à

superfície, tensão residual compressiva máxima abaixo da superfície (em torno de -1300MPa) e uma profundidade bem superior com tensões compressivas. As amostras lixadas e polidas, por sua vez, apresentam as máximas tensões residuais compressivas junto à superfície. Devido a estas características diferentes, deve-se esperar uma resposta diferente à nitretação.

As figuras 5.4 e 5.5 mostram a variação das tensões residuais macroscópicas superficiais e da L.M.A. em função das tensões residuais medidas antes da nitretação. Observe-se que para tensões residuais mais compressivas antes da nitretação, comparando-se diferentes tratamentos superficiais, ocorrem menores aumentos das tensões compressivas superficiais com a nitretação. A amostra jateada em particular, apesar de não apresentar o nível de tensões residuais superficiais mais alto antes da nitretação, mostra uma variação aproximadamente nula das tensões residuais superficiais com a nitretação.

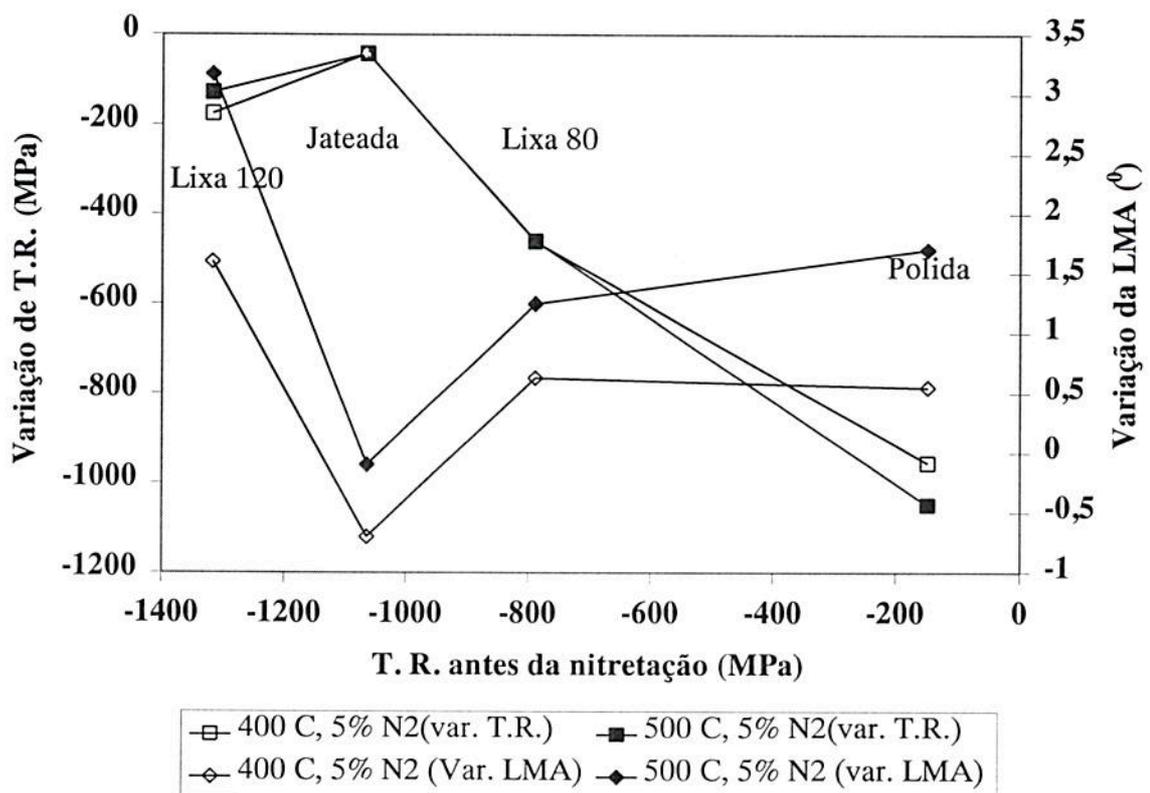


Figura 5. 4 Aumento das tensões residuais superficiais como função das tensões residuais de amostras não nitretadas com o mesmo tipo de acabamento. Amostras nitretadas com a mistura pobre em nitrogênio.

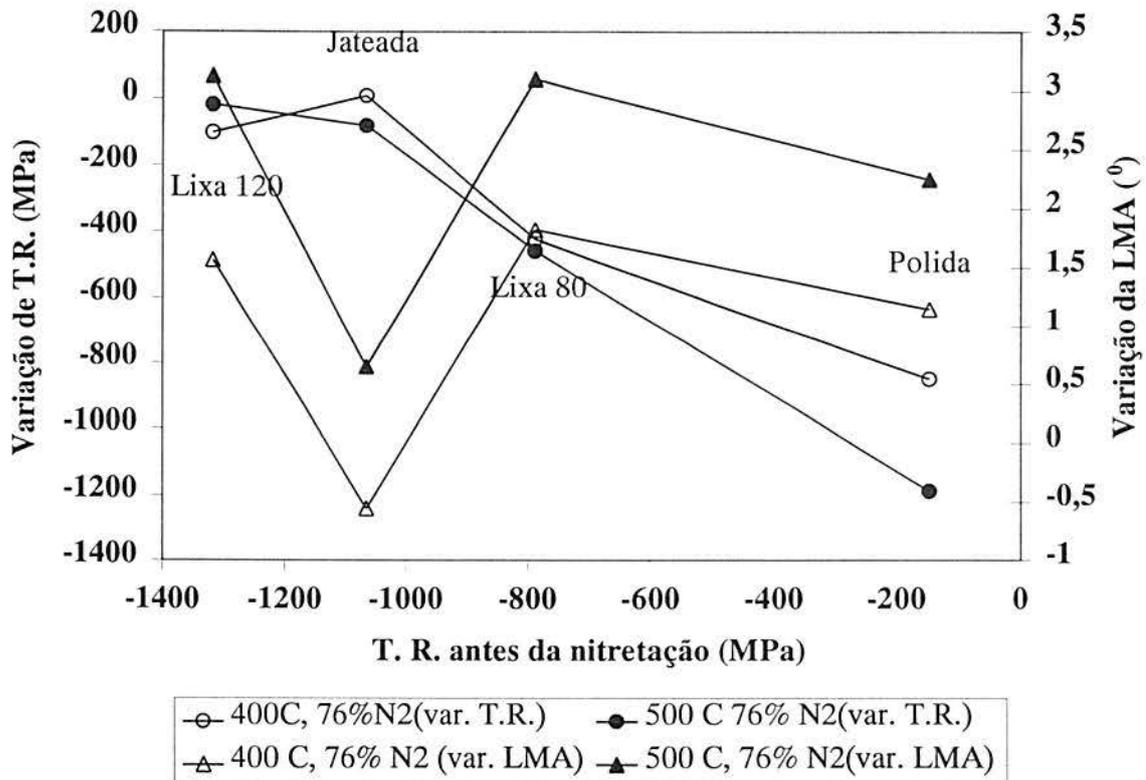


Figura 5.5 Aumento das tensões residuais superficiais como função das tensões residuais de amostras não nitretadas com o mesmo tipo de acabamento. Amostras nitretadas com a mistura rica em nitrogênio.

Vários fatores podem estar contribuindo para o comportamento observado:

1) A precipitação dos nitretos pode ser modificada em função do estado de deformação. Isto poderia estar causando um menor aumento das tensões residuais compressivas em amostras mais deformadas.

2) Devido a superposição das tensões residuais antes da nitretação com aquelas geradas durante a nitretação, o limite de resistência local do material poderia ser atingido. Assim as máximas tensões residuais estariam limitadas pela resistência a deformação local na temperatura de nitretação.

3) A resistência a deformação nas temperaturas de nitretação pode ser influenciada pelos diferentes estados superficiais das amostras. Assim, por exemplo no caso da amostra jateada, devido às características do jateamento (partículas abrasivas sem geometria definida colidindo e penetrando na superfície da amostra), espera-se um estado triaxial de tensões no interior da

região mais superficial. Este fator poderia estar colaborando para os níveis de tensões residuais superficiais mais baixos medidos nas amostras jateadas após nitretação.

4) Além dos fatores citados, ainda existe a possível influência das tensões residuais e da densidade de discordâncias sobre a difusão do nitrogênio. Na região subsuperficial o estado do material para amostras jateadas é diferente, apresentando um menor nível de discordâncias, e como se viu nesta região as tensões compressivas aumentaram um pouco com a nitretação (amostra jateada 500 °C, 76% vol. N₂)

5.5 Desenvolvimento do perfil de nitrogênio

5.5.1 Influência da Temperatura e Composição da Mistura Gasosa

A discussão da influência da temperatura e composição da mistura gasosa será feita neste item somente para amostras polidas, tendo-se em vista o menor nível de tensões residuais antes da nitretação e a uma menor profundidade para esta condição superficial prévia. Assim, embora certamente existam efeitos relacionados ao estado do material antes da nitretação para amostras polidas acredita-se que se tenha uma menor influência.

Como é visto da Figura 5. 6 e Tabela 5. 1, na temperatura de 400 °C, as misturas gasosas pobre e rica em nitrogênio levaram a profundidades de camada similares (z. de compostos + z. de difusão), ligeiramente superiores para a mistura rica em nitrogênio. Com o aumento da temperatura para 500 °C, a profundidade de camada na amostra nitretada com a mistura rica em nitrogênio passa a ser significativamente maior.

Como pode ser visto destes resultados, a temperatura tem, como esperado, uma influência muito maior sobre o crescimento das camadas do que a composição gasosa. Com o aumento da temperatura a concentração de nitrogênio na zona de difusão, tanto com a mistura pobre, quanto com a mistura rica em nitrogênio aumenta significativamente, bem como a profundidade de camada.

A concentração de nitrogênio na mistura gasosa influenciou decisivamente na formação da zona de compostos, que foi observada para todas as temperaturas quando empregou-se a mistura rica em nitrogênio e em nenhuma das temperaturas com a mistura pobre em nitrogênio. Como mostrado nos perfis de nitrogênio medidos por GDOS (Figura 5. 6), as

concentrações superficiais de nitrogênio são bem maiores na superfície de amostras nitretadas com a mistura rica em nitrogênio para uma mesma temperatura de tratamento.

Para cada composição da mistura gasosa, a concentração de nitrogênio medida na zona de difusão e aprofundidade de camada aumentam com o aumento da temperatura. Para a temperatura de 350⁰C, a diferença entre as profundidades e o percentual de nitrogênio na zona de difusão (abaixo da zona de compostos) entre a amostra nitretada com a mistura rica e a pobre em nitrogênio não é detectável. Na temperatura de 400⁰C esta diferença aumenta e para a temperatura de 500⁰C, torna-se ainda maior.

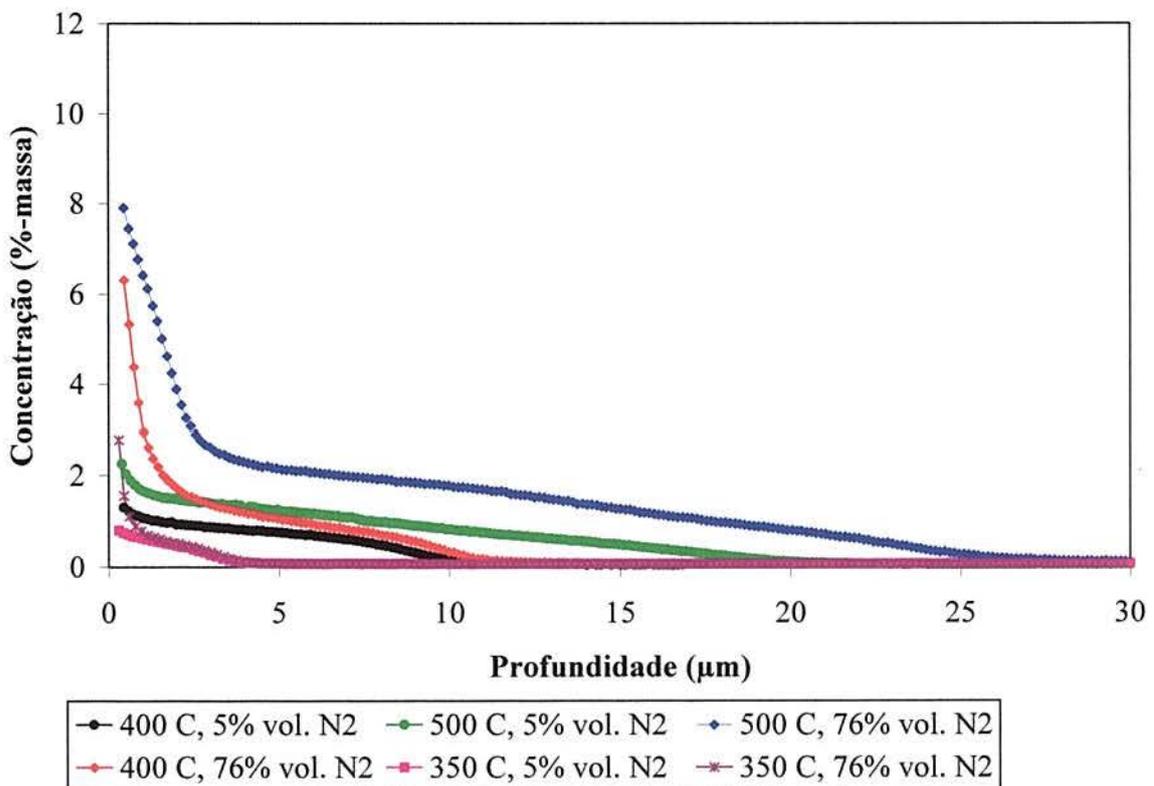


Figura 5. 6 Perfis de nitrogênio de amostras polidas nitretadas, determinados por GDOS (“Glow Discharge Optical Spectroscopy”).

