



**UNIVERSIDADE TECNOLÓGICA FEDERAL DO PARANÁ**  
**CAMPUS DE CURITIBA**  
**DEPARTAMENTO DE PESQUISA E PÓS-GRADUAÇÃO**  
**PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA**  
**E DE MATERIAIS - PPGEM**

**AVALIAÇÃO DO EFEITO DE DIFERENTES ETAPAS  
DE PROCESSAMENTO DE MOLDES DE INJEÇÃO  
NA MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES DO AÇO  
AISI H13**

**José Luiz Sansone**

**Curitiba/PR**  
**Março de 2010**

# **Livros Grátis**

<http://www.livrosgratis.com.br>

Milhares de livros grátis para download.

**UNIVERSIDADE TECNOLÓGICA FEDERAL DO PARANÁ  
CAMPUS DE CURITIBA  
DEPARTAMENTO DE PESQUISA E PÓS-GRADUAÇÃO  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA  
E DE MATERIAIS - PPGEM**

**AVALIAÇÃO DO EFEITO DE DIFERENTES ETAPAS  
DE PROCESSAMENTO DE MOLDES DE INJEÇÃO  
NA MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES DO AÇO  
AISI H13**

**José Luiz Sansone**

Projeto de dissertação apresentado como requisito parcial à obtenção do título de Mestre em Engenharia, do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica e de Materiais do Departamento de Pesquisa e Pós-Graduação da Universidade Tecnológica Federal do Paraná - UTFPR.

**Orientador:** Giuseppe Pintaúde, Dr.

**Co-orientador:** Carlos H. da Silva, Dr.

**Curitiba/ PR  
Março de 2010**

**TERMO DE APROVAÇÃO**

**JOSE LUIZ SANSONE**

# **AVALIAÇÃO DO EFEITO DE DIFERENTES ETAPAS DE PROCESSAMENTO DE MOLDES DE INJEÇÃO NA MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES DO AÇO AISI H13**

Esta Dissertação foi julgada para a obtenção do título de mestre em engenharia, área de concentração em engenharia de manufatura, e aprovada em sua forma final pelo Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica e de Materiais.

---

Prof. Giuseppe Pintaúde, Dr.Eng.  
Coordenador de Curso

## **Banca Examinadora**

---

Prof. Paulo V. P. Marcondes, Dr.Eng.  
UFPR

---

Prof. Carlos H. da Silva, Dr.Eng.  
UTFPR

---

Prof. Julio Cesar K. das Neves, Dr.Eng.  
UTFPR

---

Prof. Giuseppe Pintaúde, Dr.Eng.  
UTFPR

**Curitiba, 11 de março de 2010**

**DEDICATÓRIA**

Aos meus pais Nicola e Antonietta Sansone (*in memoriam*), a minha sogra Maria Costa do Nascimento e em especial a minha esposa Maria do Carmo do Nascimento Sansone e aos filhos, Anne Caroline e Victor Hugo pela compreensão, apoio e dedicação constante. As minhas irmãs Marina e Madalena, ao meu cunhado Marcos e meu sobrinho Mauricio, pelo grande apoio, em São Paulo.

## **AGRADECIMENTOS**

Ao meu orientador Professor Dr. Giuseppe Pintaúde e ao meu Co-orientador Dr. Carlos Henrique da Silva, agradeço pelo compromisso assumido, pelo empenho dedicado a conclusão desse trabalho.

À instituição Universidade Federal Tecnológica do Paraná, UFTPR, que disponibilizou a estrutura para pesquisas e os seus professores para consultas e orientações. Fiz um círculo de amizades que jamais vou esquecer e que sempre estarão na minha retina, os Drs. Ossimar Maranhão, Daniel Hioki, Milton Luiz Polli, Paulo André de Camargo Beltrão, Carlos Cziulik, Paulo Cesar Borges, Marcio Mafra, Julio Cesar Klein das Neves, Silvio Luiz de Melo Junqueira, Cássia Maria Lie Ugava, Lívia Mari Assis, Carla Cristina Amodio Estorilio, Márcia Silva Araujo, Jucélio Tomas Pereira, Marcos Flavio de Oliveira Schiefler Filho, Eduardo Mauro Nascimento, Ricardo Fernando Reis, Cristiano Brunetti, esse time soube me cativar. Aos estagiários que me ajudaram, Marina, Danilo, Adriano, Roberto. Aos amigos peruanos mestrandos de Medellín, Jairo, Juan e Luis, que também nos ajudaram muito.

A instituição Universidade Federal Tecnológica do Paraná campus de Ponta Grossa- Pr, ao apoio na figura do Coordenador de Eng. Mecânica, Prof. Irapuã Santos.

Ao IFAM na figura do Drs. Vicente e Pinheiro e a todos os amigos que tenho nesta instituição, que sempre busca o melhor para o Amazonas.

Aos Drs. André Tschispthin, Amilton Sinatora, Jose Reinaldo, João Alcino da Poli-USP, pelo privilégio que tive ao conviver com eles em São Paulo.

Aos meus amigos, pelo grande apoio, aconselhamento, motivação e colaboração durante a execução desta dissertação, em especial aos Dr. Gilberto Garcia Dell Pino, Dr. Jose Luis Valin Rivera, Dra. Claudia Cândida Silva, Dr. Ricardo Wilson Cruz, Mestre Rubelmar de Azevedo Filho e Mestre Jose Costa de Macedo Neto que acreditaram o tempo todo no meu sucesso. Ao meu padrinho Prof. Odwald Schered sem o apoio logístico em Curitiba dele ficaria impossível minha estada nesta cidade que é exemplo para o país.

Às empresas HBM do Brasil, pelo software Catman e DCM-plus, ISCAR do Brasil, pelo amigo Ricardo Freitas pela afiação das ferramentas de WC, à Imperman – Tratamentos Térmicos e ao Msc Cristiano Bruneti pela ajuda essencial nos tratamentos das minhas amostras.

Este trabalho foi desenvolvido no programa de Mestrado Interinstitucional – MINTER entre a UFTPR e o IFAM, que recebeu financiamento da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior – CAPES – através do projeto ACAM 1379/2006 e da Superintendência da Zona Franca de Manaus – SUFRAMA – através do convênio 084/2005.

O autor deste trabalho foi bolsista do PROGRAMA RH-INTERINSTITUCIONAL da Fundação de Amparo a Pesquisa do Estado do Amazonas - FAPEAM – no ano de 2009. Nossos sinceros agradecimentos pelo apoio recebido.

## **EPÍGRAFE**

*Aprender é a única coisa de que a mente,  
Nunca se cansa, nunca tem medo, e  
Nunca se arrepende  
“Leonardo da Vinci”*

SANSONE, Jose Luiz, **Avaliação do efeito de diferentes etapas de processamento de moldes de injeção na microestrutura e propriedades do aço AISI H13**, 2010, Dissertação (Mestrado em Engenharia) - Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica e de Materiais, Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Curitiba, 85p.



## RESUMO

Os aços ferramenta para trabalho a quente AISI H13 é muito utilizados na fabricação de moldes de injeção plástica, bem como para fundição de alumínio sob pressão. O presente trabalho tem por objetivo analisar a microestrutura e a integridade superficial deste aço, após a eletroerosão e posterior nitretação a plasma. Foram produzidas três séries de amostras: uma de referência, apenas nitretada após tratamento térmico de têmpera e revenido; na segunda série as amostras foram eletroerodidas e nitretadas e, por fim, na terceira série as amostras, além de eletroerodidas, foram retificadas e polidas previamente à nitretação. Compararam-se as microestruturas resultantes, bem como o perfil de microdureza, a rugosidade e o desgaste abrasivo ante um esclerômetro pendular. Uma rugosidade  $R_a$  de 5,17  $\mu\text{m}$  foi obtida após a eletroerosão. Os parâmetros utilizados na nitretação foram selecionados de modo a se obter somente camada de difusão. As microestruturas resultantes evidenciaram a nucleação de microtrincas na superfície eletroerodida e que atingiram o substrato. No ensaio de esclerometria pendular obteve-se menor coeficiente de desgaste na série de amostras que sofreram retífica e polimento após a eletroerosão. O maior desgaste foi da série que sofreu somente eletroerosão, evidenciando o efeito deletério das microtrincas. Os mecanismos de desgaste também concordaram com estes resultados: a condição na qual se observou maior adesão de material à ferramenta de metal duro foi a série com maior coeficiente de desgaste.

Palavras-chave: Aço AISI H13, Eletroerosão, Nitretação a Plasma, Integridade Superficial.

Sansone, Jose Luiz, ***“Evaluation of the effect of different processing steps of injection molds in the microstructure and properties of steel AISI H13”***, 2010, Dissertation (Master in) - Graduate Program in Mechanical Engineering and Materials, Federal Technological University of Parana, Curitiba, 85p.

## ABSTRACT

*Steels for hot work tool steel AISI H13 is used widely in the plant-ing of plastic injection molds, as well as aluminum smelting, are under pressure. This study aims to examine the microstructure integrity of this steel surface after EDM and subsequent plasma nitriding. Produced are three sets of samples: a reference only nitrided after heat treatment of quenching and tempering, the second series the samples were nitrided and troerodidas it-and, finally, in third grade samples, and eletroero-measures were ground and polished prior to nitriding. Compared the resulting microstructure and the microhardness profile, roughness and abrasive wear and tear before a pass pendulum. A roughness Ra of 5.17  $\mu\text{m}$  was obtained after the spark. The parameters used in the nitriding were selected-so only to obtain a diffusion layer. The resulting microstructure showed the nucleation of microcracks in the surface eletroerodida ram and reach the substrate. In pendulum scratch test obtained a lower wear coefficient in the series of samples that underwent grinding and polishing after the electrostatic pink. The greatest wear was the only series that has spark, evidencing, the deleterious effect of microcracks. The wear mechanisms also con-have agreed with these results: a condition in which there was a greater adhesion of material to the carbide tool was the set with higher wear coefficient.*

*Keywords: Steel AISI H13, EDM, Plasma Nitriding, Superficial Integrity.*

## SUMÁRIO

	págin
<b>1-INTRODUÇÃO</b>	17
1.1 Caracterização do Problema	21
1.2 Objetivos da Pesquisa	22
1.2.1 Objetivo Geral	22

1.2.2 Objetivos Específicos	22
<b>2-Revisão Bibliográfica</b>	23
2.1.Aços Ferramentas para Trabalho a Quente	23
2.2 Processo de Fabricação da Matriz	24
2.3 Defeitos Superficiais em Moldes de Injeção	25
2.3.1 Erosão	25
2.3.2 Trincas Térmicas	26
2.3.3 Adesão	28
2.4. Eletroerosão- Estado da Arte	29
2.4.1 Introdução	29
2.4.2 Processo de Eletroerosão	30
2.4.3-Variações de Equipamentos de Eletroerosão	31
2.4.4-Estrutura e características de superfícies usinadas por Eletroerosão	32
2.4.5 Integridade de Superfície	35
2.4.6 Parâmetros envolvidos na Eletroerosão	36
2.5.Nitretação	38
2.5.1 Nitretação a plasma	42
<b>3. MATERIAIS E MÉTODOS</b>	47
3.1.Materiais dos Substratos	47
3.2 Tratamentos Térmicos	48
3.3 Corte e Usinagem das Amostras	48
3.3.1 Corte	48
3.3.2 Fresamento e Retífica	49
3.3.3 Acabamento das Amostras	50
3.4 Processo de Eletroerosão e remoção da camada erodida	51
3.4.1Eletroerosão	51
3.4.2 Polimento	54
3.4.4 Rugosidade	54
3.4.5 Nitretação a Plasma	55
3.5 Caracterização das Amostras	58
3.5.1 Analise Metalográfica	57
3.5.2 Microdureza	58
3.5.3 Esclerometria Pendular	59
<b>4 RESULTADOS E DISCUSSÕES</b>	64
4.1 Caracterização microestrutural e topográfica	64
4.2 Perfis de Microdureza	68
4.3 Esclerometria Pendular	70
<b>5- CONCLUSÕES E SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS</b>	75
5.1 Conclusões	75
5.2 Sugestões para trabalhos futuros	76
<b>6- REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS</b>	80
ANEXOS	86