Com o uso da mistura gasosa de 5% vol. N₂, desde que não houve formação da zona de compostos, o material base está diretamente exposto ao bombardeamento, o que favorece a difusão. Com a formação da zona de compostos, que ocorre com a utilização da mistura gasosa de 76% vol. N₂, o nitrogênio atômico difundirá para a zona de difusão a partir da interface zona de compostos/zona de difusão. Esta interface já não tem uma influência tão grande do bombardeamento superficial, o qual aumenta a mobilidade do nitrogênio. Isto, aliado ao menor coeficiente de difusão do nitrogênio nas temperaturas baixas, poderia explicar

as profundidades similares de camada nas temperaturas de 350⁰C e 400⁰C para as misturas ricas e pobre em nitrogênio.

Na temperatura de 500⁰C, a profundidade de camada nitretada varia significativamente com o percentual de nitrogênio da mistura gasosa, observando-se profundidades significativamente maiores com o uso da mistura rica em nitrogênio. O maior percentual de nitrogênio presente na superfície da amostra com formação da zona de compostos passa a ser uma diferença preponderante. O nitrogênio pode difundir mais facilmente devido ao grande aumento do coeficiente de difusão com o aumento da temperatura, superpondo, desta forma, o efeito do bombardeamento direto da estrutura para a amostra sem formação de zona de compostos (5% vol. de N₂).

5.5.2 Influência do Tratamento Mecânico Superficial Prévio

Serão discutidos os resultados do perfil de nitrogênio na zona de difusão. Inicialmente será abordado o comportamento para as amostras nitretadas com a mistura gasosa pobre em nitrogênio. As figuras 5.7 e 5.8 apresentam os perfis de nitrogênio para os mesmos parâmetros de nitretação de amostras polidas, lixadas em lixa 80 e jateadas.

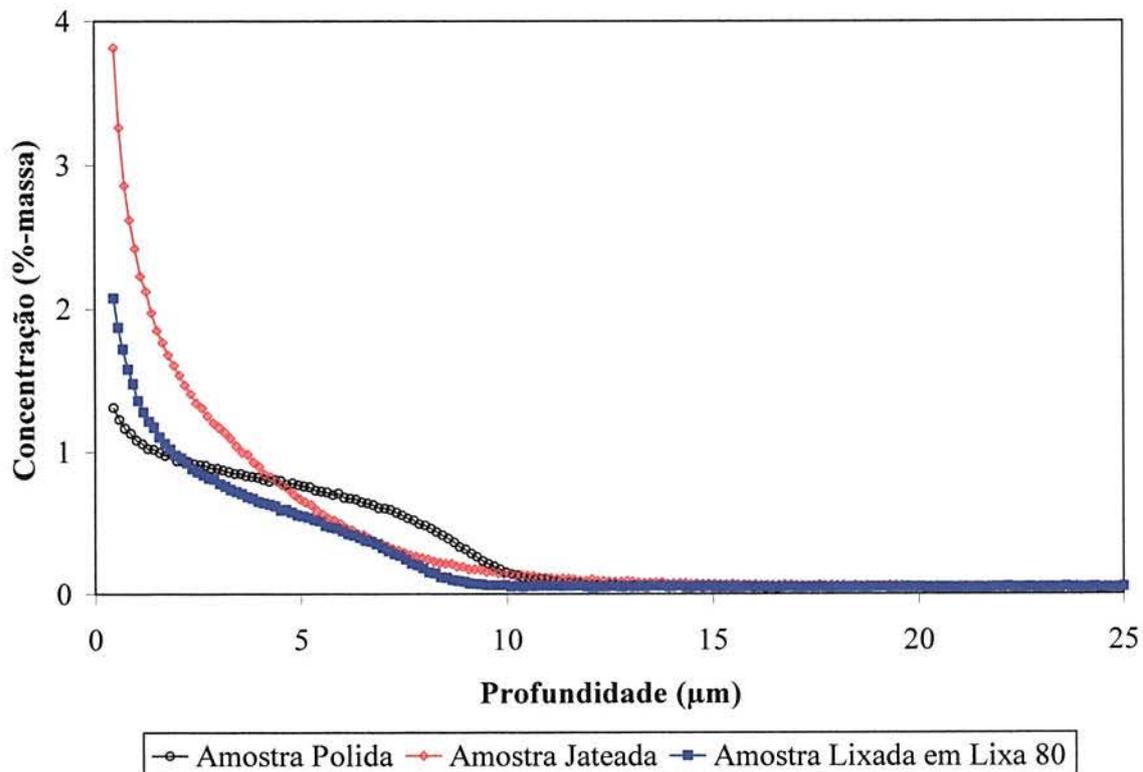


Figura 5. 7 Perfil de nitrogênio para amostras com diversos acabamentos mecânicos nitretadas na temperatura de 400⁰C, 5% vol. N₂ e num tempo de 30 minutos.

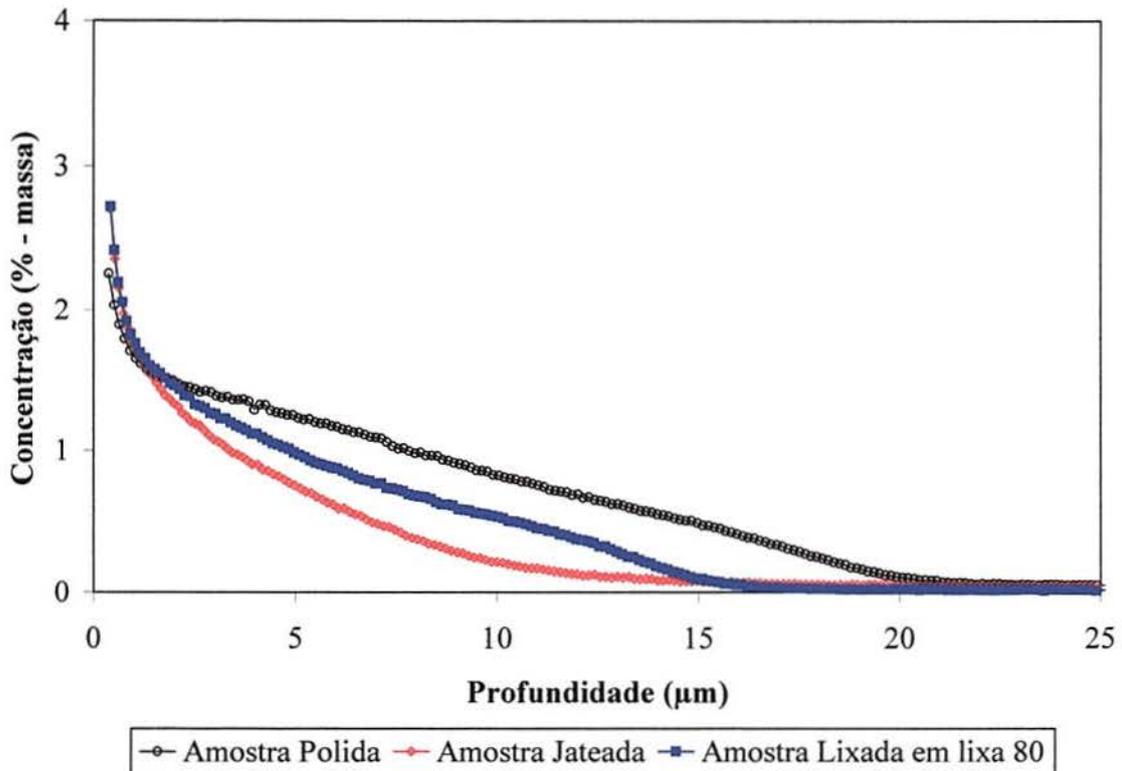


Figura 5. 8 Perfil de nitrogênio para amostras com diversos acabamentos mecânicos nitretadas na temperatura de 500 °C, 5% vol. N₂ e num tempo de 30 minutos.

Na temperatura de 400°C, as profundidades de camada alcançadas nas amostras com diferentes tratamentos superficiais são bastante similares, como pode ser visto na Figura 5. 7, e dos valores da Tabela 4. 4 (capítulo resultados). Porém significativas diferenças nos percentuais de nitrogênio superficial e na forma dos perfis são observadas, especialmente a forma muito diferente do perfil para a amostra jateada.

Uma maior concentração de nitrogênio junto à superfície é observada para a amostra jateada em relação a amostra polida (Figura 5. 7). Além disso o perfil cai abruptamente numa profundidade em torno de 10μm, sendo que a amostra lixada em lixa 80 também apresenta uma concentração superficial de nitrogênio significativamente maior que a polida. A medida que aumenta a profundidade, as concentrações de nitrogênio das amostras jateada e lixada tornam-se inferiores ao da amostra polida. Fica claro da Figura 5. 7 que as amostras jateadas e lixadas, apesar do maior gradiente de concentração, alcançaram profundidades similares ao da amostra polida, indicando uma maior resistência à difusão do nitrogênio nas amostras lixadas e jateadas.

Na temperatura de nitretação de 500°C, Figura 5. 8, a profundidade alcançada pelo nitrogênio na amostra jateada praticamente não aumentou em relação à temperatura de 400°C, como seria de se esperar. Já na amostra lixada é visto um aumento significativo da camada com a temperatura, porém inferior ao observado para a amostra polida (compare a figura 5.7 com a 5.8). Nesta temperatura, os valores percentuais de nitrogênio na superfície apresentam apenas pequenas diferenças em favor das amostras lixadas e jateadas. Novamente, destaca-se a menor velocidade de difusão para amostras lixadas e jateadas.

As menores profundidades de camada observadas em amostras lixadas e jateadas, bem como as diferenças nos perfis de nitrogênio estariam associadas aos diferentes perfis de tensões residuais. Como visto no capítulo resultados, antes da nitretação, as tensões residuais compressivas são máximas para a amostra jateada abaixo da superfície e estão presentes até uma profundidade de 75µm. Em 25µm de profundidade o valor destas tensões ainda estão em torno de -1200MPa (Figura 4. 39), enquanto que as tensões compressivas para a amostra polida são de apenas -100MPa e dentro de uma profundidade menor do que 5µm. A amostra lixada em lixa 80 (Figura 4. 40) apresenta tensões compressivas, também significativamente maiores que a amostra polida, em torno de -800MPa na superfície, decrescendo em uma profundidade de 12,5µm.

Baseado no efeito Snoek [33], uma tensão compressiva paralela à superfície agiria da seguinte forma: levando-se em conta o efeito de Poisson, ocorre um afastamento dos átomos na direção perpendicular à superfície. Assim os interstícios de eixos perpendiculares à superfície seriam sítios preferenciais para a ocupação por um átomo intersticial. Como durante a nitretação, o nitrogênio que está sendo liberado da superfície se difunde em função das diferenças de atividade química, a tensão residual compressiva paralela à superfície, tem o efeito de criar uma tendência de um fluxo de átomos de nitrogênio na direção paralela à superfície, perpendicularmente a direção da frente de nitretação.