## LISTA DE FIGURAS

	pági- na
FIGURA 01 Trinca pré existente na camada branca de eletro erosão	19
FIGURA 02 Seqüência de Fabricação de Moldes de Fundição Sob Pres-	23

são

FIGURA 03	Exemplo de uma peça de aço H13 com trincas térmicas	24
FIGURA 04	Superfície típica de aço AISI H13 com trincas após 10.000 ciclos a 700°C em argônio.	25
FIGURA 05	Secção transversal polida de aço AISI H13 revelando uma típica trinca por fadiga. (a) 5.000 ciclos a 700 °C em argônio (b) 500 ciclos a 850 °C em argônio	25
FIGURA 06	Ilustração do processo de adesão.	26
FIGURA 07	Circuito de Lazarenko	28
FIGURA 08	As camadas com alterações microestruturais após Eletroerosão por Penetração em Aço Ferramenta.	31
FIGURA 09	Zona Termicamente afetada pelo Calor em perfil de um Aço AISI A2 temperado com dureza de 62 HRC e ao lado Microdureza em HV.	32
FIGURA 10	Representação básica de uma superfície usinada por EDM demonstrando os dois principais aspectos e seus fatores de influência.	33
FIGURA 11	Efeitos da usinagem na integridade da superfície	34
FIGURA 12	Grandezas de corte e parâmetros de desempenho do processo de usinagem por descargas elétricas.	35
FIGURA 13	Representação esquemática das camadas de nitretação	37
FIGURA 14	Processos de nitretação comercialmente mais utilizados	38
FIGURA 15	Espessura da camada versus tempo de operação	38
FIGURA 16	Seções metalográficas de camadas nitretadas a plasma: (a) DL - difusão da subcamada e (b) CL -subcamada no topo.	41
FIGURA 17	Distribuição do potencial em uma descarga luminescente anormal	42
FIGURA 18	Efeitos da colisão de íons na superfície catódica:(a) Átomos	43

ou eletrons do alvo podem ser ejetados (sputtering); (b) os íons incidentes podem ser refletidos ou (c) implantados no alvo.

FIGURA 19	Formação de nitretos FeN na superfície de uma amostra na nitretação a plasma segundo a hipótese de Kölbel.	44
FIGURA 20	Fluxograma dos processos de fabricação de amostras do Aço AISI H13 para avaliar o efeito da eletroerosão nas propriedades mecânicas e microestrutura.	45
FIGURA 21	Fresadora Vertical	48
FIGURA 22	Ferramenta para desbaste.	48
FIGURA 23	Maquina de Eletroerosão Engemac 440 NC da Unidade UTFPR de Ponta Grossa.	51
FIGURA 24	Desenho do dispositivo de Nitretação a Plasma.	54
FIGURA 25	Representação esquemática do reator para nitretação por plasma	55
FIGURA 26	Reator para nitretação por plasma do Lab. da UTFPR	55
FIGURA 27	Equipamento Charpy Instrumentado para o Ensaio de Esclerometria Pendular.	58
FIGURA 28	Ferramenta para o risco de esclerometria pendular com afiação de topo 0,5 mm + - 0,01mm	59
FIGURA 29	Detalhe da Ferramenta de Esclerometria Pendular para entrar em Processo de Afiação	59
FIGURA 30	Detalhe do Porta amostra com CP preparado para o Teste de Risco.	60
FIGURA 31	Gráfico de energia específica de sulcamento, $e$ contra perda de massa, $W$ , para um aço ferramenta	61
FIGURA 32	Aço AISI H13 no estado de fornecimento	62
FIGURA 33		63

## Aço AISI H13 temperado em banhos de sais

FIGURA 34	Aço AISI H13 temperado a partir de 1040 °C em banhos de sais e duplo revenido a 600°C.	63
FIGURA 35	Aço AISI H13 após têmpera, revenimento e nitretação.	64
FIGURA 36	Aço AISI H13 temperado revenido com EDM e Nitretado	65
FIGURA 37	Aço AISI H13 após a remoção de 500 µm de material em retífica posterior ao processo de EDM.	66
FIGURA 38	Gráfico da variação da microdureza em função da profundidade.	66
FIGURA 39	Aspecto da superfície da ferramenta de metal duro após ris- camento do aço AISI H13 com EDM e Nitretada.	69
FIGURA 40	Detalhe da Figura 39. Nota-se intensa adesão do aço à fer- ramenta.	70
FIGURA 41	Aspecto da superfície da ferramenta de metal duro após ris- camento do aço AISI H13 retificado, polido e nitretado.	70
FIGURA 42	Detalhe da Figura 41. Nota-se adesão do aço à ferramenta	71
FIGURA 43	Detalhe do sulco no aço AISI H13 retificado, polido e nitreta- do	71
FIGURA 44	Aço AISI H13 eletroerodido e nitretado após ensaio de risco único com Esclerometria Pendular- imagem em MEV verifi- ca-se várias microtrincas da superfície ao substrato.	72
FIGURA 45	Norma NBR 8404/1984 Classes de Rugosidades na Usina- gem.	85

## LISTA DE TABELAS

		página
TABELA 1	Dados físicos do Aço AISI H13 em elevadas temperaturas	22
TABELA 2	Composição Química em % de massa do aço AISI H13	46
TABELA 3	Condições de austenitização do aço AISI H13 e dureza após tratamento térmico.	46
TABELA 4	Condições do duplo revenimento do aço AISI H13	46
TABELA 5	Parâmetros do Fresamento nas Amostras do Aço AISI H13	47
TABELA 6	Parâmetros na Retífica das Amostras	49
TABELA 7	Codificação da Amostras	49
TABELA 8	Parâmetros de usinagem utilizados na eletroerosão	50
TABELA 9	Parâmetros na Retífica das Amostras antes da Nitretação	51
TABELA 10	Parâmetros da medição de Rugosidade após Eletroerosão segundo Manual Taylor Hobson- Surtronic 25	52
TABELA 11	Parâmetros da Nitretação	53
TABELA 12	Valores de perda de massa, energia consumida e coeficiente de desgaste obtidos nos ensaios de esclerometria pendular	68
TABELA 13	Valores de Ra (um) após diferentes processos de fabricação do aço AISI H13	84
TABELA 14	Resultados da Microdureza das Amostras Ensaçadas	84

## LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

HV	- <i>Hardness Vickers</i>
MEV	- Microscopia Eletrônica por Varredura
TRM	- Taxa de Remoção do Material
AISI	- <i>American Iron and Steel Institute</i>
Gap	- Folga ou fenda de trabalho entre os eletrodos
EF	- Eletrodo-Ferramenta
MP	- Eletrodo-Peça
FD	- Fluido Dielétrico
RD	- Relação de Desgaste
SL	- Sobre corte Lateral
RS	- Rugosidade superficial
Im	- Linha média
yi	- Ordenadas de Afastamento
NBR	- Norma Brasileira
Pa	- Pascal (pressão)
Tor	- Torriceli (pressão)

## LISTA DE SÍMBOLOS



$V_w$ ou TRM	- taxa de remoção de material	[mm <sup>3</sup> /min]
$V$	- taxa de desgaste	[mm <sup>3</sup> /min]
$A$	- corrente em ampère	[A]
$V$	- tensão em volts	[V]
$T_d$	- tempo de retardo de ignição	[ $\mu$ s]
$T_e$	- duração de descarga	[ $\mu$ s]
$T_{on}$	- duração do pulso de tensão	[ $\mu$ s]
$T_{off}$	- tempo de intervalo entre dois sucessivos pulsos de tensão $t_i$	[ $\mu$ s]
$T_p$	- tempo do período do ciclo de uma descarga	[ $\mu$ s]
$\hat{I}_e$	- corrente máxima durante a descarga	[A]
$e_i$	- corrente média durante a descarga	[A]
$\tau$	- relação de contato	
$\vartheta$	- desgaste volumétrico relativo	[%]
$\vartheta_{LF}$	- desgaste relativo linear frontal	[%]
$R_a$	- parâmetro de rugosidade	[ $\mu$ m]
$K$	- coeficiente de desgaste abrasivo	
$W$	-perda de massa	[mg]
$e$	- energia específica	J/mg]
$E$	- energia consumida	[ J]

## 1-INTRODUÇÃO

O processo de injeção de alumínio é caracterizado por uma alta exigência de desempenho de suas matrizes e moldes. A submissão a ciclos de trabalho sob alta temperatura faz com que haja um elevado desgaste das matrizes e moldes. Isto tem impulsionando pesquisas no sentido de minimizar esta fadiga térmica.

Um dos aços mais utilizados para a confecção destes moldes é o AISI H13, um aço ferramenta para trabalho a quente que, apesar de possuir uma boa resistência a choques térmicos, pode beneficiar-se de tratamentos que prolonguem a sua vida útil.

As soluções que foram adotadas, ao longo do tempo, para aumentar as propriedades deste aço incluem o tratamento térmico, a nitretação, e por fim o revestimento com filme PVD (Franco et Al ,2005 e Castanho J.M. e Vieira, M.T.,2003).

O tratamento térmico é a submissão do aço à têmpera e ao revenimento para que haja uma modificação de sua estrutura, em condições controladas de temperatura, tempo, atmosfera e resfriamento. Assim diversas propriedades são melhoradas, tais como a dureza, a usinabilidade, a resistência ao desgaste e à corrosão.

No contato entre o aço ferramenta do molde com a liga fundida de alumínio, a superfície do ferramental está submetida além das pressões transmitidas pelo material líquido, também a um choque térmico representado pela alta temperatura da liga no estado líquido e a refrigeração do mesmo para a solidificação e retirada da peça moldada.

Este ciclo térmico como também as pressões, dão origem ao surgimento de tensões no molde que promovem a nucleação de micro trincas na superfície do molde, além dos mecanismos de erosão e de aderência. Sartori e Andrade, (2004) e Uddeholm, (2006)

O molde é fabricado utilizando materiais de alta dureza para suportar a repetibilidade dos ciclos de injeção, manter a uniformidade estrutural, a fim de garantir durabilidade durante o processo evitando quebras e defeitos prematuros.

Para a fabricação do molde de injeção dentre os processos não-convencionais disponíveis para este tipo de usinagem a eletroerosão é um dos mais utilizados

segundo pesquisa referente a processos aplicados em moldes do Instituto Fraunhofer (2004).

O processo de eletroerosão, seja a fio seja de penetração, é largamente utilizado na indústria fabricante de ferramentas, principalmente por permitir usinagem após o processo de tempera, o que, em outros processos convencionais de usinagem, não é comumente possível (Yoshida, 2002).

Apesar das inegáveis vantagens deste processo, pelas suas características, ele introduz defeitos na superfície de ferramentas, que, se não forem reduzidas ou mesmo eliminadas, contribuirão para a sua falha prematura. A compreensão dos fenômenos que regem o processo de Eletroerosão é passo importante na prevenção destes problemas, e na procura pelas suas soluções (Yoshida, 2002).

A eletroerosão é um dos processos não convencionais para a usinagem de materiais duros e formas complexas mais utilizadas pela cadeia de ferramentas, moldes e matrizes atualmente (Ho and Neuman, 2003).

A energia térmica gerada na eletroerosão é a energia de plasma entre o cátodo e ânodo conforme Shobert, (1983). A temperatura gerada pela eletroerosão fica na faixa de 8.000 a 12.000°C segundo Boothrod, W., (1989) ou tão alto quanto 20.000°C segundo Mc.Geough, (1988) inicia-se um significativo quantidade de aquecimento, vaporizando-se o metal na superfície de cada pólo.

Nessas condições, temos a formação de uma camada na superfície, que, numa analogia com o processo de soldagem, porém em escala microscópica, bem poderia ser chamada de “zona afetada pelo calor da eletroerosão”. (Yoshida, 2002; Uddeholm, 2006) também conhecida como “camada branca”.

Evidentemente, esta camada é extremamente pobre em propriedades mecânicas, em contraste com o núcleo, temperado e revenido. A existência desta camada, por si só, já seria suficiente para explicar muitos dos problemas que ocorrem no uso de ferramentas que passaram por eletroerosão, mas além de possuir propriedades mecânicas inferiores às do substrato, ela também apresenta-se com trincas e porosidades, que contribui para tornar ainda mais frágil a superfície da ferramenta (Yoshida, 2002; Uddeholm, 2006).