O maior percentual de nitrogênio nas amostras lixadas e jateadas em relação a amostra polida poderia ser associado ao aumento na densidade de discordâncias devido a maior deformação plástica superficial. As figuras 4.41 e 4.42 mostram os perfis de L.M.A. medidos nas amostras após o tratamento mecânico superficial, antes da nitretação. A amostra jateada apresenta valores significativamente maiores de L.M.A. em relação as outras amostras.

Associando-se L.M.A. a densidade de discordâncias, pode-se afirmar que o processo de jateamento produziu uma matriz muito mais imperfeita.

Segundo a literatura os nitretos precipitam preferencialmente em discordâncias [84]. Então a mais alta densidade de discordâncias na superfície, com base na figura 4.41 e 4.42, pode ser um dos fatores responsáveis pela maior saturação superficial em amostras jateadas e lixadas. Porém, a menor velocidade de difusão também poderia responder por esta maior concentração de nitrogênio na superfície.

Alguns trabalhos na literatura [85,86] observaram maiores profundidades de camada em aços submetidos a uma deformação plástica a frio prévia em relação a aços não deformados. Gerasimov et al. [85] apontam que processos de recristalização ocorreram durante a nitretação e os tempos de nitretação foram bastante longos de 30 a 60 horas. No entanto, segundo o autor a matriz permanece mais imperfeita mesmo após longo recozimento em relação a matriz do material não submetido a deformação plástica prévia. O fator responsável pela difusão mais acelerada, segundo o autor, seria a maior precipitação de nitretos numa matriz mais imperfeita, gerando um maior gradiente de concentração. É claro que devido aos processos de recozimento mencionados, as tensões residuais prévias oriundas da deformação plástica foram total ou parcialmente relaxadas durante a nitretação, e, provavelmente, não tiveram influência sobre a profundidade final de nitretação.

No presente caso de nitretação de um aço ferramenta deformado plasticamente antes da nitretação, nas temperaturas de nitretação empregadas não é esperada, somente devido ao aquecimento, relaxação significativa das tensões residuais do tratamento mecânico superficial prévio. Assim acredita-se que estas tensões foram altas o suficiente para exercerem uma influência direta na difusão do nitrogênio, sendo responsáveis pela menor profundidade de camada nas amostras jateadas e lixadas em relação as polidas. O aumento de discordâncias, provavelmente, teve um efeito no sentido de promover o processo de saturação da superfície. Mas mesmo a geração de maiores gradientes de concentração não foram suficientes para aumentar a velocidade de difusão.

As Figura 5. 9 e Figura 5. 10, mostram os perfis de nitrogênio das amostras submetidas aos diferentes tratamentos mecânicos superficiais prévios, nitretados com a mistura rica em nitrogênio nas temperaturas de 400 e 500⁰C, respectivamente.

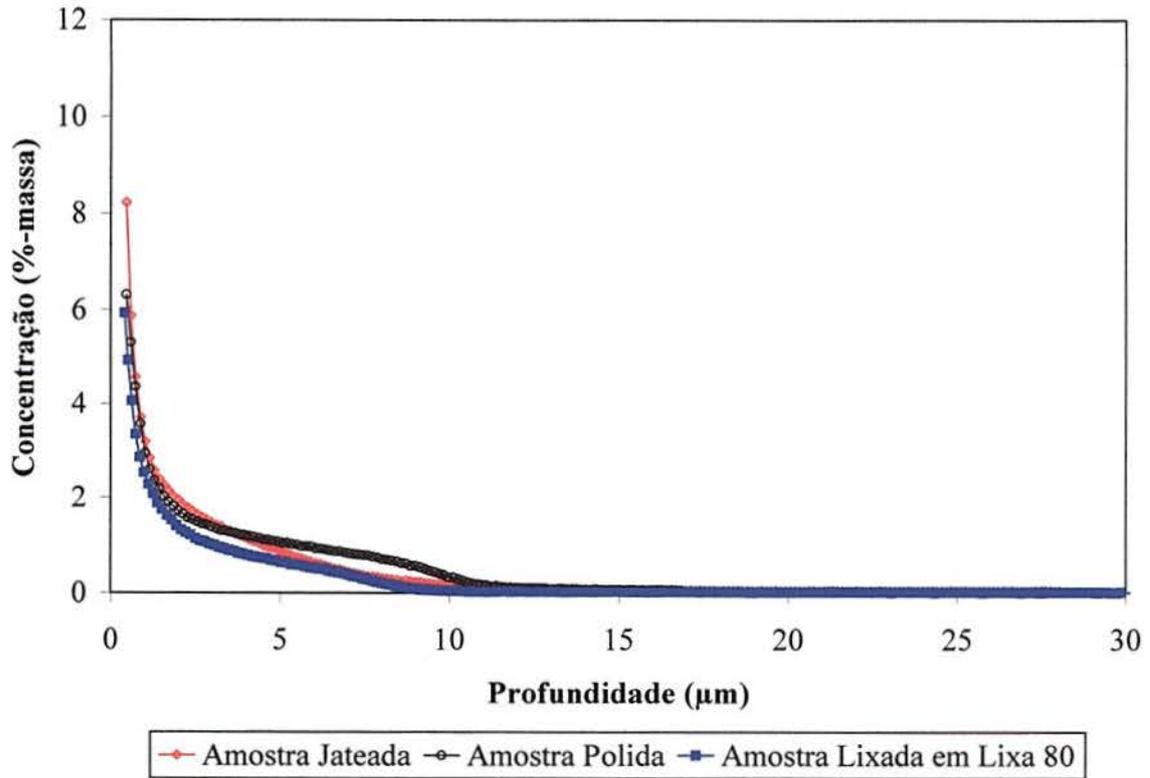


Figura 5. 9 Perfil de nitrogênio para amostras nitretadas na temperatura de 400 °C, 76% vol. N₂ e num tempo de 30 minutos.

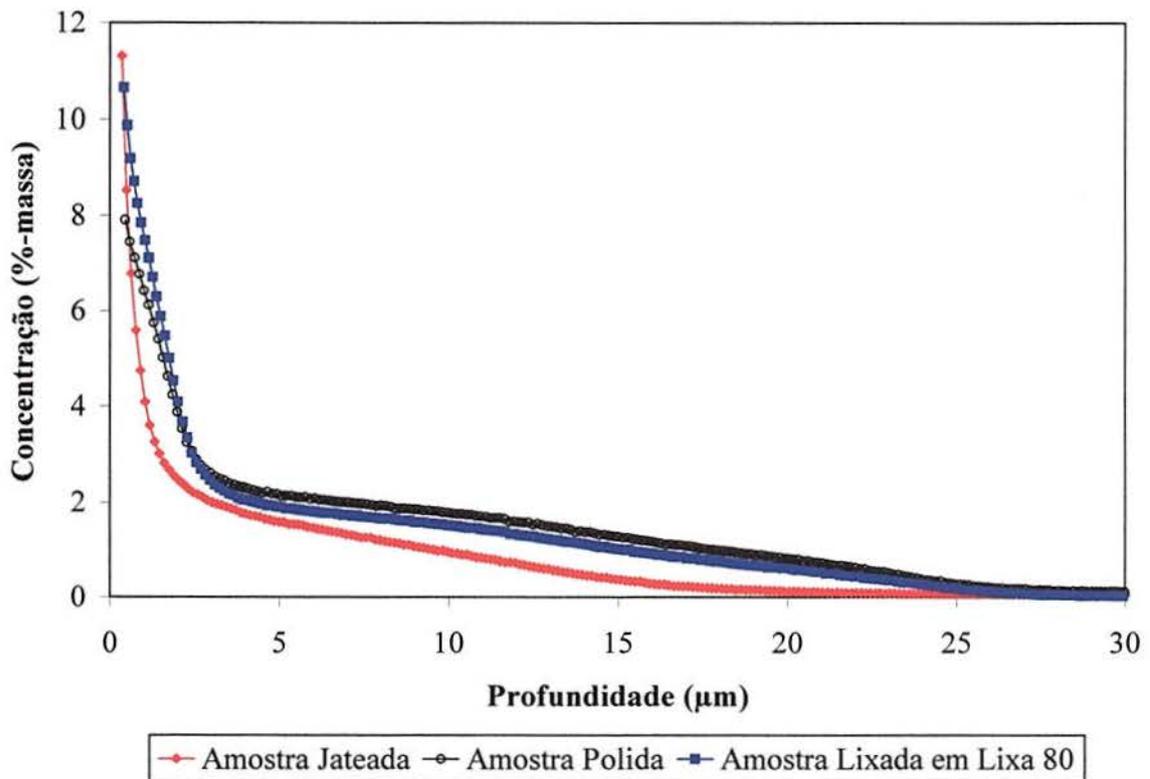


Figura 5. 10 Perfil de nitrogênio para amostras nitretadas na temperatura de 500 °C, 76% vol. N₂ e num tempo de 30 minutos.

Considere-se as profundidades superiores a da zona de compostos: comparando os perfis de nitrogênio das amostras nitretadas com a mistura rica em nitrogênio ao das amostras nitretadas com a mistura pobre em nitrogênio, para cada temperatura e tratamento mecânico superficial prévio, verifica-se que, em valores “relativos” as curvas se assemelham, é claro que com valores mais altos para 76% vol. N₂. Isto mostra que os mesmos efeitos do tratamento mecânico superficial prévio também estão ocorrendo para o caso de amostras nitretadas com a mistura rica em nitrogênio.

Na região superficial, no caso da mistura gasosa rica em nitrogênio, ocorre a formação da zona de compostos. Dos resultados da Tabela 4. 4 são vistas menores espessuras da zona de compostos em amostras lixadas e jateadas. Desde que o crescimento da zona de compostos dependeria, além da retropulverização e adsorção do nitrogênio nas camadas mais superficiais, da difusão do nitrogênio através desta e então em direção ao núcleo. É de se esperar que as tensões compressivas logo abaixo da zona de compostos tenham uma influência; diminuindo a velocidade de crescimento desta e contribuindo para um aumento da concentração de nitrogênio na superfície.

5.6 Microestrutura e Composição de Fases

Dependendo da quantidade de nitrogênio na atmosfera gasosa para temperaturas de 350⁰C a 500⁰C camadas com e sem zona de compostos podem ser geradas na superfície do aço rápido ABNT M2. Isto é basicamente conhecido da literatura [87,88].

Os resultados de metalografia não mostraram a presença de zona de compostos na superfície de amostras nitretadas com a mistura gasosa de 5% vol. N₂, mesmo na temperatura mais elevada utilizada para nitretação neste trabalho, 500⁰C. A análise de fases por difração de raios-X confirma este resultado, principalmente com o modo de baixo ângulo que forneceu a informação mais superficial com uma penetração menor que 0,5μm. Associada a uma baixa concentração de nitrogênio na superfície, observou-se sempre nos perfis obtidos por GDOS uma apreciável descarbonetação da zona de difusão.

A utilização da mistura rica em nitrogênio levou a formação da zona de compostos na superfície do aço rápido para todas as temperaturas de 350⁰C a 500⁰C, como mostraram os resultados da análise de fases por difração de raios-X e análise metalográfica. No perfil de composição química foram detectados valores altos de concentração de nitrogênio variando de

3% (polida, 350^oC) a 11% em massa (jateada, 500^oC). O baixo valor medido para a amostra nitretada na temperatura de 350^oC, provavelmente é devido à pequena espessura da zona de compostos, com menos de 1µm, conforme análise ao microscópio eletrônico de varredura.

Na análise de fases por difração de raios-X, a utilização de radiação cromo, cobre e o modo de baixo ângulo (“grazing incidence”), permitiu a obtenção de informações de diferentes profundidades. Nestas análises somente foi detectada a presença da fase ε na zona de compostos, formada em amostras nitretadas com a mistura gasosa de 76% vol. N₂.

A zona de compostos formada somente pela fase ε pode ser explicada pela alta concentração de nitrogênio na mistura gasosa (76% vol. N₂). Mesmo para o conteúdo baixo de nitrogênio na interface, a fase ε (ao invés da fase γ’) pode existir devido ao alto teor de carbono do aço rápido. O carbono estabiliza a fase ε como uma fase de carbonitretos Fe₂₋₃(C)N. Adicionalmente, na interface da zona de compostos e de difusão observou-se um zona com um conteúdo mais alto de carbono.