A figura 1 a seguir, ilustra uma trinca pré existente na Camada Branca. Nestas condições, é provável que a ferramenta sofra rapidamente fratura em uso.

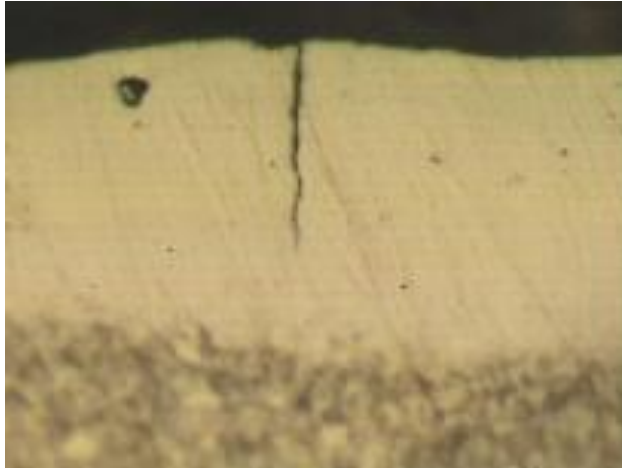


Figura 01 Trinca pré existente na camada branca de eletro erosão. Material: Boehler K340 Temperado p/: 60 HRC (Boehler, 2001)

O ciclo de fabricação destes moldes a partir de Aço AISI H13, temperado e revenido a durezas de 44 a 48 HRC somente podem ser usinados através de eletroerosão com posterior acabamento que são retificar e polir o aço para posterior nitretação (Yoshida, 2002, Uddeholm, 2006).

### 1.1- Caracterização do Problema

Na fabricação de moldes de injeção um dos processos mais utilizado atualmente é o de eletroerosão, pois quando o aço já está temperado e revenido tem uma dureza em média de 44 a 48HRC.

A usinagem deste aço com esta dureza somente pode ser realizada por este processo não convencional, cujo principio é a utilização de descargas elétricas para a remoção de material, o anodo ( ferramenta- eletrodo) e o catodo ( peça a ser usinada) uma vez estando num limite mínimo de abertura de arco ( *gap* ) imerso num dielétrico começa a erosão da superfície atingindo uma temperatura em torno de 10.000 a 50.000 ° C.(Uddeholm,2006)

Lembrando que a temperatura de fusão dos aços giram em torno de 1560° C e as temperaturas da têmpera se situam abaixo de 1200°C, conclui-se que a superfície do aço se vaporiza.(Yoshida, 2002).

As propriedades desta superfície após a erosão se converte numa área onde temos três tipos de estrutura justapostas: uma camada refundida, outra camada de martensita retemperada e mais abaixo uma martensita re-revenida, comumente chamada de camada branca (Yoshida; 2002 ,Uddeholm; 2006).

Após a eletroerosão, na fabricação dos moldes o fluxograma do processo indica que deve-se fazer a retirada daquela camada branca através de retificação e polimento. Estes processos subsequentes eliminam ou minimizam os defeitos superficiais originados pela eletroerosão, aumentando assim a durabilidade dos moldes. Porém, esta prática é comumente utilizada nas indústrias de confecção de moldes e faz com que o processo de eletroerosão fique dependente da correção dos seus defeitos por processos posteriores e consequentemente aumentando os custos de produção de fabricação dos moldes. (Oliniki, 2009)

## 1.2 Objetivos da Pesquisa

### 1.2.1 Objetivo Geral

Esta pesquisa tem como objetivo principal analisar os efeitos microestruturais e a integridade superficial do aço AISI H13, quando submetido a eletroerosão e aos processos de retificação e polimento com posterior nitretação a plasma em moldes de injeção de alumínio sob pressão.

### 1.2.2 Objetivos Específicos

A realização do objetivo geral é detalhada através dos objetivos específicos:

- A) Avaliar se os processos de retificação e polimento após a eletroerosão e posterior nitretação a plasma influenciam na dureza superficial e desgaste abrasivo
- B) Verificar a integridade superficial da camada de difusão após a retificação e polimento com posterior nitretação a plasma.
- C) Analisar qual o comportamento das microestruturas após os processos acima frente ao teste de esclerometria pendular.

## 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1 Aços Ferramentas para Trabalho a Quente

Os aços ferramenta para trabalho a quente têm uma participação muito expressiva no mercado mundial dos aços. São muito utilizados na indústria principalmente nos processos de fabricação em injeção sob pressão de polímeros e ligas fundidas não ferrosas como o alumínio.

No contato entre o aço ferramenta do molde com a liga fundida de alumínio, a superfície do ferramental está submetida além das pressões transmitidas pelo material líquido, também a um choque térmico representado pela alta temperatura da liga no estado líquido e a refrigeração do mesmo para a solidificação e retirada da peça moldada.

Este ciclo térmico como também as altas pressões, dão origem ao surgimento de tensões no molde que promovem a nucleação de microtrincas na superfície do molde, além dos mecanismos de erosão e de aderência (Uddeholm, 2006).

O aço ferramenta objeto do nosso estudo é o AISI H13 do fabricante Villares Metals cujo processo de fabricação utiliza o duplo ESR

AISI H13 é um aço ligado ao Cromo – Molibdênio – Vanádio, e alguns estudos utilizam o nióbio, o qual aumenta a dureza deste aço pela formação de carbonetos (Kheirandisc e Nooriam, 2008).

É caracterizado por:

- Alta resistência ao choque térmico e a fadiga térmica.
- Boa resistência a altas temperaturas
- Excelente tenacidade e ductilidade em todas as direções
- Boa usinabilidade e polibilidade
- Excelente temperabilidade
- Boa estabilidade dimensional durante a têmpera

Tabela 01. Dados físicos em elevadas temperaturas. (Uddeholm, 2006).

Temperatura	20 °C	400 °C	600 °C
Densidade			
Kg/m <sup>3</sup>	7800	7700	7600
lbd/in <sup>3</sup>	0,281	0,277	0,274
Módulo de Elasticidade			
Mpa	210 000	180 000	140 000
psi	30,5.10 <sup>6</sup>	26,1.10 <sup>6</sup>	20,3.10 <sup>6</sup>
Coeficiente de expansão térmica a 20 °C	-	12,6.10 <sup>-6</sup>	13,2.10 <sup>-6</sup>
Condutibilidade térmica			
W/m °C	25	29	30

## 2.2 Processo de fabricação da matriz

A Figura 02 apresenta o fluxograma da seqüência de fabricação de moldes de fundição sob pressão em que a eletroerosão é o processo não convencional de usinagem de aços temperados com dureza acima de 54 HRc pois a usinagem convencional não consegue fazer este tipo de usinagem.

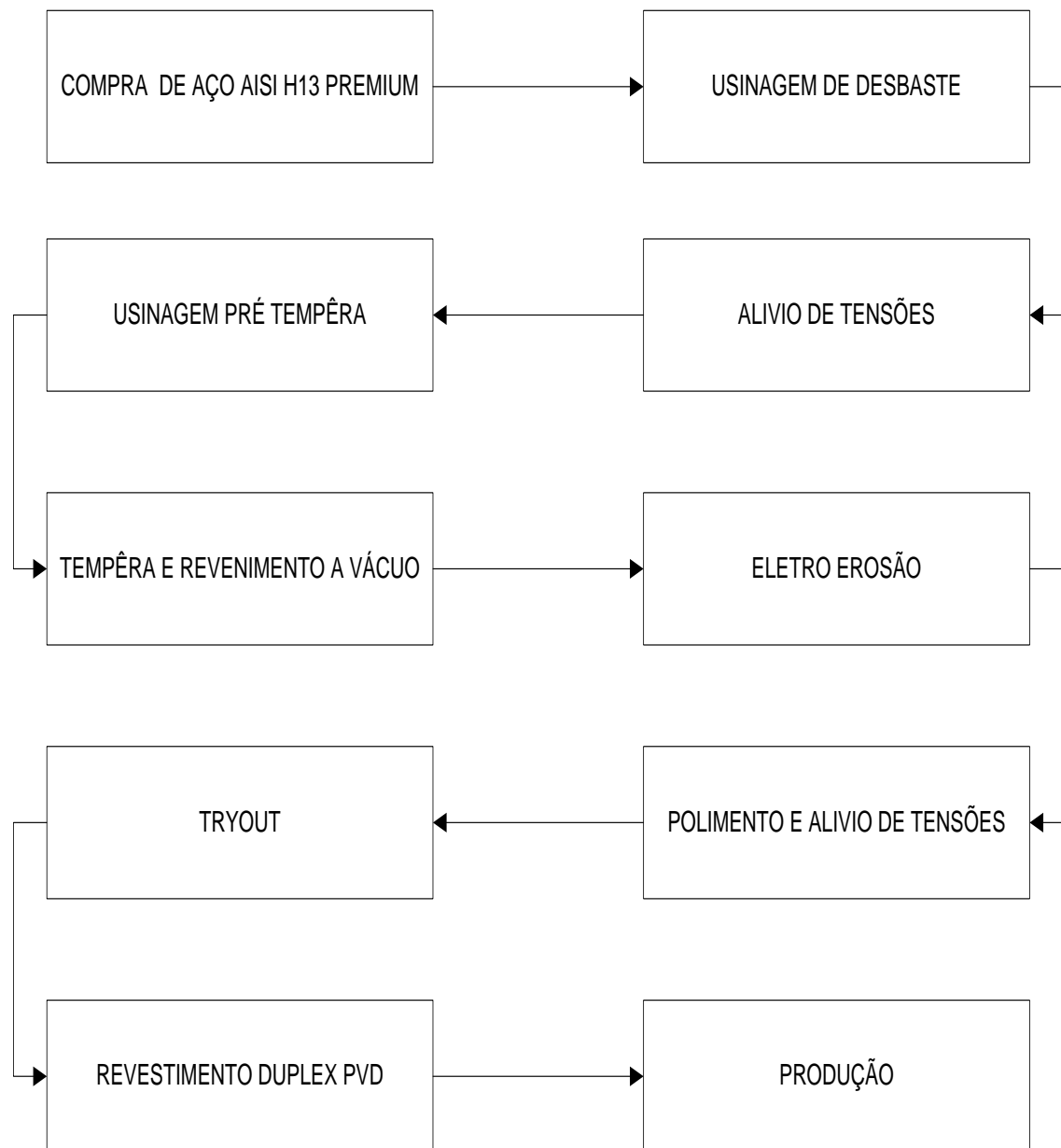


Figura 02. Seqüência de Fabricação de Moldes de Fundição Sob Pressão (Yoshida, 2002).

Conforme Sartori e Andrade;(2004), os principais danos causados ao molde pela injeção do alumínio são: Erosão, Trincas Térmicas e Adesão.

## 2.3 Defeitos Superficiais em Moldes de Injeção

### 2.3.1 Erosão

O mecanismo de erosão ocorre quando o metal injetado em alta velocidade entra em contato com a superfície do molde, fazendo com que haja um desgaste pelo arrancamento de micro-fragmentos.



A cada novo processo de injeção, o metal injetado encontrará uma superfície irregular, onde então haverá um ponto de maior contato, com um choque maior e ainda mais desgaste.

### 2.3.2 Trincas térmicas

Conforme o trabalho de Starling e Branco (1997), o constante aquecimento e resfriamento do molde, durante a injeção do metal, submetem a matriz a um gradiente térmico que ocasiona sua fadiga térmica. Quanto maior for o gradiente térmico, maior a tensão a que o molde é submetido. Durante a injeção há o aquecimento do molde, enquanto o núcleo é mantido a uma temperatura inferior à da superfície, submetendo-o, portanto, à compressão.

Posteriormente há o resfriamento da superfície do molde, com a conseqüente tensão de tração. A repetição deste ciclo faz com que as trincas se propaguem e se ramifiquem, causando imperfeições na superfície do molde e diminuição de sua vida útil. A Figura 03 mostra trincas causadas em uma peça por esta constante submissão ao ciclo térmico.