Em amostras onde não houve a formação da zona de compostos (utilização da mistura gasosa 5% vol. N₂ e hidrogênio em balanço) foi observada uma maior descarbonetação. Desde que o coeficiente de difusão do carbono nas fases de nitretos ε ou γ’ é somente 1/60 daquele do carbono no ferro-α, a zona de compostos diminui a descarbonetação [89,90,91,92]. Adicionalmente, a presença de hidrogênio no plasma auxilia a descarbonetação, pois os átomos de carbono das camadas superficiais mais externas e os átomos de carbono ejetados da superfície podem reagir com o hidrogênio no plasma para formar CH_x ou CH₄ [93].

O aumento na concentração de carbono ao final da zona de difusão pode ser o resultado da troca de carbono e nitrogênio nos carbonetos, e a grande quantidade de fases de contorno de grão formadas pelos precipitados. Esta difusão em direção ao núcleo seria forçada, adicionalmente, por diferenças de atividade química. É mais fácil para o carbono difundir em direção ao núcleo e precipitar como cementita rica em cromo (ou cementita rica em outro elemento de liga) do que formar cementita livre de elementos de liga dentro da zona de difusão [94]. Os carbonetos podem reagir com o nitrogênio permitindo ao carbono difundir para sítios de potencial químico mais baixo formando a camada rica em carbono observada ao final da zona de difusão.

Os resultados de metalografia mostraram uma precipitação em contornos de grão, em regiões paralelas à superfície, para as amostras nitretadas com a mistura rica em nitrogênio na temperatura de 500 °C (mais elevada empregada neste trabalho). É conhecido de trabalhos anteriores [63] que a precipitação aumenta com o aumento do tempo e da temperatura, formando uma rede. Segundo o trabalho de Tier [58] os precipitados em contornos de grão, observados em amostras do aço rápido AISI M2 nitretadas com a mistura rica em nitrogênio, seriam cementita. Resultados similares foram achados para aços baixa liga por Mridha et al. [94].

A ausência de precipitados em contornos de grão de amostras nitretadas com a mistura rica em nitrogênio em temperaturas abaixo de 500 °C estaria associada à diminuição da difusão do carbono no ferro- α , redução da energia necessária para a nucleação da cementita [95] e a maior estabilidade da martensita e dos carbonetos.

A não formação destes precipitados em contornos de grãos para as amostras nitretadas com a mistura gasosa pobre em nitrogênio, mesmo na temperatura de 500 °C. Seria devido à descarbonetação da zona de difusão que, conforme discutido anteriormente, está associada à maior presença de hidrogênio no plasma e à não formação da zona de compostos.

5.7 Microdureza

Os perfis de microdureza apresentados no item 4.3 são um modo convencional de avaliar o gradiente de dureza da zona superficial tratada e determinar sua profundidade. Neste caso foi empregada uma carga constante de 50gf e penetrador Knoop. Devido às pequenas camadas formadas e à heterogeneidade da microestrutura do aço rápido apresentando carbonetos dispersos, os valores apresentaram uma alta dispersão.

Para as amostras com os diferentes tratamentos mecânicos nitretadas na temperatura de 400°C e no caso de amostra jateada nitretada à 500 °C com a mistura pobre em nitrogênio, não foi possível obter perfis de microdureza confiáveis devido às pequenas profundidades de camada formadas. O número de indentações próximo à superfície torna-se muito limitado e a utilização de cargas menores, somente aumenta a dispersão.

O método empregado na avaliação da microdureza superficial inclui variação das cargas de 300gf até 25gf, e o cálculo de valores médios de microdureza para cada carga. Este método

permitiu acessar de uma forma muito mais confiável o gradiente de microdureza próximo à superfície e o valor superficial. Dos dados das figuras 4.23 a 4.26 é possível extrapolar um valor da microdureza para a superfície com maior segurança. No método normal de avaliação, quando se emprega apenas uma carga, e normalmente se tem que escolher uma carga bastante pequena, a dispersão dos valores torna a confiança no valor medido muito menor.

A amostra nitretada com a mistura gasosa rica em nitrogênio na temperatura de 350°C (Figura 4. 26) apresenta um comportamento bastante similar ao da nitretada com a mistura pobre em nitrogênio, devido a pequena espessura da zona de compostos formada na primeira e ao similar perfil de nitrogênio na zona de difusão (Figura 5. 6).

A amostra nitretada na temperatura de 500°C com a mistura gasosa rica em nitrogênio mostra valores mais baixos de microdureza comparado a 400°C e a mistura gasosa pobre em nitrogênio nitretada na temperatura de 500°C, apesar da maior quantidade de nitrogênio, conforme demonstra o perfil de nitrogênio na Figura 5. 6. Na temperatura de 500°C e mistura gasosa rica em nitrogênio a microdureza aumenta de forma mais gradual em direção à superfície, isto é, a medida que a penetração das indentações diminuem em relação à profundidade de camada.

Dos gráficos das figuras 4.23 a 4.24 (amostras polidas nitretadas com a mistura gasosa pobre em nitrogênio) é possível verificar que a microdureza superficial tende para valores altos na superfície em torno de 1400HK, resultando em gradientes de microdureza mais elevados nas temperaturas mais baixas de nitretação, especialmente, para a temperatura de 350°C.

A mistura pobre em nitrogênio apesar do muito menor potencial nitretante e dos menores percentuais de nitrogênio na camada nitretada pode produzir microdurezas superficiais no aço rápido similares a da mistura gasosa rica em nitrogênio ou até superiores, dependendo da temperatura de tratamento.

5.8 Comportamento Mecânico das Ferramentas Nitretadas

5.8.1 Testes Realizados com Ferramentas em Ambiente de Produção

Os resultados da Tabela 4. 6 demonstraram que existem boas possibilidades de ganho de vida útil das ferramentas de corte com a utilização da nitretação a plasma. Um primeiro

aspecto a ser ressaltado é que os resultados com a utilização da nitretação a plasma dependem de muitos fatores como o tipo de ferramenta, material a ser usinado e parâmetros de corte. Em segundo lugar, os resultados apresentados na Tabela 4. 6 não representam condições otimizadas de vida das ferramentas, já que não houve nenhuma interferência no processo de produção com tais ferramentas, como por exemplo a mudança de parâmetros de usinagem, a não ser o tratamento de nitretação a plasma das ferramentas, o qual certamente também não está otimizado para cada ferramenta em específico.

Em terceiro lugar, apesar dos resultados da Tabela 4. 6 demonstrarem o potencial da nitretação a plasma para a melhoria do desempenho de diferentes tipos de ferramentas de corte, eles não fornecem uma informação mais qualificada a respeito do comportamento das ferramentas. Isto se deve, principalmente, às dificuldades em se estabelecer um critério de fim de vida inequívoco em testes realizados em ambiente de produção e, ainda, em diferentes empresas.

Os critérios utilizados para o fim de vida de cada ferramenta foram baseados estritamente na experiência dos operadores e no julgamento pessoal que cada um faz das condições da ferramenta, decidindo se a mesma deve ser reafiada/trocada ou não. Em geral estes critérios envolvem fatores tais como: rugosidade, tolerância dimensional, aumento dos esforços de corte ou a observação de um desgaste excessivo da ferramenta. Entretanto em ambiente de produção, esta avaliação, muitas vezes, é feita de forma empírica, por exemplo, visualmente, por tato ou quando são sentidas modificações nos ruídos. Desta forma os valores apresentados na Tabela 4. 6 não são quantitativos e por isso pouco agregaria o conhecimento de todos os parâmetros de corte e a descrição completa de cada ferramenta. Por outro lado eles demonstram resultados positivos passíveis de serem alcançados em condições reais de uso, como as melhorias superiores a 200% no desempenho de alargadores e fresas “tipo fellows”.

5.8.2 Ensaio de Usinagem com Brocas Nitretadas

Os testes com brocas de furo de centro foram realizados para avaliar-se o comportamento das diferentes camadas nitretadas a plasma investigadas nesta tese. Para isso, as brocas foram nitretadas a plasma em condições similares às utilizadas para a nitretação das amostras cilíndricas. Os ensaios de furação forneceram informações sobre o comportamento

das camadas nitretadas nas condições severas de usinagem que ocorrem no processo de furação.

a) Caracterização das Brocas

Desde que escolheu-se trabalhar com brocas de qualidade industrial comum, um primeiro problema foi encontrado, a variabilidade na condição superficial das ferramentas antes do processo de nitretação. Conforme descrito no item 4.10.2, a análise destas ferramentas revelou as seguintes características: 1) material recalcado sobre os gumes e lascamentos; 2) alta rugosidade da superfície de saída (canais helicoidais); 3) variações da geometria das ferramentas.

Como importantes propriedades da superfície que interferem na resistência ao desgaste de uma ferramenta tem-se a rugosidade, a microdureza e a composição de fases. O conhecimento a respeito da influência das tensões residuais no comportamento em desgaste é, ainda muito pequeno, mas as tensões residuais certamente têm influência em diversos mecanismos de desgaste. As tensões residuais compressivas como as medidas nas pontas das brocas nitretadas (Figura 4. 63 e Figura 4. 64), teriam um efeito benéfico por impedir o crescimento de trincas, interferindo em processos de fadiga.

O jateamento prévio de algumas das ferramentas modificou o padrão de acabamento da superfície de saída, tornando o gume, embora menos afiado, mais resistente, devido a uma diminuição dos sulcos característicos desta região (Figura 4. 61). Além disso, embora sobre a aresta cortante, após jateamento, tenha sido medida uma rugosidade mais elevada, o jateamento realizado antes da nitretação foi capaz de eliminar o material recalcado sobre os gumes, o qual exerce uma influência negativa em relação à aplicação da maioria dos tratamentos superficiais [11]. O material recalcado sobre os gumes apresenta uma baixa resistência mecânica e quando a ferramenta entra em operação é arrancado dos gumes, deixando exposta uma região não tratada e, portanto, com características diferentes das adjacentes.

A análise dos esforços de furação e sua relação com o desgaste é de difícil realização, pois os esforços de furação são dependentes de fatores como: geometria da broca (diâmetro, ângulo de ponta, ângulo de hélice, etc.); parâmetros de corte (avanço, velocidade de corte, fluido de corte); material furado; condição de afiação do gume e material da broca. No caso de

brocas nitretadas, ocorre uma variação gradual nas propriedades do material da broca na região superficial tratada, ou seja, a dureza, as tensões residuais e as fases de nitretos e carbonitretos formadas se modificam em direção ao núcleo da peça. Assim, a utilização direta da taxa de aumento dos esforços de furação como uma medida do desgaste da broca se torna complexa, pois em uma análise quantitativa deveria ser levado em conta todos estes aspectos para comparar diferentes condições de nitretação. Mas, os esforços de furação podem, facilmente, fornecer informações qualitativas importantes sobre as propriedades do material, principalmente quando considerados juntamente com outros dados do desempenho da ferramenta.

Apesar das limitações impostas pela geometria das brocas à caracterização completa das camadas formadas através da análise direta nas ferramentas, pôde-se verificar que o estado superficial gerado nas brocas não está longe daquele investigado em maior detalhe nas amostras cilíndricas. Por exemplo, as medições de T. R. realizadas nas pontas das brocas nitretadas (Figuras 4.63 e 4.64) forneceram valores compressivos não muito diferentes dos valores encontrados na superfície das amostras cilíndricas. As profundidades de camada encontradas (Tabela 4. 7) e as características das camadas formadas, as quais foram investigadas por metalografia, foram similares as de amostras cilíndricas nitretadas a plasma.

Foi visto que a nitretação a plasma de amostras cilíndricas empregando a mistura gasosa de 76% vol. em N_2 levou a formação de uma z. de compostos de (carbo)nitretos $\epsilon\text{-Fe}_{2-3}(\text{C})\text{N}$ em todas as condições de tratamento, incluindo os diferentes tipos de superfície. As T. R. medidas na zona de compostos apresentaram valores em geral mais trativos com o aumento da temperatura de nitretação a plasma e conseqüentemente da espessura da z. de compostos.

Devido ao efeito do gradiente de nitrogênio que interfere nos valores de T.R. medidos, os valores reais estariam deslocados para valores mais trativos que os medidos. Acredita-se que as tensões compressivas medidas para baixas temperaturas seriam, apenas a expressão do gradiente de nitrogênio e na verdade tensões trativas estiveram presentes, mesmo nas temperaturas mais baixas de nitretação (item 5.4.1). Na z. de difusão, foram encontradas tensões residuais compressivas, mesmo após o cálculo das correções aos valores medidos devido ao gradiente de nitrogênio. Estas tensões compressivas superficiais apresentaram, para o caso de amostras polidas, um aumento com o aumento da temperatura de nitretação a plasma.

b) Ensaio de Furação

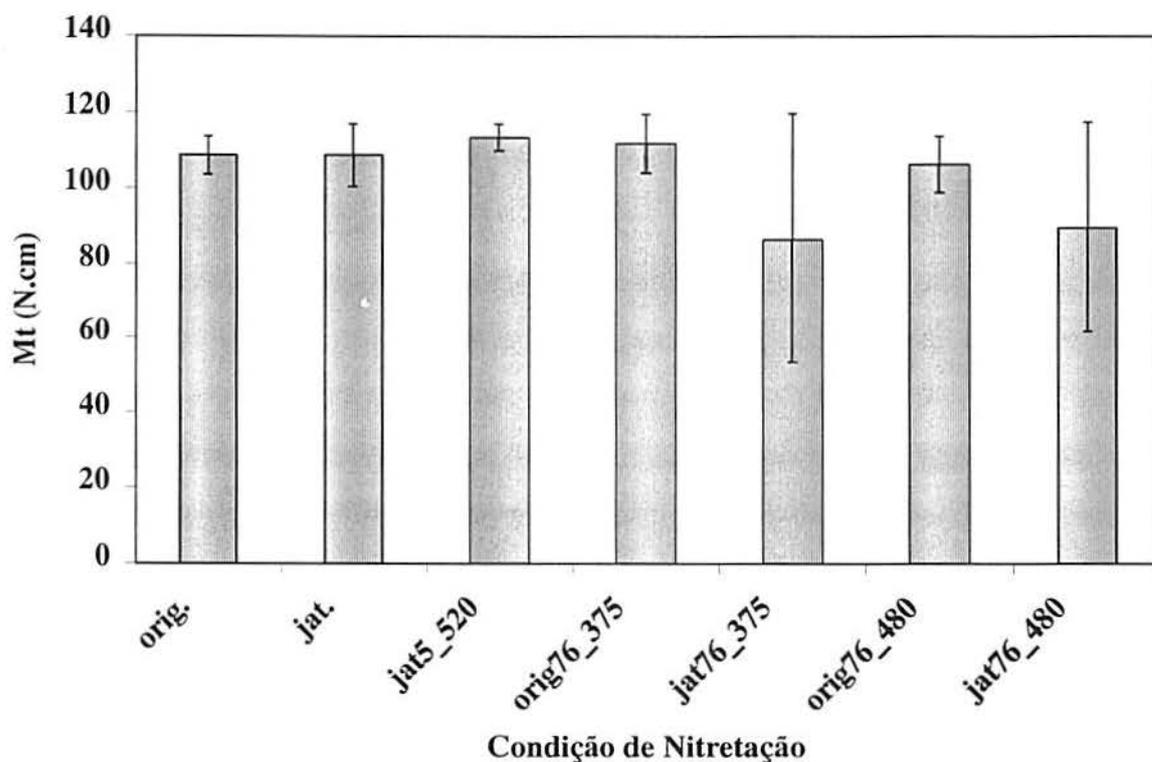


Figura 5. 11 Média dos momentos torçores (intervalo de 250 a 500 furos) de brocas em diferentes condições de tratamento superficial e os respectivos desvios padrões.

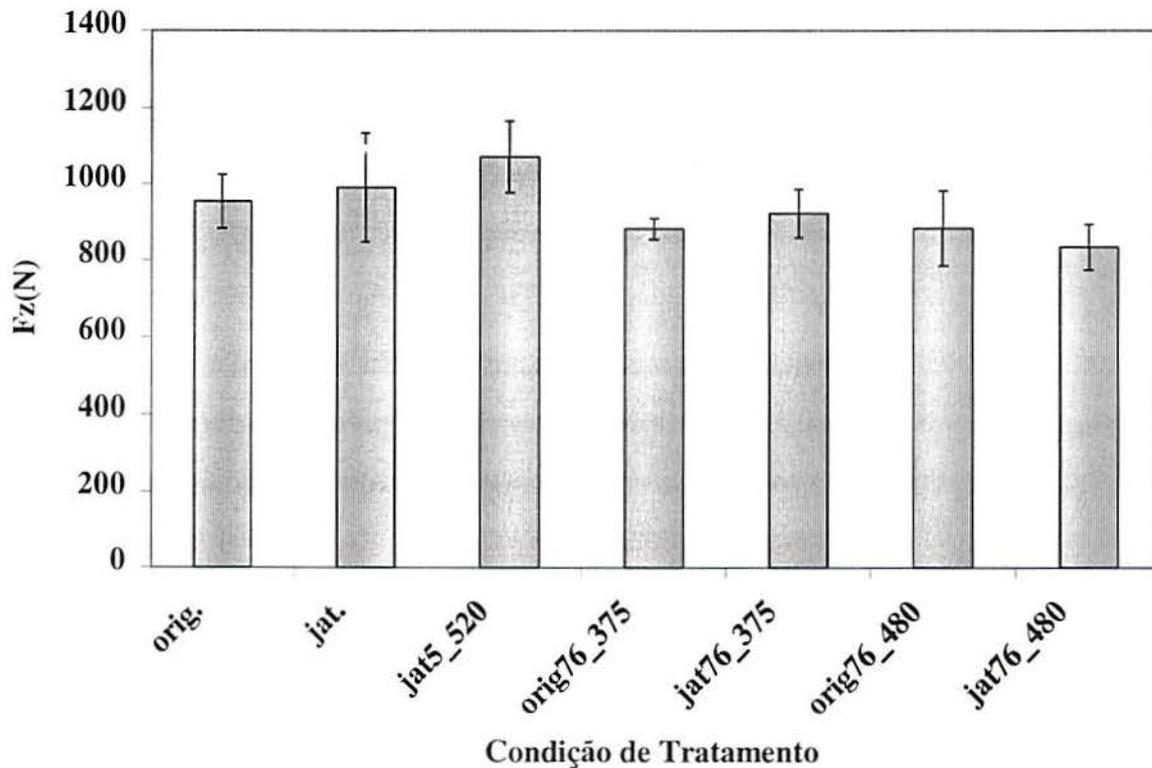


Figura 5. 12 Média das forças de avanço (intervalo de 250 a 500 furos) de brocas em diferentes condições de tratamento superficial e os respectivos desvios padrões.

As Figura 5. 11 e Figura 5. 12 sintetizam as medidas dos esforços de corte que foram apresentados nas figuras 4.68 a 4.71, mostrando os valores médios obtidos da execução dos furos de número 250 a 500 por brocas nitretadas em diferentes condições de nitretação (Tabela 4. 7), sendo que foram ensaiadas um mínimo de três ferramentas para cada condição de nitretação.

Inicialmente, pode-se avaliar o caso de ferramentas jateadas não nitretadas a plasma. O jateamento por si só (jat. nas Figuras 5.11 e 5.12) não modificou significativamente o valor médio dos esforços de furação em relação a condição de broca não jateada (orig. nas Figuras 5.11 e 5.12) e não nitretada, mas pode ser observado um pequeno aumento na dispersão (barra de erros). As brocas jateadas e nitretadas a plasma com a mistura gasosa de 76% vol. N₂ (maior potencial de nitrogênio), apresentaram uma redução em torno de 15% no momento torçor médio (Figura 5. 11) e uma redução em torno de 10% na força de avanço média (Figura 5. 12) em relação as condições de brocas não nitretadas (orig. e jat.). Já a condição de nitretação com a mistura pobre em nitrogênio (jat5_520) levou a uma variação muito pequena nas forças de avanço e momento torçor.

A dispersão observada nos resultados de brocas jateadas (Figuras 5.11 e 5.12) está, provavelmente, associada à variabilidade do estado das ferramentas antes da nitretação, o que pode ser visto da própria dispersão na rugosidade medida sobre os gumes após jateamento (item 4.10.1). De qualquer modo os resultados indicam que é possível obter-se menores esforços de corte com o jateamento prévio antes da nitretação a plasma com uma mistura rica em nitrogênio.

As brocas sem jateamento prévio, isto é, em estado original nitretadas com a mesma mistura rica em nitrogênio (orig76_375 e orig76_480), apresentaram uma redução somente da força de avanço e, quase, nenhum efeito no momento torçor em relação a condição original não nitretada. Isto pode ser entendido em termos da maior dependência da força de avanço com o gume transversal de corte que, por ser geometricamente mais robusto, se beneficia mais de uma camada endurecida (porém frágil) do que os gumes principais de corte. Como é mais difícil do gume transversal lascar, uma camada de difusão mais profunda e um fina zona de compostos (com baixo coeficiente de atrito) permitiriam a manutenção da aresta cortante por um tempo maior.

A principal contribuição para o momento torçor vem da interação do material da peça com as arestas principais (77 – 90%) [10]. Segundo a literatura os gumes principais de corte seriam mais susceptíveis a presença de material recalado e lascamentos, de modo que a aplicação do jateamento prévio eliminando o material recalado e, introduzindo tensões residuais compressivas na superfície, melhorou a condição destes gumes para a nitretação a plasma, observando-se na média uma redução do momento torçor em relação a condição de broca jateada não nitretada e mesmo em relação a condição original (broca não jateada e não nitretada).

Confirmando estes resultados, a análise do desgaste de flanco, Figura 4. 65, nos mostra que, no caso da ferramenta não jateada, a condição de nitretação em 76% vol. N₂ levou a um desgaste acentuado dos gumes principais logo nos primeiros 100 furos.

Pode ser visto da Figura 4. 71 que a força de avanço que no início do teste é sensivelmente menor para brocas jateadas e nitretadas com a mistura rica em nitrogênio sobe com uma taxa relativamente elevada, principalmente para a broca com menor espessura de camada total (jat76_375). O coeficiente de atrito mais baixo das fases de nitretos na superfície responderia pela diminuição da força de avanço no início do teste e a medida que a camada nitretada é desgastada as forças de avanço sobem rapidamente.

Apesar da diminuição do momento torçor para ferramentas jateadas e nitretadas com a mistura gasosa rica em nitrogênio, é visto dos gráficos de desgaste de flanco (Figura 4. 65) que estas não apresentaram um desempenho superior. A condição de nitretação que gerou o menor desgaste de flanco foi a de ferramentas jateadas (jat5_455) nitretadas com a mistura gasosa pobre em nitrogênio (as quais não possuíam uma zona de compostos na superfície), mesmo observando-se que não houve significativa redução nos esforços de corte.

A maior fragilidade da camada nitretada com a mistura gasosa de 76% vol. em N₂ nitrogênio, mesmo empregando-se temperaturas baixas de nitretação e a presença de tensões residuais trativas na zona de compostos são as possíveis causas do desempenho inferior desta condição de nitretação em relação a mistura de 5% vol. N₂. Por outro lado, a presença de uma região superficial mais rica em nitretos propiciou uma redução dos esforços de corte pela diminuição do coeficiente de atrito.

Em geral a utilização da mistura gasosa pobre em nitrogênio mostrou bons resultados, diminuindo o desgaste das ferramentas, embora não se tenha observado no caso da brocas de furo de centro ensaiadas uma redução dos esforços de corte. Estes resultados sugerem, como um caminho para a otimização do processo, a realização de testes utilizando misturas gasosas de concentração intermediária entre 5 e 76% de nitrogênio. A fim de gerar uma camada com tenacidade adequada e com potencial para a redução dos esforços de corte pela presença de uma maior quantidade de nitretos na superfície.

6 Conclusões

a) Propriedades de Amostras Nitretadas a Plasma - Influência dos Parâmetros de Nitretação a Plasma

Os resultados apresentados nesta investigação clarificaram que, dependendo do teor de nitrogênio na atmosfera gasosa utilizada para a nitretação a plasma, camadas nitretadas com e sem zona de compostos podem ser geradas na superfície do aço rápido AISI M2 para temperaturas variando de 350 a 500^oC.

Com a utilização da mistura gasosa de 5% de nitrogênio em hidrogênio para a nitretação a plasma do aço rápido AISI M2 nenhuma zona de compostos compacta é formada na superfície. A nitretação a plasma com esta mistura gasosa, comparada à nitretação a plasma com a mistura gasosa de 76% de nitrogênio, produz uma descarbonetação da região superficial. A profundidade da região descarbonetada aumenta com o aumento da temperatura de nitretação.