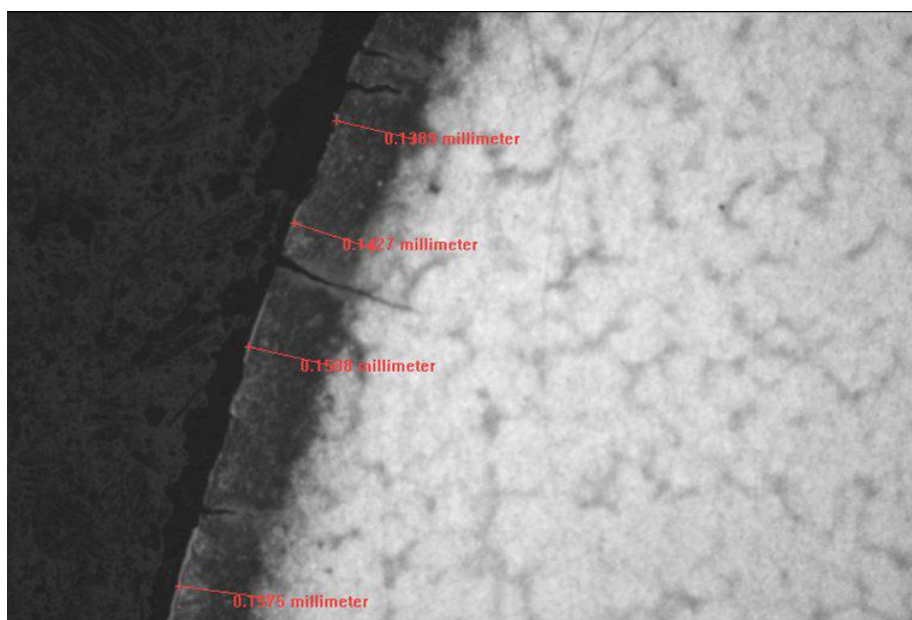


Figura 03. Exemplo de uma peça de aço H13 com trincas térmicas. (Torres, 2005).

Persson, Hogmark e Bergstrom (2005) mostram em seus trabalhos que as trincas por fadiga térmica são um importante mecanismo limitante da vida útil da ferramenta de injeção sob pressão. A rede de trincas degrada a qualidade superficial

da ferramenta e conseqüentemente, a superfície da peça fundida. No trabalho desses autores foram comparados vários materiais com superfícies modificadas. A conclusão geral é que as trincas térmicas de fadiga iniciam-se na superfície, e a razão seriam as propriedades mecânicas do material da ferramenta deterioradas durante o processo.

As Figuras 04 e 05 mostram ilustrações do trabalho de Persson, Hogmark e Bergstrom (2005) onde as trincas são observadas como uma rede de pequenas trincas na superfície exposta ao ciclo térmico.



Figura 04. Superfície típica de aço AISI H13 com trincas após 10.000 ciclos a 700°C em argônio.(Persson, Hogmark, Bergstrom, 2005).

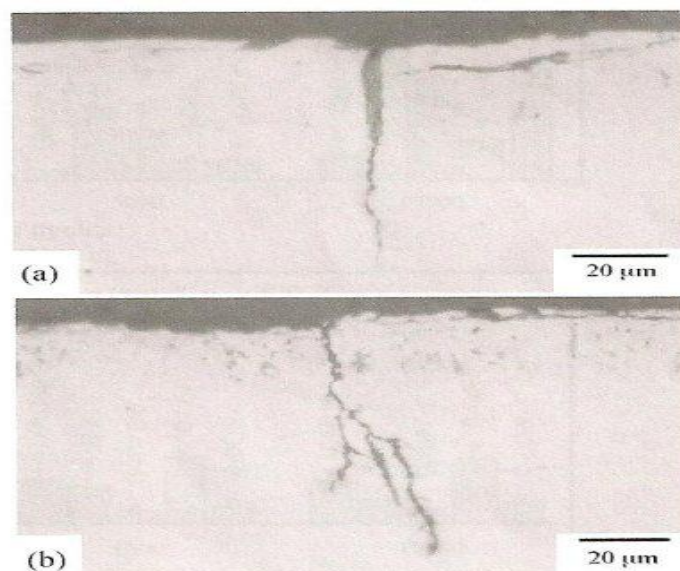


Figura 05. Secção transversal polida de aço AISI H13 revelando uma típica trinca por fadiga. (a) 5.000 ciclos a 700 °C em argônio (b) 500 ciclos a 850 °C em argônio.(Persson, Hogmark, Bergstrom, 2005)

### 2.3.3 Adesão

Conforme Sartori e Andrade (2004) o molde e o metal injetado sofrem uma interação química, criando assim uma fase intermetálica. A adesão ocasiona defeitos na superfície da peça produzida e desgaste na superfície do molde. A Figura 08 ilustra este mecanismo.

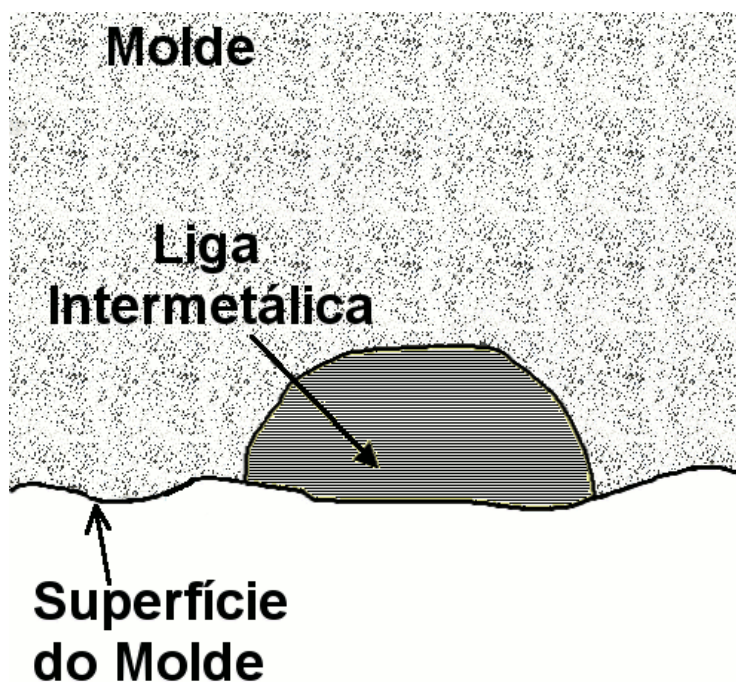


Figura 06. Ilustração do processo de adesão.(Sartori e, Andrade, 2004).

Conforme mencionado por Starling;e Branco, 1997; Salas et Al., (2003), Dingremont et Al., (1995) estes mecanismos de interação fazem com que o molde perca sua qualidade superficial, gerando defeitos na peça injetada e reduzindo drasticamente a vida útil da ferramenta.

Lavinsek et Al., (2001) destaca que a grande utilização pela indústria e a pequena vida útil relativa de moldes fabricados com o aço H13 faz com que pequenas melhorias em suas propriedades tragam um grande efeito econômico.

Yu,(2006), em seu trabalho de avaliação de revestimentos de superfícies de ferramentais, expõe que em dois estudos de caso os equipamentos deveriam ser desmontados a cada 5.000 e 15.000 ciclos de trabalho para manutenção. Após revestimento dos moldes de aço AISI H13 com diversos materiais, os ciclos de trabalho aumentaram respectivamente para mais de 32.000 e mais de 127.000 ciclos.

Conforme menciona Yoshida,(1997), o aumento de qualidade do ferramental representa apenas uma pequena parcela de seu custo (aproximadamente 5%) e de seu tempo de preparação, sendo viável considerar qualquer tratamento superficial como um investimento.

Conforme Ma et al., (2005) a submissão dos moldes a elevadas temperaturas, grandes choques térmicos e abrasividade pela injeção do alumínio desafia a combinar, no tratamento de superfície, uma elevada dureza, uma alta resistência à fadiga, uma alta tenacidade e uma alta resistência à corrosão. A resistência à fadiga térmica aumenta com o aumento da resistência mecânica, ou seja, quanto maior a dureza maior será a resistência à fadiga do molde. Uma maior dureza pode ser obtida através de tratamentos térmicos, em especial têmpera e revenimento.

## 2.4 Eletroerosão o Estado da Arte

### 2.4.1 Introdução

A Eletroerosão é um dos processos não convencionais para a usinagem de materiais duros e formas complexas mais utilizadas pela cadeia de ferramentas, moldes e matrizes atualmente.(Ho e Neuman, (2003)

Sua característica principal ao utilizar da energia térmica para o processo de remoção de material indiferentemente da dureza do material, torna o processo com uma vantagem para a fabricação de moldes, matrizes nas indústrias automotivas, aeroespacial e componentes cirúrgicos.

Embora a Eletroerosão seja um processo que não seja visível o contacto entre eletrodo e peça pois fica submerso em um dielétrico ainda torna-se um processo que elimina distorções de trajetória e vibrações em usinagem convencional. Hoje um eletrodo com 0,1 mm através da EDM pode fazer furações em curva com precisão que a usinagem requer (Kalpajian, 2003)

O início da base da eletroerosão foi feita por um químico inglês, Joseph Priestly em 1770, quando descobriu o efeito erosivo de descargas ou faíscas elétricas.(Webzell,S, 2001) Porém em 1943 na Universidade de Moscou, Lazarenko (Anonymous,1965) estabeleceu um circuito elétrico que foi a base para o desenvolvimento da técnica destrutiva de descargas elétricas em construtivas conforme a Figura 07.

Eles conseguiram fazer a vaporização de materiais da superfície de metais com um processo controlado de erosão. Atribui-se as pesquisas de Lazarenko o circuito da Eletroerosão (Livshits et A.,1960) ao mesmo tempo que se atribui a três empregados americanos o fato de usar descargas elétricas para retirar torneiras e brocas quebradas de válvulas hidráulicas.

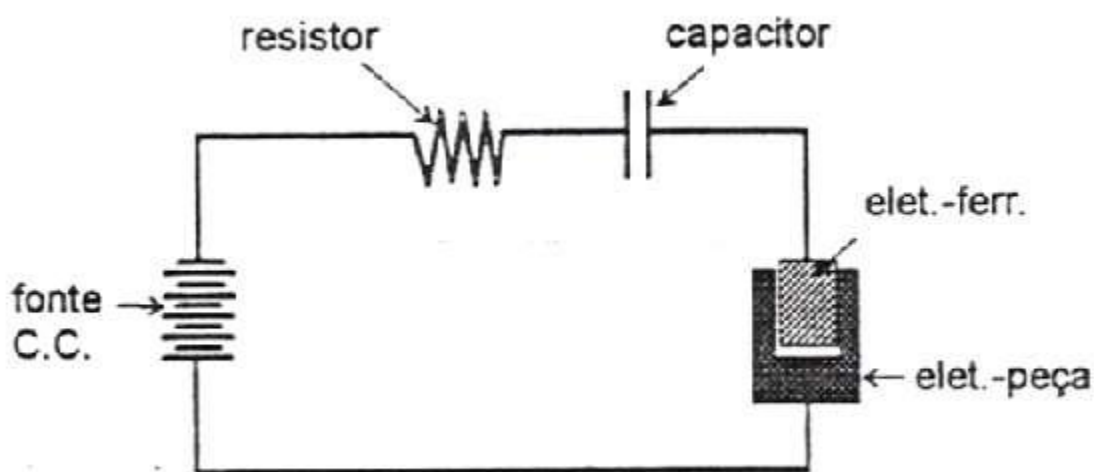


Figura 07. Circuito de Lazarenko (Mc Geough, 1988)

Somente nos anos 80 com o advento de controle de computador numérico (CNC) em eletroerosão que provocou avanços tremendos, melhorando a eficiência da máquina na operação.e facilitou, pois que implicou num sistema automático da máquina sem que precisasse de acompanhamento do operador. A fabricação de ferramentas para uma cavidade polida terminada ou cavidades se tornaram uma realidade(Houman, 1983).

Estes méritos crescentes da Eletroerosão têm desde então estado intensamente buscadas pelas indústrias rendendo benefícios econômicos enormes e gerando interesses de pesquisas nesta área do conhecimento.

#### 2.4.2. Processo de Eletroerosão

O mecanismo de erosão do metal principalmente faz uso de energia elétrica e torna isto em energia térmica por uma série de descargas elétricas acontecendo

entre o eletrodo ferramenta e a peça submersos em um fluido dielétrico (Tsai H.C et Al.,2003).

A energia térmica gerada na eletroerosão é a energia de plasma entre o cátodo e ânodo conforme Shobert,(1983). A temperatura gerada pela eletroerosão fica na faixa de 8.000 a 12.000°C segundo Boothrod, W.,(1989) ou tão alto quanto 20.000°C segundo Mc.Geough, (1988) inicia-se um significativo quantidade de aquecimento, vaporizando-se o metal na superfície de cada pólo.

A frequência com que o eletrodo-ferramenta (anodo) incide sobre a peça (catodo) deixando a folga (*gap*) entre eles para passagem do dielétrico acontecem a uma taxa de aproximadamente 20,000–30,000 Hz (Krar e Check 1997) neste íterim é desligado o sistema, o plasma em milissegundos para de atuar sobre o metal.

As causas para esta redução súbita na temperatura permite que o fluido dielétrico circulante possa limpar o material derretidos das superfícies dos pólos. Na forma de escombros microscópicos.este processo de derreter e evaporar metal da superfície da peça está em contraste com a usinagem convencional.

O volume de material removido pela Eletroerosão está tipicamente na faixa de 106–104 mm<sup>3</sup> e a taxa de remoção de material (MRR) está normalmente entre 2 e 400 mm<sup>3</sup>/min (Kalpajian, 2003) dependendo da aplicação específica.

#### 2.4.3 Variações de Equipamentos de Eletroerosão

Várias variações de Eletroerosão baseadas nesta configuração básica emergiu na indústria para usinagem não convencional com o advento de materiais ou ligas de metal exóticos, extremamente duros, usados exclusivamente na fabricação de equipamentos aeronáutico e partes aeroespaciais.

A utilização da Eletroerosão a fio (WEDM) é um das variantes favoráveis devido a sua habilidade de cortes com a força condutiva, alta e temperatura resistivos (HSTR) com o âmbito de gerador de formas e perfis complicados .(Puri, Bhattchyya, 2003). Usa um arame fino continuamente viajando pela peça eliminando a necessidade para elaborar eletrodos, que são exigidos na eletroerosão.

Existe interesse difundido acadêmico e industrial no desenvolvimento e uso de maquinas hibridas como máquina processo (HMP) envolvendo alta velocidade de usinagem (HSM), e Eletroerosão e a utilização de laser fazendo a máquina (LBM) (Aspinwall, et Al., 2001). Eles utilizaram ambos equipamento de usinagem convencional e não convencional nos processos de remoção de material fazendo

uso das vantagens combinadas e limitando os efeitos adversos quando aplicado individualmente.

Vários estudos nestas combinações de equipamentos híbridos fez-se a utilização da tecnologia de ultra-sônico USM e eletroerosão (Jia, et Al.,1997; Kremer, et Al., 1989).

Um outro equipamento incluem as variações de máquinas de descarga elétrica de texturização (EDT) usado para a texturização de aço e folhas de alumínio (Aspinwall, et al., 1992) e descarga elétrica retificação (EDG) usou para a fabricação do diamante policristalino que afia ferramentas (Kozak et al., 1994). A EDG também se aplicou na remoção de rugosidades de aço endurecido e polindo um par de moldes de injeção. (Furutani et al ,1992).

#### 2.4.4 Estrutura e características de superfícies usinadas por eletroerosão.

Nas operações em usinagem por eletroerosão a eliminação do material ocorre principalmente através de um fenômeno térmico.

Durante uma descarga altas temperaturas são atingidas. O efeito desta elevada temperatura decorrente da descarga,acarreta influência sobre a estrutura cristalográfica do material erosionado (Engemac, 1998).

Esta influência será maior ou menor,de acordo com o material envolvido no processo.Alguns podem apresentar sensíveis alterações na estrutura.

Em certas aplicações técnicas em que o grau de responsabilidade e o destacado grau de periculosidade existem,como por exemplo,o uso aeronáutico,precauções especiais devem ser tomadas a fim de minimizar as conseqüências destas alterações metalográficas (Engemac,1998).

É interessante frisar que já foram observadas melhorias na vida útil de certas ferramentas quando usinadas por eletroerosão. Analisando o corte metalográfico de uma amostra de aço temperado usinado por eletroerosão, Figura 08, poderemos constatar três camadas superpostas que são:

1. Uma camada de metal fundido em que o mesmo é expulso e volta a se depositar sobre a peça em forma de gotículas de pouca aderência.



2. Uma camada de metal fundido, geralmente a mais espessa delas, proveniente da solidificação do material. Esta camada além de não possuir uma espessura constante, apresenta uma elevada dureza decorrente da deposição de carbono em quantidade extra.

3. Uma camada de estrutura diferente, com menor dureza, como consequência de um processo semelhante a um revenido térmico. (Uddeholm, 2006).

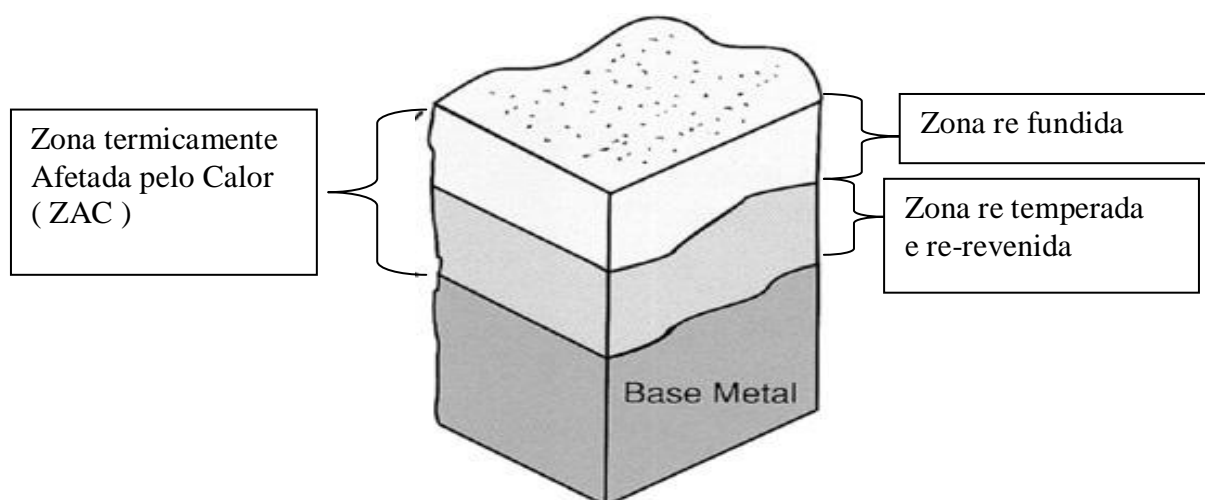


Figura 08. As camadas com alterações microestruturais após a eletroerosão por penetração em Aço Ferramenta. (Kruth et al, 1995).

Estas camadas são conhecidas como zona termicamente afetada pelo calor como o detalhe da fig.09:

Zona fundida e resolidificada- o aço sofreu nesta área da superfície a maior temperatura e re solidificou em função do dielétrico é micro estruturalmente chamada de bruta de fundição (Yoshida, 2002).

Zona retemperada- esta região teve temperaturas superiores às da austenitização por conta disto ela micro estruturalmente é uma martensita grosseira (Yoshida, 2002).

Zona re-revenida nesta região da sub-superfície temos uma temperatura maior que o do revenimento portanto micro estruturalmente temos uma martensita revenida grosseira (Yoshida, 2002).

Metal base temperado e revenido



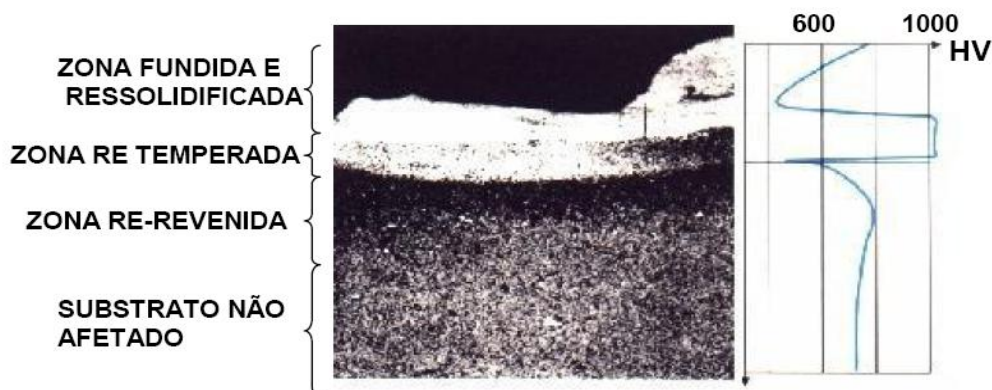


Figura 09. Zona Termicamente afetada pelo Calor em perfil de um Aço AISI A2 temperado com dureza de 62 HRC e ao lado Microdureza em HV .200X (Uddeholm, 2006).

É muito importante observar que, em função destes efeitos causados na superfície da área usinada, alguns materiais de alto grau de dureza podem vir a apresentar microtrincas na superfície usinada, que prejudica a qualidade da peça. Porém poderá se evitar este inconveniente utilizando tempos de descarga ( $T_{on}$ ) com valor inferior a  $50\mu s$  (Engemac, 1998).

Por ser um processo complexo a eletroerosão requer conhecimento das suas variáveis de controle (Lima e Corrêa, 2006).

Conforme Schumacher (1989), Tsai e Wang, (2001), a técnica de erosão do material empregada em eletroerosão é muito discutível, o princípio extensamente aceito é a conversão de energia elétrica em energia térmica por uma série de descargas elétricas discretas acontecendo entre o eletrodo e peça a ser usinada submerso em um fluido dielétrico. Ao usinar segundo Lima e Corrêa (2006), qualquer componente através do processo de eletroerosão deve-se observar dois aspectos importantes. O primeiro está relacionado com as irregularidades geométricas da superfície, sendo denominado “textura superficial”, e o segundo, com as alterações metalúrgicas da superfície e da camada sub-superficial, denominado “integridade superficial”.

Na usinagem de alguns produtos ou ferramentais, esses dois aspectos, textura e integridade superficial, devem ser definidos, medidos e mantidos dentro de limites especificados a fim de garantir a durabilidade e qualidade desses produtos e ferramentais. A Figura 10 demonstra esses dois principais aspectos e seus fatores de influência.

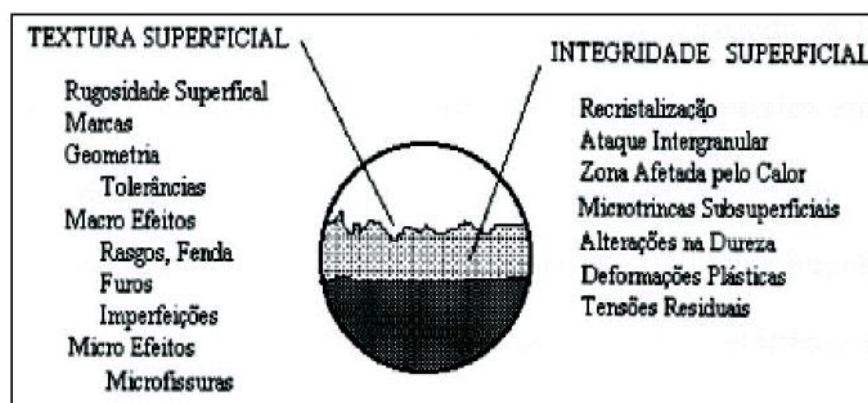


Figura 10. Representação básica de uma superfície usinada por Eletroerosão demonstrando os dois principais aspectos e seus fatores de influência. (Lima e Corrêa, 2006).