A nitretação a plasma com a mistura gasosa de 76% em volume de nitrogênio em hidrogênio gerou na superfície do aço rápido AISI M2 uma zona de compostos para todas as temperaturas de nitretação a plasma de 350 a 500^oC. A análise por difração de raios-X indicou que esta zona de compostos é constituída preponderantemente pela fase de carbonitretos do tipo $\epsilon\text{-Fe}_{2-3}(\text{C})\text{N}$, não sendo detectada a presença da fase de nitretos $\gamma'\text{-Fe}_4\text{N}$.

Após a aplicação de correções aos valores medidos devido à presença de um alto gradiente de concentração de nitrogênio na superfície, altas tensões residuais compressivas foram medidas na zona de difusão das amostras, tanto de amostras nitretadas com a mistura pobre quanto com a mistura rica em nitrogênio, aumentando com a temperatura. As tensões residuais compressivas na zona de difusão de amostras nitretadas com a mistura rica em nitrogênio, ou seja, que apresentam uma zona de compostos na superfície apresentaram valores ligeiramente menos compressivos que as amostras nitretadas com a mistura pobre em nitrogênio.

As medições de tensões residuais na zona de compostos de carbonitretos do tipo $\epsilon\text{-Fe}_{2-3}(\text{C})\text{N}$ indicaram uma grande variação de compressão para tração com o aumento da temperatura de nitretação a plasma (aumento da espessura da zona de compostos). Porém esta

variação seria a expressão do grande gradiente de composição química, e altas tensões residuais trativas estão presentes na fase de (carbo)nitretos $\epsilon\text{-Fe}_{2-3}(\text{C})\text{N}$ no caso investigado de nitretação a plasma de aços rápidos.

As diferentes densidades de corrente, resultantes de diferentes distribuições de amostras dentro da câmara de nitretação a plasma, variando de aproximadamente 1 até $10\text{mA}/\text{cm}^2$, não produziram diferenças significativas nas profundidades de camada total alcançadas. E, os parâmetros de maior influência na formação e crescimento das camadas nitretadas foram a temperatura e a composição da mistura gasosa na faixa de densidades de corrente empregadas.

b) Propriedades de Amostras Nitretadas a Plasma – Influência do Estado Superficial antes da Nitretação

Os diferentes tratamentos superficiais mecânicos aplicados as amostras antes da nitretação geraram condições significativamente diferentes das superfícies, as quais foram detectadas através da determinação dos perfis de tensões residuais. Com o lixamento e/ou jateamento das superfícies antes da nitretação, em geral foram detectadas tensões residuais compressivas significativamente superiores, presentes em profundidades também maiores. Em especial, o jateamento produziu uma tensão residual compressiva máxima abaixo da superfície e uma profunda camada compressiva, bem superior ao lixamento e polimento.

Os resultados encontrados demonstraram que o estado superficial antes da nitretação tem uma influência significativa sobre as características da camada nitretada. Da análise por GDOS de amostras nitretadas a plasma foram detectadas diferenças significativas na forma dos perfis de nitrogênio dependendo da condição superficial da amostra antes de nitretada a plasma (amostras polidas, lixadas e jateadas). Uma maior concentração de nitrogênio foi detectada junto à superfície para a condição de superfícies jateada e lixadas em relação a polida, no entanto observando-se profundidades similares de camada para a temperatura de nitretação a plasma de 400°C . Com o aumento da temperatura de nitretação observou-se uma menor menor profundidade de camada para amostras lixadas e jateadas, em especial para a amostra jateada. Este comportamento foi atribuído ao efeito das tensões residuais compressivas mais altas nas camadas superficiais de amostras lixadas e jateadas.

As tensões compressivas presentes na superfície antes da nitretação afetariam a difusão do nitrogênio, devido a diminuição dos espaços intersticiais no reticulado. Nas temperaturas de nitretação empregadas não é esperada relaxação significativa das tensões residuais geradas

pelo tratamento mecânico superficial prévio, tendo em vista a alta resistência do aço rápido nas temperaturas de nitretação. Assim acredita-se que as tensões residuais prévias foram altas o suficiente para exercerem uma influência direta na difusão. Paralelamente, o aumento de discordâncias na superfície devido a uma maior deformação plástica teria um efeito no sentido de promover o processo de saturação da superfície com nitretos.

Em amostras lixadas e jateadas não foi encontrado o mesmo comportamento em termos do aumento das tensões residuais compressivas na zona de difusão com o aumento da temperatura de nitretação a plasma o qual foi observado para amostras polidas. A variação nas tensões residuais compressivas após nitretação é influenciada pelo perfil de tensões residuais antes da nitretação, bem como pelas características específicas de um tipo de processo em relação ao modo como a deformação da superfície ocorre. As amostras jateadas em particular, apresentaram uma variação aproximadamente nula das tensões residuais medidas na superfície com a nitretação. Vários fatores poderiam estar contribuindo para este comportamento, como:

- a deformação superficial modificando a precipitação dos nitretos;
- superposição de tensões presentes antes da nitretação com tensões geradas durante a nitretação, atingindo o limite local de resistência do material nas condições de nitretação;
- a variação da resistência a deformação plástica em função de diferentes estados de tensões dentro do material para amostras jateadas;
- influência das tensões residuais e da densidade de discordâncias sobre a difusão do nitrogênio.

O completo entendimento dos mecanismos envolvidos, responsáveis pela pequena variação da tensões residuais em amostras jateadas após nitretação, necessita ainda de um aprofundamento das investigações com a utilização de técnicas como microscopia eletrônica de transmissão e medição de tensões residuais “in situ” durante o processo de nitretação a plasma.

c) Comportamento Mecânico das Ferramentas Nitretadas a Plasma

Observou-se que, no caso de ferramentas não jateadas, a condição de nitretação em 76% vol. N₂ levou a um desgaste acentuado dos gumes principais nos primeiros 100 furos. As

amostras nitretadas com esta mistura gasosa foram caracterizadas por apresentar tensões trativas na zona de compostos e a formação de uma rede de precipitados em contorno de grão na zona de difusão, fatores que aumentam a fragilidade da camada. Este caráter frágil das camadas produzidas pela nitretação com a mistura gasosa rica em nitrogênio associado a presença de material recalçado sobre os gumes são os responsáveis pelo pior desempenho destas ferramentas.

Aplicando-se o jateamento antes da nitretação com a mesma mistura gasosa rica em nitrogênio, observou-se um melhor desempenho. O jateamento antes da nitretação retirou o material recalçado recobrando as arestas de corte. Além disso, modificou a topografia na superfície de saída do cavaco e introduziu tensões residuais compressivas na superfície das ferramentas.

O emprego da mistura gasosa de 76% vol. N_2 associado ao jateamento prévio das ferramentas produziu em relação a ferramentas não nitretadas, uma redução no momento torçor médio e na força de avanço média. O emprego da mistura gasosa de 76% vol. N_2 a ferramentas não jateadas reduziu somente a força de avanço, em torno de 10%, para o mesmo intervalo de furação. A maior redução no entanto ocorre no início dos testes, e os esforços aumentam rapidamente com o aumento do número de furos executados devido ao desgaste da camada. A diminuição dos esforços de corte observada foi atribuída a diminuição do coeficiente de atrito pela maior concentração de nitretos na superfície com o emprego da mistura gasosa rica em nitrogênio na nitretação a plasma das ferramentas.

A mistura gasosa de 5% vol. N_2 , associada com o jateamento antes da nitretação, contribuiu na diminuição do desgaste de flanco. Esta condição de nitretação, 5% vol. N_2 e temperaturas baixas de nitretação, produziu uma zona de difusão com microdurezas superficiais elevadas, com altas tensões residuais compressivas na superfície e além disso ausência de precipitados em contorno de grão na zona de difusão. Estes fatores seriam os principais responsáveis pelo melhor desempenho destas ferramentas em termos da redução do desgaste de flanco. Entretanto não foi observada uma redução dos esforços de corte para esta condição, o que está relacionado a menor concentração de nitretos na superfície em relação à condição de nitretação com 76%vol. N_2 .

7 Sugestões para Trabalhos Futuros

- Identificação dos tipos de nitretos formados na zona de difusão de amostras com os diferentes tipos de tratamentos mecânicos superficiais, utilizando técnicas de difração de raios-X e microscopia eletrônica de transmissão.

- Medição de tensões residuais “in situ”. Medição por difração de raios-X durante o processo de nitretação a plasma do aço rápido.

- Estudo mais específico sobre a influência de diferentes composições gasosas utilizadas na nitretação a plasma na resistência ao desgaste e tenacidade da camada nitretada e os efeitos sobre a redução dos esforços de corte.

- Investigar a influência dos parâmetros de corte no desempenho de ferramentas nitretadas através da realização de ensaios de usinabilidade com uma ferramenta de geometria mais simples.

Apêndice I

Descrição do Equipamento

O reator de nitretação a plasma é mostrado na Figura 8. 1. A única fonte de aquecimento utilizada neste equipamento é o plasma, ou seja, através do bombardeamento da superfície pelas partículas do plasma (íons, e átomos excitados do gás de processo) as peças atingem a temperatura desejada.

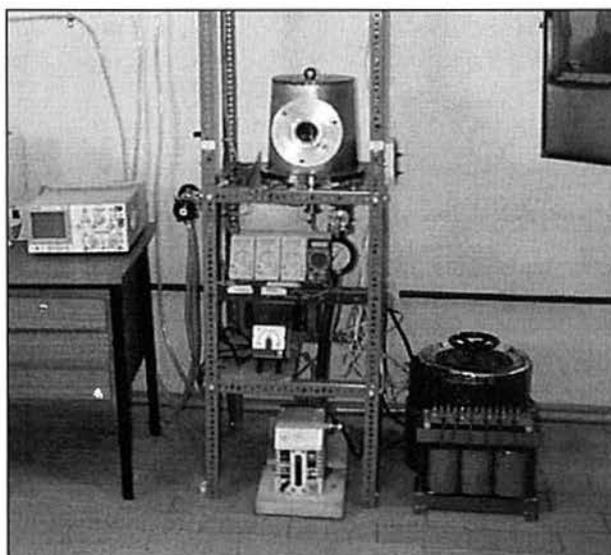


Figura 8. 1 - Reator de nitretação a plasma construído no laboratório (capacidade de 12 litros).

A seguir são descritas as principais partes que compõem o reator de nitretação a plasma: (1)câmara de reação; (2)sistema de vácuo e de gases; (3)fonte de potência; (4)instrumentação.

1) Câmara de Reação

Casco de aço inoxidável austenítico (utilizado como ânodo), possui uma janela para visualização da carga, conexões com válvulas, passadores para termopares, suporte para as peças (também é o passador de potência) conectado ao polo elétrico negativo. A câmara possui ainda conexões para a bomba mecânica e sensores de controle da pressão (Pirani e manômetro tipo capsula).

2) Sistema de Evacuação e de Gases

O sistema possui uma bomba mecânica rotativa de duplo estágio (Leybold) com velocidade de 8m³/h que efetua o bombeamento contínuo dos gases da câmara durante todas

as fases do processo. Iniciando da pressão atmosférica é atingida uma pressão de base em torno de 10^{-2} mbar, após aproximadamente 4 minutos de bombeamento. Os gases empregados durante o processo são o hidrogênio e o nitrogênio.

Na nitretação foram utilizadas duas composições de gases, fornecidas já misturadas em cilindros sob pressão, sendo que a mistura de composição em volume de 76% de N_2 (nitrogênio) com H_2 (hidrogênio) em balanço corresponde a uma mistura gasosa comercialmente conhecida como “gás marrom” e a mistura de 5% de N_2 com H_2 em balanço foi produzida sob encomenda. Além destas duas misturas também dispõe-se do gás hidrogênio para a etapa de limpeza. A pressão de trabalho é mantida constante em cada fase do processo (neste trabalho em 0,5mbar na fase de limpeza e em 5mbar durante a fase de nitretação). A pressão é regulada no início de cada fase, manualmente, através de válvulas tipo agulha (Edwards LV10K) na entrada dos gases.

3) Fonte de Potência

A fonte de potência fornece ao sistema uma tensão, apresentando uma forma retificada não filtrada com uma frequência de 120Hz. O controle do nível de tensão aplicado entre cátodo e ânodo é efetuado através de um variador de tensão eletromecânico.

4) Instrumentação

O processo de nitretação a plasma é monitorado em todas as suas etapas; evacuação, limpeza, aquecimento, nitretação e resfriamento (Figura 8. 2). Os principais parâmetros controlados são: pressão de base, pressão da mistura gasosa no interior da câmara, tensão elétrica aplicada entre cátodo (peças) e ânodo (carcaça), corrente e temperatura das peças. Para o monitoramento do vácuo e das pressões mais baixas, geralmente empregadas durante a limpeza em hidrogênio, são utilizados sensores Pirani ($1 - 10^{-3}$ mbar). Já para a monitoração da pressão durante a nitretação é empregado um manômetro de diafragma tipo cápsula (1 a 25mbar).

A temperatura é medida utilizando-se termopares tipo K (cromel-alumel) inseridos em furos nas peças sendo nitretadas. Normalmente uma "peça falsa", ou seja, uma peça com a mesma forma geométrica das peças sendo nitretadas e posicionada de tal forma que sua temperatura represente a temperatura das peças sendo tratadas (levando-se em conta que as peças trocam calor por radiação entre si e com as paredes da câmara) é usada para o controle.

Preparação das Peças para a Nitretação a Plasma

Antes da nitretação as superfícies das peças (amostras ou ferramentas) e as próprias paredes do reator devem estar livres de graxas, óleos e óxidos com vistas a uma boa evacuação (pressão de base), evitar a contaminação do gás de tratamento, e garantir a eficiência do processo no que se relaciona as interações com a superfície das peças. Assim, as superfícies de amostras e peças são protegidas contra a oxidação e, pouco antes da nitretação, desengraxadas, limpas e secas. O desengraxe é realizado em um banho de acetona em agitação ultra-sônica.

Procedimentos Durante o Processo de Nitretação a Plasma

O controle do processo foi efetuado manualmente. As curvas típicas para a variação dos parâmetros durante o processo de nitretação a plasma realizado são mostradas na Figura 8. 2.

As peças são colocadas no interior do reator e os termopares conectados. Então é efetuada a evacuação do sistema, quando deve-se atingir uma pressão em torno de 5×10^{-2} mbar.

A próxima etapa consiste na limpeza superficial em hidrogênio (etapa A na Figura 8. 2) numa pressão de 0,5mbar dentro do reator. A fonte de potência é então ligada, e a tensão aplicada entre ânodo (carcaça do reator) e cátodo (suporte e peças) aumentada gradualmente até 720V através do variador de tensão eletromecânico. Um plasma de hidrogênio é formado e para estes parâmetros as peças são pré-aquecidas até temperaturas de 80-150⁰C, este processo é executado por um tempo de 30 minutos.

Após esta etapa de limpeza, a tensão é reduzida a zero e o fluxo de hidrogênio interrompido, extinguindo-se o plasma e executando-se uma nova evacuação da câmara. Então a mistura gasosa de processo (neste trabalho 5% ou 76% em volume de nitrogênio e hidrogênio em balanço) é admitido em fluxo suficiente para manter a pressão de nitretação desejada. A tensão é aumentada até a formação do plasma e, a partir daí, procede-se um incremento gradual da tensão para evitar a formação de arcos elétricos, e obter o aquecimento das peças até a temperatura de tratamento (etapa B na Figura 8. 2).

A etapa C na Figura 8. 2 é iniciada quando atingida a temperatura de nitretação desejada e a tensão e temperatura são mantidas estáveis.

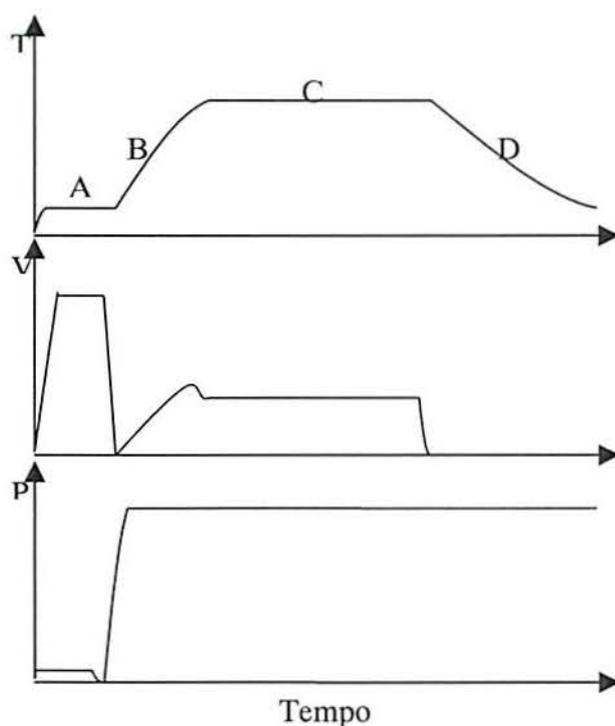


Figura 8. 2 Curvas esquemáticas da temperatura, tensão e pressão gasosa (primeiro, segundo e terceiro gráficos de cima para baixo, respectivamente) durante o processo, mostrando as diferentes fases: A- Limpeza; B- Aquecimento; C- Nitretação; D- Resfriamento.

O tempo de tratamento é contado a partir do momento em que a temperatura de nitretação é alcançada. Neste trabalho, ficou em torno de 8-10 minutos dependendo das condições de nitretação. A partir deste ponto a pressão e a temperatura devem permanecer constantes (etapa C na Figura 8. 2).

A última etapa de tratamento consiste no resfriamento das peças (etapa D na Figura 8. 2), o qual é efetuado desligando a fonte de potência (extinguindo-se o plasma) e mantendo a mesma pressão no interior da câmara, até atingir temperaturas baixas o suficiente para que a câmara possa ser aberta sem riscos de oxidação das peças, tipicamente em torno de 100^oC. Todos os tratamentos foram realizados empregando-se um resfriamento lento desde a temperatura de nitretação até a temperatura ambiente.

Referências Bibliográficas

- 1 WENDELL, C.B., “Metallurgical Factors Affecting the Service of Tool Steels”, Metal Treating, (1968-1969), p. 32-39.
- 2 Ausscheidungsatlas Der Stähle – Atlas of Precipitates in Steels, Verlag Stahleisen GmbH, Düsseldorf, (1983), p.153-159.
- 3 TRENT, E.M., Metal Cutting, 1ª edição, Butterworth & Co. Ltd., Londres- Inglaterra, (1977).
- 4 STEEMER, G.E., Ferramentas de Corte: ferramentas simples de toronar, 2ª edição, Editora da UFSC, Florianópolis, Brasil, (1989).
- 5 SWINEHART, H.J., Cutting Tool Material Selection, American Society of Tool and Manufacturing Engineers - ASTME, Michigan, p.14-16; 56-58, (1968).
- 6 RICE, S.L., “A Review of Wear Mechanisms and Related Topics”.
- 7 SCOTT, D., Treatise On Materials Science And Technology, vol. 13-Wear, Academic Press, Nova York, 1979.
- 8 FANG, X.D., “Experimental investigation of overall machining performance with overall progressive tool wear at different tool faces”, *Wear*, vol.173, (1994), p. 171-178.
- 9 STEMMER, G.E., Ferramentas de Corte II: Brocas, Alargadores, ferramentas de roscar, fresas, brochas, rebolos, abrasivos, editora da UFSC, (1992).
- 10 FERRARESI D., Fundamentos da Usinagem dos Metais, vol. 2, 3ª edição, ABM-São Paulo, (1975)
- 11 BRADBURY, S.R., LEWIS, D.B., SARWAR, M., “The effect of product quality on the integrity of advanced surface engineering treatments applied to high speed steel circular saw blades”, *Surface and Coatings Technology*, vol. 85, (1996), p. 215-220.
- 12 LEWIS, D.B., BRADBURY S.R., SARWAR M., “Effect of substrate surface preparation on the performance and life of TiN-coated high speed circular saw blades”, *Surface and Coatings Technology*, vol. 82, (1996), p. 187-192.
- 13 GELLER, YU., Tool Steels, MIR Publishers Moscow,1978. (Traduzido do Russo por V.V. Afanasyev).
- 14 HOYLE, G. High Speed Steels, Butterworth and Co. Ltd., Londres- Inglaterra, (1988).
- 15 EDWARDS, R., Cutting Tools, The Institute of Materials, Londres- Inglaterra,(1993), p. 36-49.
- 16 EDENHOFER, B., “Physical and Metallurgical Aspects of Ionitriding”, *Heat Treatment of Metals*, (1974), p. 23-28.
- 17 MALISKA, A.M., Influência de Elementos de Liga e do Oxigênio no Processo de Nitretação por Plasma em Aços Sinterizados: Florianópolis, (1995), Tese de Doutorado, Curso de Pós Graduação em Engenharia Mecânica, UFSC.
- 18 ASM Committee on Gas Carburizing – Case Hardening of Steel, ASM Metals Handbook, Vol. 2., 8ª edição.
- 19 SANTOS, C.A. & BAUMVOL, I.J.R., “Nitriding of steels: Conventional processes and ion implantation”, IV International Conference on Ion Implantation: Equipment and Techniques, Berchtesgaden, Alemanha, setembro (1982), p. 347-356.

- 20 CHIAVERINI, V., Aços e Ferros Fundidos, 5ª edição., ABM, (1984), p. 134.
- 21 EDENHOFER B, BEWLEY TJ, “Low temperature ionitriding: nitriding at temperatures below 500 °C for tools and precision machine parts”, *Heat Treatment’76*, (1976.9), p. 7-13.
- 22 JACK, KH, “The iron nitrogen system: the crystal structures of ϵ -phase iron nitrides”, *Acta Crystallografica*, vol. 5, (1951), p 404-411.
- 23 DOS SANTOS, C.A., Projeto Nitretação Iônica, (1989).
- 24 EDENHOFFER, B., “Physical and metallurgical aspects of ionitriding Part 2”, *Heat Treatment of Metals*, vol. 2, (1974), 59-67.
- 25 THELNING, K. E., Steel and its Heat Treatment, Bofors Handbook, 1ª Edição, (1975).
- 26 MEIJERING JL, *Adv. in Mater. Res.* 15 (1971) 1, Nova Iorque.
- 27 KARAMIS, M.B., “Some effects of the plasma nitriding process on layer properties”, *Thin Solid Films*, vol. 217, (1992), p. 38-47.
- 28 SPALVINS, T., “Frictional and structural characterization of ion-nitrided low and high chromium steels”, *J. Vac. Sci. Technol.*, vol. A3(6), (1985), p. 2329-2333.
- 29 LIGHTFOOT, B.J. AND JACK, DH., “Kinetics of nitriding with and without White-layer formation, *Source Book on Nitriding*”, American Society for Metals, Ohio, (1977), p. 248-254.
- 30 ASM Handbook, vol. 2: Heat Treating, 10ª edição, Metals Park, Ohio, EUA, (O’BRIEN, J.M., GOODMAN, DAN “Plasma (Ion) Nitriding”), pg. 420-424.
- 31 SMALLMAN, R.E., Modern Physical Metallurgy, 2ª edição, Butterworths, London, (1963).
- 32 HOFFMANN F., “Mikrostruktur und Schwingfestigkeit von CK45 nach kombinierter mechanischer und thermochemischer Randschichtverfestigung”, *VDI Verlag*, Nr. 123, (1987).
- 33 REED HILL, R. E., Princípios de Metalurgia Física
- 34 SHEWMON, P., Diffusion in Solids, The Minerals, Metals & Materials Society, (1989), p.30.
- 35 HOLLAHAN, J. R., BELL, T. A., Techniques and Applications of Plasma Chemistry, John Wiley & Sons, (1974).
- 36 CHAPMAN B. N., Glow Discharge Processes – Sputtering and Plasma Etching, John Wiley & Sons, (1980).
- 37 ALVES JR., C., RODRIGUES, J.A., “Nitretação de aços assistida por plasma (variabilidade de uso para as indústrias nacionais)”, *Metalurgia*, ABM, vol. 47, N° 398, (1991).
- 38 KÜNPPPEL, H. ET AL, “Nitriding of steel in a glow discharge (German)”, *Stahl u. Eisen* 78 (1958), p. 1871 – 1880.
- 39 WILHELMI, H., STRÄMKE, S., POHL, H. C., “Nitriding with a pulsed glow discharge” (German), *Härtereitechn. Mitt.* 37 (1982) H. 6, p. 263-269.
- 40 MARCINIAK, A., KARPINSKI, T., “Heat and mass transfer during high current glow discharge nitriding”, *Industrial Heating*, Outubro, (1982), p. 16-20.
- 41 EDENHOFER, B., “Progress in the control of Plasmanitriding and – Carburizing for better layer Consistency and Reproducibility”, *Proceedings of the First International Conference on Plasma Surface Engineering*, Garmisch-Partenkirchen, Alemanha, (1988), 257-259.
- 42 RUSSET, C., “The Influence of Pressure on Temperature Uniformity in the Plasma Nitriding Process”, *Heat Treatment of metals*, (1991.3), pp. 81-84.
- 43 GRÜN, R., GÜNTHER, H.J., “Plasma Nitriding in industry-problems, new solutions and limits”, *Material Science and Engineering*, vol. A140, (1991), p. 435-441.