Ekmekeci, Elkoca; Erden (2005) realizaram estudos de integridade da superfície no aço ferramenta DIN 1.2738, após usinagem por eletro-erosão com eletrodos de grafite e cobre, identificaram a formação de microtrincas e a presença da camada branca na superfície do aço-ferramenta a qual é, neste caso, composta de cementita e martensita retidas em uma matriz austenítica. A camada branca caracterizava-se por uma microdureza superior à de regiões não afetadas pelo processo e pela presença das microtrincas que se propagam até encontrar uma região não afetada pelos efeitos térmicos. A combinação destas características, com tensões de tração na superfície do material, as quais são características do processo de eletro-erosão, prejudicam o desempenho da peça usinada em relação à fadiga devido a fragilização da superfície e ao surgimento de microtrincas (Bosheh; Mativenga, 2005)

#### 2.4.5 Integridade de Superfície

O termo Integridade da Superfície (IS) foi criado em 1971 por Field e Kahles definido como: condição inerente de uma superfície produzida em uma usinagem ou outra operação de geração de superfície. Para esses autores a integridade da superfície (IS) envolve o estudo e controle de dois fatores:

- a) rugosidade da superfície ou topografia da superfície;
- b) metalurgia da superfície.

Segundo Griffiths (2001), "integridade da superfície (IS) é o conjunto das características topográficas, mecânicas, químicas e metalúrgicas de uma superfície

manufaturada e suas relações com o desempenho funcional".

Neste trabalho, foi adotada a definição dada por Field e Kahles (1971) estendida por Griffiths (2001), considerando, que esse agrupamento de definições é o mais adequado para o conhecimento dos processos de fabricação e suas implicações no desempenho funcional.

Apesar de existirem outras definições para integridade da superfície (IS), segundo Hioki (2006) a definição original de Field e Kahles (1971) somada a definição de Griffiths (2001) são as que melhor atendem os processos metalúrgicos. A Figura 11 demonstra os efeitos da usinagem na integridade da superfície.

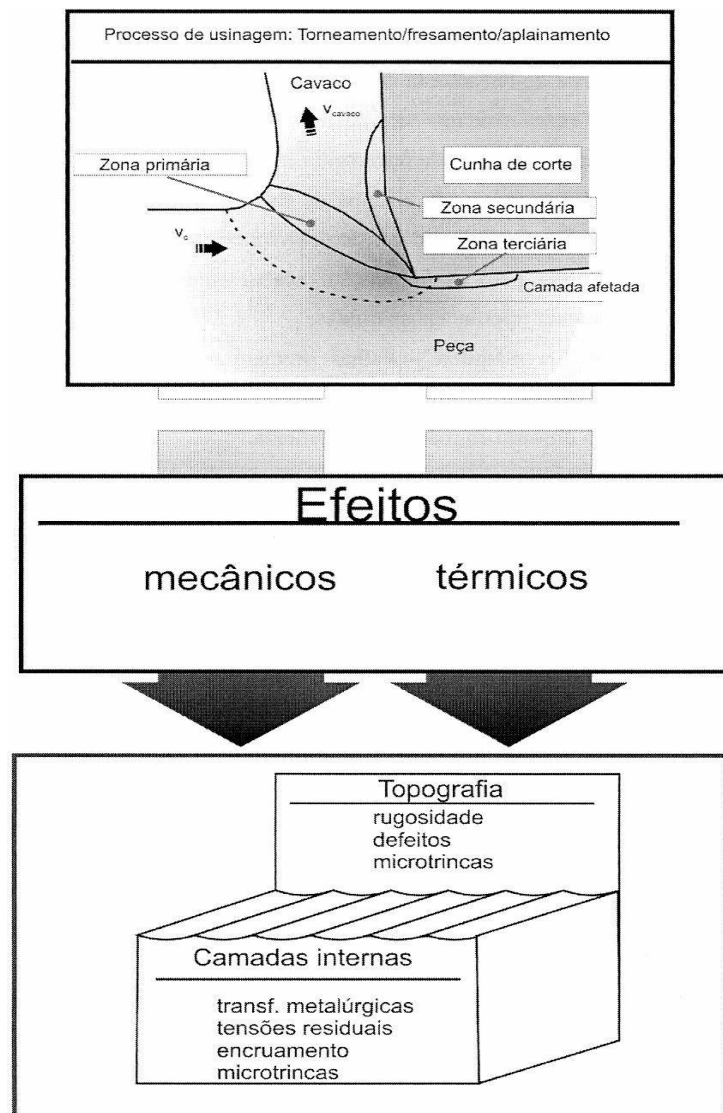


Figura 11 Efeitos da usinagem na integridade da superfície (Bethke, 1993).

Praticamente todos os métodos de remoção de material produzem condições de alteração da superfície e da sub-superfície. As zonas com alterações mecânicas

e metalúrgicas produzidas pelos processos de remoção de material, também podem se estender para dentro da superfície até uma profundidade considerável, dependendo das condições de desbaste ou condições de acabamento no processo de remoção de material.

#### 2.4.6. Parâmetros envolvidos no processo de eletroerosão

Para se obter bons resultados no processo de eletro erosão é indispensável à adequada definição dos parâmetros envolvidos neste processo.

Assim como outros processos de usinagem, a eletroerosão exige que seus parâmetros sejam rigorosamente conhecidos e quais deles podem ser manipulados para que, desta forma, consiga-se chegar às condições otimizadas de usinagem. Conforme Cruz (1989), os principais parâmetros do processo de usinagem por descargas elétricas são: o material do eletrodo-ferramenta (EF), o eletrodo-peça (MP) e o fluido dielétrico (FD).Fig. 12

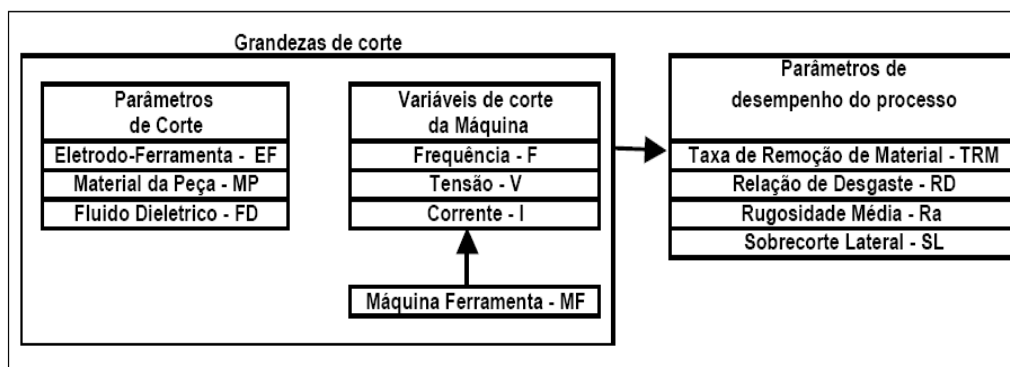


Figura12 Grandezas de corte e parâmetros de desempenho do processo de usinagem por descargas elétricas(Cruz, 1989)

Da máquina-ferramenta originam-se as seguintes principais variáveis de usinagem: a freqüência de descarga elétrica ( $f$ ), a tensão do arco ( $V$ ) e a intensidade de corrente ( $A$ ). Tais grandezas de corte influem decisivamente nos quatro principais parâmetros de desempenho do processo, que são:

a) Taxa de remoção de material (TRM): A taxa de remoção de material é o volume de material removido da peça na unidade de tempo e depende diretamente da energia empregada para um determinado regime de usinagem, bem como da

freqüência. No regime de acabamento por eletroerosão, a taxa de remoção de material é menor, pois para este regime a energia de descarga, ou seja, o produto entre a tensão (V) e a corrente (A) é mínimo. Pois, o objetivo do acabamento é obter baixos níveis de rugosidade e para isto são empregadas baixas correntes de descarga e pequenos tempos de duração da descarga.

b) Desgaste relativo ( $\vartheta$ ) : representa o desgaste volumétrico relativo entre os eletrodos-ferramenta/peça, dado pela razão entre  $V_e$  e  $V_w$  normalmente em valores percentuais (VDI, 1990). Weller (1984) determina este método para definir as características de desgaste de vários materiais usados na confecção de eletrodo-ferramenta para diferentes condições de usinagem. Pandey (1985) também determina que este parâmetro é dependente das propriedades físicas e químicas dos eletrodos, sendo o ponto de fusão, por exemplo, uma das propriedades que afeta a taxa de desgaste do eletrodo. Outros fatores também exercem influência sobre a relação de desgaste, e estes são: a taxa de remoção de material, área da seção transversal dos eletrodos, conformação do eletrodo-ferramenta e a complexidade da forma geométrica que se deseja usinar.

c) O sobre-corte lateral (SL): O sobre-corte lateral é a diferença entre os raios do furo usinado na peça e do eletrodo-ferramenta. Este parâmetro originado da energia empregada em cada regime, da freqüência de descarga, do sistema de limpeza e do material da peça.

d) Rugosidade (R): A rugosidade é o parâmetro de desempenho do processo que determina o acabamento final da peça. Esse parâmetro é função das variáveis de controle.

## 2.5 Nitretação

Nitretação consiste num processo termoquímico de enriquecimento da superfície do aço com nitrogênio, visando à formação de camada rica em nitretos, de natureza cerâmica, alta dureza ( $> 900\text{HV}$ ), baixo coeficiente de atrito, e alta resistência a desgaste, além de, por ser o tratamento conduzido a baixa temperatura, alterar muito pouco as dimensões da ferramenta. Normalmente, antes da nitretação, as peças sofrem um tratamento de têmpera e revenimento, esta última

operação é realizada entre 600°C e 700°C, permitindo a usinagem das peças até as tolerâncias especificadas, evitando que a nitretação altere as dimensões da peça trabalhada.

Dependendo dos parâmetros de processo, no ferro, a nitretação pode produzir duas camadas ou zonas superficiais distintas. A Figura 13 mostra a camada mais externa, constituída por uma ou duas fases de nitretos de ferro  $\gamma$ -Fe<sub>4</sub>N e/ou  $\epsilon$ -Fe<sub>2</sub>-3N, e outros nitretos de elementos de liga presente (Pinedo et al., 2002), é denominada “camada de compostos”, também conhecida como camada branca devido à coloração característica quando observadas em ensaios metalográficos.

A zona de difusão é a região do substrato sob a camada de nitretos, formada pela difusão do nitrogênio no metal. Possui dureza elevada que decai à medida que se afasta da superfície, em direção ao interior do metal, com a redução da concentração de nitrogênio.

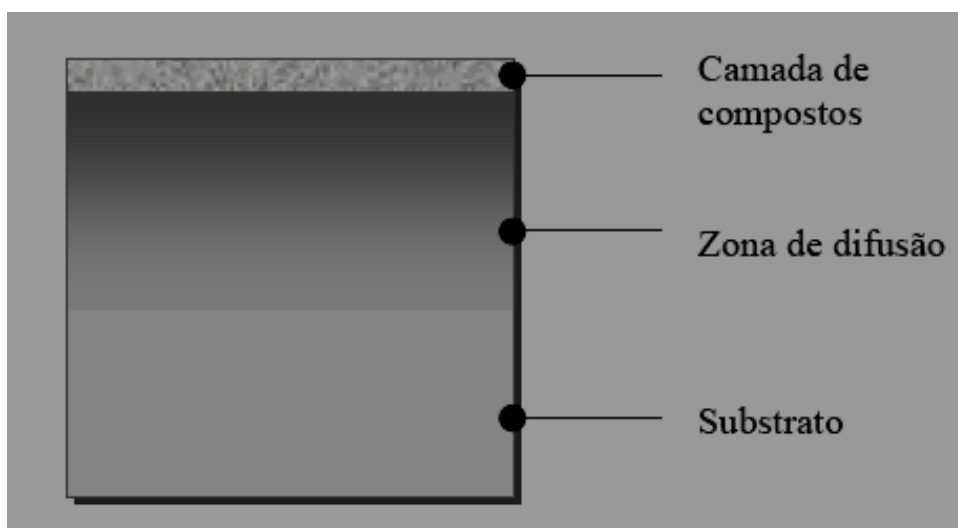


Figura 13. Representação esquemática das camadas de nitretação. (Pinedo et al., 2002).

De acordo com Ferreira, (2001), o processo de nitretação requer três fatores básicos:

- a) Aquecimento a aproximadamente 500°C;
- b) Fonte de nitrogênio;
- c) Aço com elementos de liga que possam favorecer a formação de nitretos.

O processo de nitretação é realizado na faixa de temperatura entre 500°C e 560°C.

Os processos de nitretação mais comuns são: nitretação a gás, líquida ou em banho de sal e nitretação a plasma. Na Figura 14 são mostrados os processos de nitretação comercialmente mais utilizados na indústria.

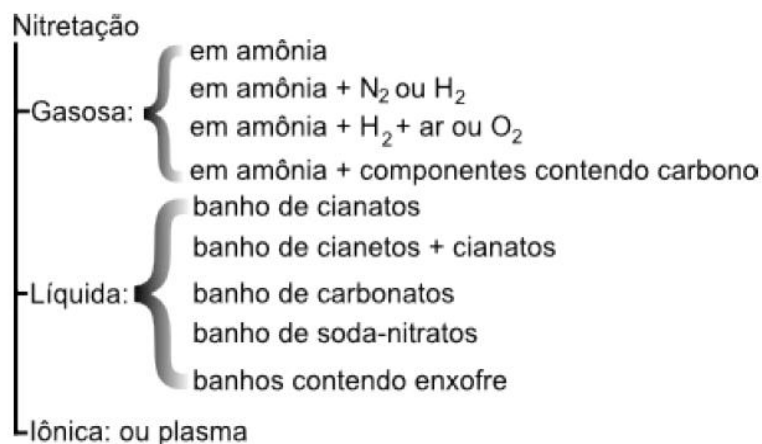


Figura 14. Processos de nitretação comercialmente mais utilizados. (Kurney et al., 1986).

Na Figura 15 são mostrados dados de espessura da camada em relação a diversos processos de nitretação, em diferentes tempos.

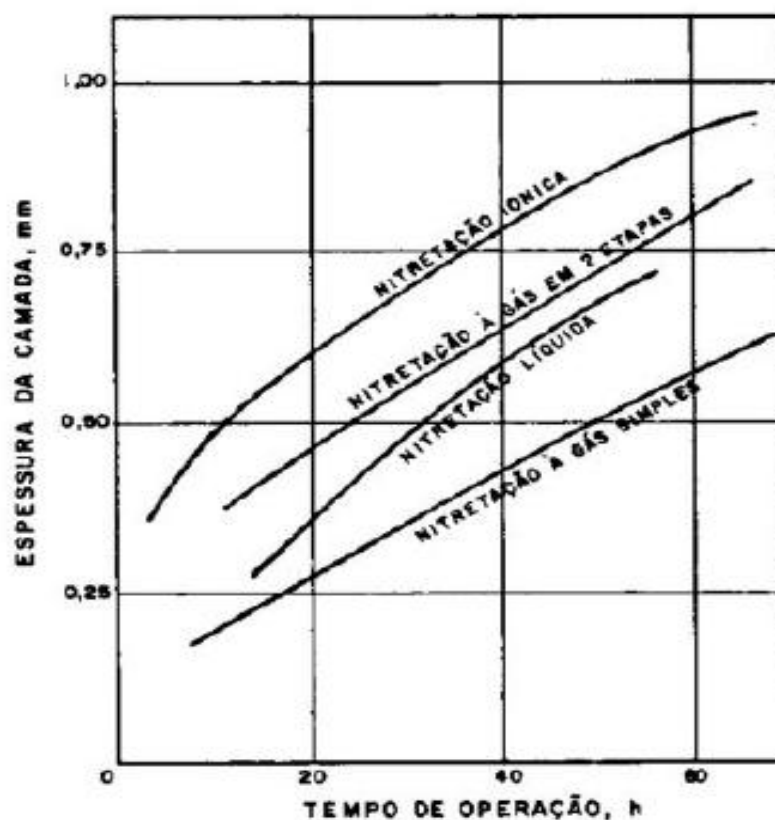


Figura 15. Espessura da camada versus tempo de operação (Chiaverini, 1987).

A zona mais externa da camada nitretada é chamada zona de compostos, camada de compostos ou de camada branca. É constituída por nitretos, estruturas formadas entre o nitrogênio e elementos como ferro, cromo, vanádio, alumínio e molibdênio. Quando as concentrações situam-se entre 5,5% e 6,1% de N (em peso) os nitretos são de ferro  $\gamma'$  e de ferro  $\epsilon$ - quando em concentrações acima de 7,35% de N (em peso). Sua espessura depende do processo utilizado, do tempo e da temperatura. É esta camada que determina as resistências à fadiga térmica e mecânica. (Totten e Howes, 1997; Thelming, 1984; Clayton e Sach, 1976).

Conforme Clayton e Sach, (1976), a camada branca pode levar o ferramental à quebra prematura devido à sua morfologia, que possui as seguintes características:

- a) Fase  $\epsilon$ .: microconstituente duro.
- b) Fase  $\gamma'$  : microconstituente tenaz.

,Durante a nitretação de acordo com Torkar, Godec e Lamut (2008), são formadas, por difusão, duas estruturas diferentes na superfície do substrato  $\gamma'$  e  $\epsilon$ . Essas duas camadas consistem em um intermetálico com composição  $\epsilon$ -(Fe<sub>2-3</sub>N) e,  $\gamma'$ -(Fe<sub>4</sub>N) o que dá a resistência a superfície antes do revestimento

De acordo com Ferreira, (2001), esta mistura de fases na camada branca decorre da variação do potencial nitretante encontrado no processo de nitretação a gás. Há uma variação na taxa de dissociação da amônia à medida que a zona de compostos forma-se, pois sua formação diminui a ação catalisadora da superfície do aço e torna a dissociação da amônia cada vez mais lenta.

Conforme Rocha, (1996) e Ferreira, (2001), a existência das duas fases na camada branca torna o material ainda mais susceptível a fraturas, pois há uma fraca adesão entre as fases  $\epsilon'$  e  $\gamma'$  e a expansão de térmica de cada uma é diferenciada. Czelusniak, (1994) e Rocha, (1996) demonstram que também ocorre a fragilização do ferramental pela porosidade existente na camada branca. A zona abaixo da camada de compostos é chamada de zona de difusão.

De acordo com Lighfoot e Jack, (1973), esta camada é formada pela difusão atômica do nitrogênio no aço, através de mecanismos de saturação da ferrita com



nitrogênio, precipitação de nitretos, geração de tensões residuais, redistribuição de carbono e formação de fases nos contornos de grão.

Conforme Pinedo et al., (2002), a precipitação de nitretos  $\gamma'(\text{Fe}_4\text{N})$  e/ou  $\epsilon'(\text{Fe}_2\text{-3N})$  ocorre de maneira fina e homogênea até o limite de solubilidade do nitrogênio no ferro, promovendo um forte endurecimento da matriz.

De acordo com Larisch(1999), a profundidade da zona de difusão depende da concentração de nitrogênio, da temperatura e tempo de submissão do componente e de sua composição química. Há também influência dos elementos de liga que possuem afinidade com o nitrogênio (cromo, alumínio, molibdênio e vanádio), pois a presença deste faz com que o nitrogênio forme precipitados finos de nitretos superficiais e assim não seja difundido em profundidade em direção ao núcleo.

A zona de transição é encontrada logo abaixo da zona de difusão. É constituída principalmente pelo material do núcleo, possuindo basicamente a sua dureza.

#### 2.5.1 Nitretação a plasma

A nitretação por plasma é utilizada para melhorar as propriedades tribológicas e mecânicas dos materiais, especialmente em ligas a base de ferro. (Tschiptschin, 2004)

Segundo reportado no trabalho de Zukerman, (2007) a nitretação por plasma consiste em um complexo mecanismo de difusão reativa conduzindo a formação de compostos de  $\text{Fe}_4\text{N}$  e  $\text{Fe}_3\text{N}$  na superfície. A espessura e a composição da camada nitretada são controladas pela razão entre o nitrogênio e o hidrogênio na mistura de gases, pelo grau de ionização e pelo índice de fluxo íon/átomo.

Conforme Ribeiro, 1998, as camadas nitretadas possuem diferentes zonas ou subcamadas. Zukerman, 2007 mostra que a formação dessas zonas é influenciada por fenômenos diferentes: um associado à nitretação das espécies excitadas e ionizadas com a superfície do sólido (formando uma subcamada no topo - CL) e outro ao processo difusivo (formando uma subcamada de difusão – DL). A Figura 16 mostra estas subcamadas .

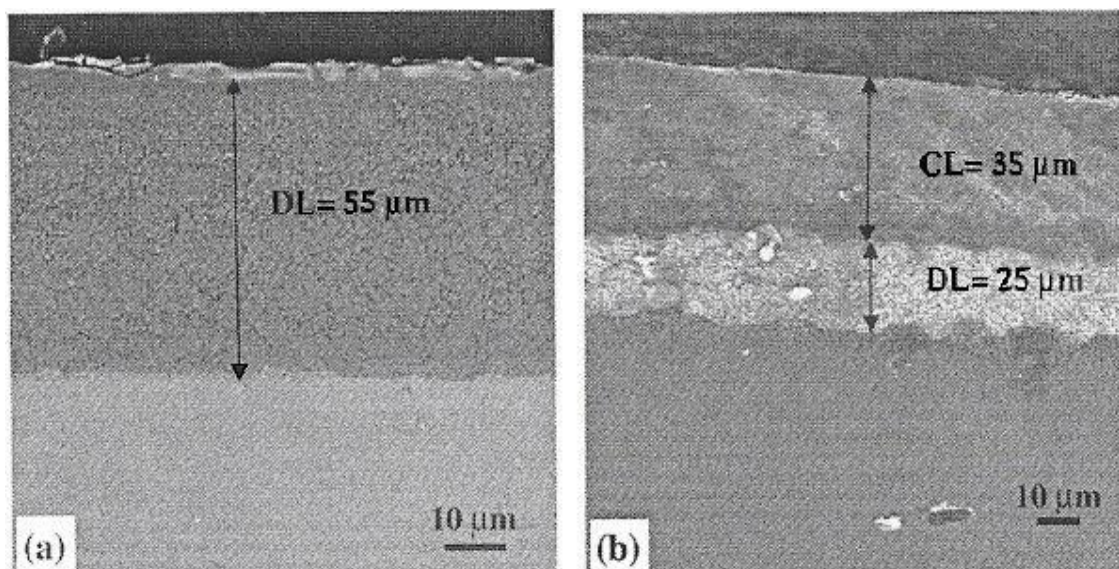


Figura 16. Seções metalográficas de camadas nitretadas a plasma: (a) DL - difusão da subcamada e (b) CL - subcamada no topo. (Zukerman, 2007).

As camadas nitretadas obtidas por nitretação a plasma têm praticamente a mesma macroestrutura que as obtidas por processos de nitretação convencionais. No entanto, quando essas camadas são analisadas microscopicamente, aparecem diferenças significativas.

Conforme Suski, (2000) e Ribeiro, (1998), na nitretação a plasma os parâmetros de tratamento como proporção de nitrogênio na mistura gasosa, tensão (ddp – diferença de potencial) entre eletrodos, corrente elétrica, temperatura, tempo e pressão parcial de nitrogênio podem ser facilmente controlados. Isso possibilita um maior controle sobre o crescimento e a microestrutura da camada nitretada em relação à nitretação gasosa convencional. Por isso, ao contrário da nitretação convencional, a nitretação a plasma oferece um grande controle sobre a camada nitretada que será formada, com uma maior possibilidade de modificação das regiões da camada de compostos e zona de difusão.

O processo de nitretação a plasma utiliza uma ddp entre 300V e 1500V que é aplicada entre a parede do forno e a peça a ser nitretada. Com o aquecimento a temperaturas determinadas, submetida à pressão e na presença de uma mistura gasosa composta por nitrogênio, ocorre uma descarga luminescente em regime anormal (plasma) que recobre a superfície da peça.

Na nitretação a plasma a peça é submetida a um fluxo constante de íons, ao contrário do "fluxo" de deposição de nitrogênio dos demais processos de nitretação.

Assim o óxido existente na superfície é removido por *sputtering* e simultaneamente ocorre a difusão do nitrogênio (Çetin et al., 2007).