- 44 HOMBECK, F., WOPPEL, W., REMBGES, LEVERKUSEN, "Plasma (Ion)nitriding and Plasma (Ion)nitrocarburizing. Its Units and its Applications", Proceedings of the First International Conference on Plasma Surface Engineering, Garmisch-Partenkirchen, Alemanha, (1988), p. 277-287.
- 45 KWON, S.C., PARK, M.J., BAEK, W.S., LEE, G.H., "Geometric Effect of Ion Nitriding on the Nitride Growth Behavior in Hollow Tube", Journal of Materials Engineering and Performance, vol. 1, (1992), p. 353-358.
- 46 JINDAL, P.C., "Ion nitriding of steels", J. Vac. Sci. Technol., vol. 15(2), (Março/Abril 1978), p. 313-317.
- 47 ROCHA, A.S., KUNRATH A.O., STROHAECKER, T.R., "Efeitos de corrosão em aços 1045 nitretados a plasma", Anais das Jornadas SAM 95, Cordoba-Argentina, (1995), p. 121-124.
- 48 SUN, Y., LUO, N., BELL, T., "Three-Dimensional Characterisation of Plasma Nitrided Surface Topography", Surface Engineering, vol. 10, N^o4, (1994), p. 279-285.
- 49 PIZZOLATTI, J., Nitretação de Substratos Ferrosos e Aços em Descargas Elétricas: Porto Alegre, (1988), Dissertação de Mestrado, Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica - PROMEC, UFRGS.
- 50 BELL, T., LOH, N.L., "The Fatigue Characteristics of Plasma Nitrided Three Pct. Cr-Mo Steel", J. Heat Treating, ASM, Vol. 2, N^o 3, (Junho 1982).
- 51 STRAFFELINI, G. MOLINARI, A., TESI, B., BACCI, T., "Influence of plasma nitriding on rolling-sliding wear of Fe-Mo sintered steels", Material Science and Technology, vol. 11, (Abril 1995), p. 351-356.
- 52 KARAMIS, M.B., "Tribological behaviour of plasma nitrided 722M24 material under dry sliding conditions", Wear, vol. 147, (1991), p. 385-399.
- 53 SUN, Y., DEARNLEY, P.A., MATTHEWS, A., BELL, T., "A Preliminary Investigation of the Wear Behaviour of Plasma Nitrided 722M24 Steel under Applied Rolling-Contact Traction", artigo apresentado no IPAT 87 – Brighton, Inglaterra, (Maio 1987), p. 234-241.
- 54 BELL, T., SUN, Y., "Load Bearing Capacity of Plasma Nitrided Steel under Rolling-Sliding Contact", Surface Engineering, vol. 6, N^o2, (1990), p. 133-139.
- 55 BARRALIER L., SOTO R., SPRAUEL J.-M., CHARAI A., "X-Ray and Transmission Electron Microscopy Investigation of Strain in a Nitrided Steel: No Evidence of Plastic Deformation", Metallurgical and Materials Transactions A, vol. 28A, (1997), p. 851-857.
- 56 ROBERTS G.A., HAMAKER JR J.C., JOHNSON A.R., Tool Steels, American Society for Metals, 3^a edição, (1962), p. 678-729.
- 57 MICHALSKI J., LUNARSKA E. WIERZCHON, T., ALGHANEM S., "Wear and corrosion properties of TiN layers deposited on nitrided high speed steel", Surface and Coatings Technology, vol. 72, (1995), p. 189-195.
- 58 TIER, M.A.D., Estudo do Processo de Nitretação em Ferramentas de Aços Rápidos: Porto Alegre, (1994), Dissertação de Mestrado, Programa de Pós Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgia e de Materiais, UFRGS.
- 59 ZLATANOVIC, M., MÜNS, W.D., "Wear Resistance of Plasma-Nitrided and Sputter-Ion Plated Hobs", Surface and Coatings Technology, vol. 41, (1990), p. 17-30.
- 60 FOX-RABINOVICH G. S., KOVALEV A. I., AFANASYEV S. N., "Characteristic features of wear in tools made of high-speed steels with surface engineered coatings I. Wear characteristics of surface engineered high-speed steel cutting tools, Wear, vol. 201, (1996), p. 38-44.

- 61 SMITH A.P., GANE N., “The Coating of High Speed Steel Tools by Ion Nitriding”, Australian Conference on Manufacturing Engineering, (Agosto-1977), p. 17-19.
- 62 BÉJAR M., VRANJICAN N., “On the life of an ion-nitrided HSS cutting tool”, Journal of Materials Processing Technology, vol. 35, (1992), p. 113-119.
- 63 ROCHA A. S., Estudo da nitretação iônica aplicada aos aços rápidos: Porto Alegre, (1996), Dissertação de Mestrado, Programa de Pós Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGEM, UFRGS.
- 64 PESSIM, M. A., ROCHA, A. S., TIER, M. D., STROHAECKER, T. R., “Estudo da Influência da pressão gasosa no processo de nitretação a plasma para o aço ABNT M2”, Anais do II CONGRESSO INTERNACIONAL DA ABM, São Paulo, 1997.
- 65 ROCHA, A. S., WOLFART JR. M., ANTÔNIO, C. A. V.,STROHAECKER, T.R., “Nitretação a Plasma de Aços-Ferramenta”, Anais do II Congresso Internacional da ABM, São Paulo, (1997).
- 66 ANTÔNIO, C. A. V., ROCHA, A. S., STROHAECKER, T. R., “Nitretação a plasma do aço baixo carbono ABNT 1020/8620”, Anais do II Congresso Internacional da ABM, São Paulo, (1997).
- 67 WOLFART JR., M., ROCHA, A. S., STROHAECKER, T. R., HIRSCH, T., “Nitretação Iônica de Aço Ferramenta para Trabalho a Frio - AISI D6”, Anais da Conferência Técnica Internacional sobre Tecnologia de Fios e Arames, São Paulo, (1997).
- 68 ROCHA, A. S. WOLFART JR., M., REZENDE, G., STROHAECKER, T.R., “Estudo da Nitretação por Plasma aplicada aos Aços Rápidos para ferramentas de corte”, Anais do CONAMET IX E IBEROMET IV, Santiago, (1996),. p.237-248.
- 69 WOLFART JR., M., ROCHA, A. S., PIMENTA, M. D., STROHAECKER, T. R., “Nitretação Assistida por Plasma do Aço para Trabalho a Frio AISI D6”, Anais do CONAMET IX E IBEROMET IV, Santiago Chile, (1996), p.251-263.
- 70 ROCHA, A. S., KUNRATH, A. O., TIER, M. D., WOLFART JR., M., STROHAECKER, T. R., “A Nitretação Iônica Empregada em Aços Rápidos”, Anais do 11o Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, Águas de São Pedro, (1994), p.23-26.
- 71 Rocha, A. S., WOLFART JR., M., STROHAECKER, T. R., KUNRATH, A. O., “Estudo da Nitretação Iônica aplicada ao Aço para Ferramentas de Corte AISI M2”, Egatea, v.23, (1995), p.35-42.
- 72 RICKERBY, D.S., MATTHEWS A., Advanced Surface Coatings: a Handbook of Surface Engineering, Chapman and Hall, Nova Iorque, p. 314-318.
- 73 WEISS, Z, MARSHALL, K., “Elemental depth profiling of coated and surface-modified materials by GD-OES: hard coatings on cutting tools”, Thin Solid Films, vol. 308-309, (1997),p. 382-388.
- 74 BELL, T., SUN, Y, “Glow Discharge Depth Profiling- A Powerful Analytical Technique In Surface Engineering”, 5th Int. Sem. Heat. Treat. Surf. Eng., IFHT, Isfahan, ERAN, (26-28 de Setembro de1995).
- 75 ROSE, ECKHARD, MAYR, P., “Analysis of Nitrogen-Ifluenced Surface Near Zones of Ferrous Materials by Glow Discharge Spectroscopy (GDOS)”, Mikrochim. Acta [Wien], I, (1989), p. 197-212.
- 76 HAUK, V., Structural and residual stress analysis by nondestructive methods: evaluation, application, assessmen, Elsevier , (1997).
- 77 LU JIAN, Handbook of Measurement of Residual Stresses, Society for Experimental

Mechanics, Fairmont Press, Inc., (1996).

78 JAMES M. R., COHEN J. B., The Measurement of Residual Stresses by X-Ray Diffraction Techniques, Academic Press Inc., (1980).

79 ROCHA, A. da S., STROHAECKER T., TOMALA V., HIRSCH T., “Microstructure and residual stresses of a plasma-nitrided M2 tool steel”, *Surface and Coating Technology*, vol. 115, (1999), p. 24-31.

80 HIRSCH, T., Origin, Measurement and Effects of Residual Stresses in Metallic Materials, Polígrafo curso de extensão UFRGS – Departamento de Metalurgia, (Março-Abril 1999).

81 ROZENDALL H.C., The Influence of Nitriding on the Microstructure and Stress State of Iron and Steel, Tese de Doutorado, Technical University of Delft, (1985).

82 NAUMANN, K. e LANGENSCHIED, G., *Archiv für das Eisenhüttenwesen*, (1965), vol. 36, p. 677.

83 MITTEMEIJER, E. J., *Härt. Tech. Mitt.*, 36 (1981) 57.

84 J. T. Stanley, “The Effect of Irradiation on Precipitation of Nitrides in Iron Diffusion in Body-Centered Cubic Metals”, *Conference on Diffusion in Body-Centered Cubic Materials*, Gatlinburg, Tennessee, (16 a 18 de Setembro de 1964), p. 349-355.

85 GERASIMOV, S.A., ELISEEV É.A., KUCHERYAVYI, V.I., KARPUKHIN S.D., NEKRASOV V.K., “Effect of Prior Surface Plastic Deformation on the Structure and Contact Durability of Nitrided Steel 16Kh2N3MFBA Yu-Sh (VKS-7)”, *Metal Science and Heat Treatment*, vol. 36, N^o. 5-6, (1994), p. 268-272.

86 ZOLOT’KO, V.A., “Formation of diffusional layers in the ionic nitriding of deformed steel”, *Russian Metallurgy*, N^o 5, (1998), p. 105-110.

87 SMITH, A. P., GANE, N., *Australian Conference on Manufacturing Engineering*, (1977), p. 207.

88 CELIK, A., KARADENIZ, S., *Surface and Coating Technology*, vol. 80, (1996), 283.

89 KLÜMPLER-WESTKAMP, H., HOFFMANN, F. e MAYR, P., *Härt. Tech. Mitt.*; 44 (1989) 4; p. 346.

90 DU H, AGREN J, “Gaseous Nitriding Iron – Evaluation of diffusion data in γ' and ϵ phases”, *Z. Metallkd.* 86 (1995) 8, p. 522-529.

91 EDENHOFER B, “Production and structure of highly ductile plasmanitrided layers without a white layer”, *Heat Treatment'79* (1979).

92 TREJO-LUNA R ET AL, “Some features of low temperature ion nitriding of steels”, *Scripta Metallurgica*, vol. 23, (1989), p 1493-1496.

93 NEMENYI, R., BENNET, G., Controlled Atmospheres for Heat Treatment, Pergamon Press, Oxford (1984)

94 MRIDHA, S. e JACK, D., “Characterization of nitrided 3% chromium steel”, *Metal Science*, vol. 16, (Agosto-1982), 398- 404.

95 Thermodynamic Properties of Minerals and Related Substances at 298.15 K and 1 Bar Pressure and at High Temperatures, *Geological Survey Bulletin*, (1979), p.1452.