Os íons formados na região luminescente são acelerados na bainha catódica Figura 17 de modo a bombardearem a superfície do cátodo, ocasionando uma série de fenômenos que são capazes de contribuir decisivamente no processo de nitretação e na própria manutenção do plasma

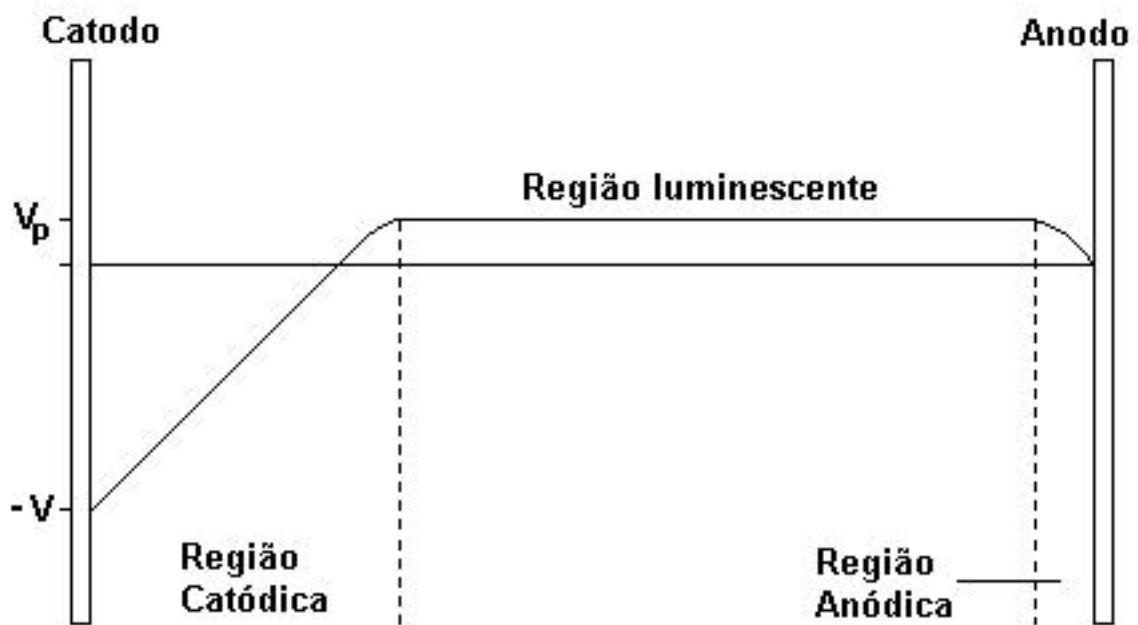


Figura 17. Distribuição do potencial em uma descarga luminescente anormal. (Chapman, 1980).

Na Figura 18 veremos os efeitos do plasma na superfície do catodo (peça).

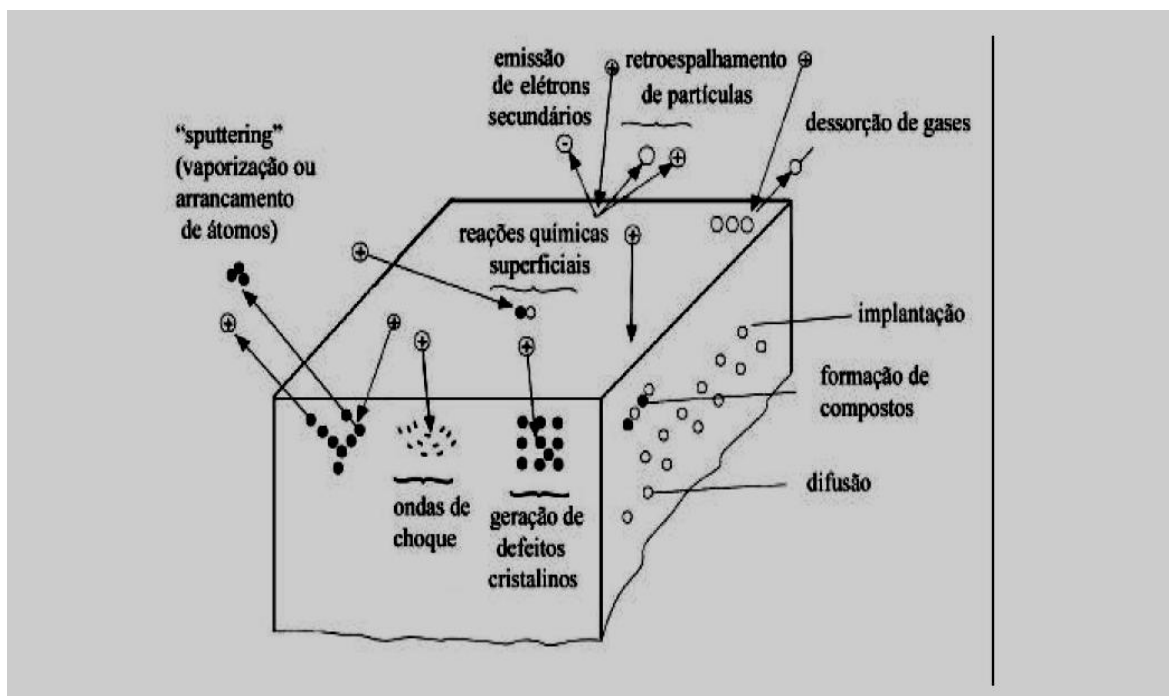


Figura 18. Efeitos da colisão de íons na superfície catódica:(a) Átomos ou elétrons do alvo podem ser ejetados (sputtering); (b) os íons incidentes podem ser refletidos ou (c) implantados no alvo (Holmber e Matthews, 1994)

Segundo a, proposta por Kölbel (1974), considera como fator preponderante o bombardeamento da superfície da amostra por átomos do plasma. Segundo Kölbel, os átomos de ferro resultantes da pulverização catódica combinam-se com as espécies reativas de nitrogênio ainda no plasma, na região adjacente à superfície catódica, formando nitretos FeN que se condensam na superfície da amostra conforme esquematizado na Figura 19. O nitreto FeN é metaestável, e em contato com a superfície dissocia-se, formando fases mais pobres em nitrogênio ( $\text{Fe}_2\text{N}$ ,  $\text{Fe}_3\text{N}$ ,  $\text{Fe}_4\text{N}$ ).

O nitrogênio atômico liberado se difunde para a estrutura cristalina do substrato de ferro formando a camada nitretada (Alves C., 2001). Este modelo é aceito pela maioria dos pesquisadores da área e apresenta todas as possibilidades de ocorrência de efeitos sem, entretanto apontar que efeito é dominante (Alves,C., 2001).

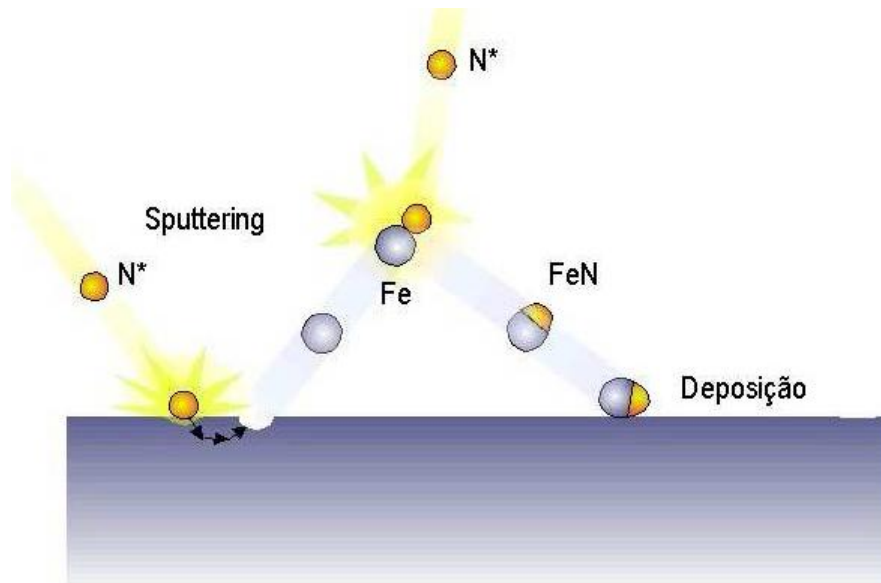


Figura 19. Formação de nitretos FeN na superfície de uma amostra na nitretação a plasma segundo a hipótese de Kôlb. (Edenhofler, 1974).

Uma camada de compostos pode ser completamente evitada se a taxa de sputtering for aumentada ou a concentração de nitrogênio na mistura for diminuída para valores abaixo de 10%, havendo apenas a formação da camada de difusão (Alves, 1995).

Segundo Genel, (2004) atualmente há o aumento de preferência pelo processo de nitretação a plasma para as aplicações de aumento da dureza em peças em relação às técnicas convencionais. Isto ocorre porque este processo tem vantagens como rapidez de penetração do nitrogênio, facilidade de controle da composição química da camada e também aspectos econômicos e ambientalmente limpos do processo.

### 3 MATERIAIS E MÉTODOS

A Figura 20 apresenta um fluxograma dos processos de fabricação utilizados para gerar as 3 séries de amostras, e facilitar a visualização da sequência dos experimentos

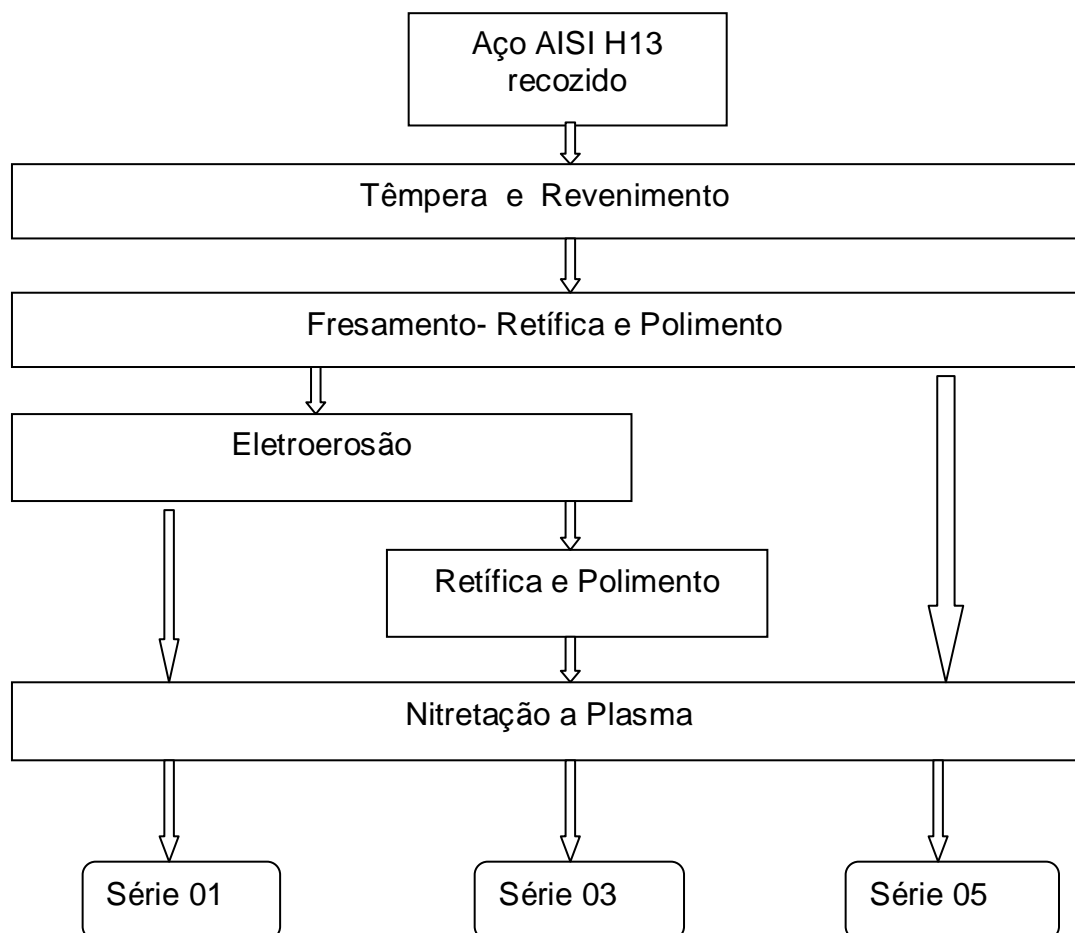


Figura 20 Fluxograma dos processos de fabricação de amostras do Aço AISI H13 para avaliar o efeito da eletroerosão nas propriedades mecânicas e microestrutura.

#### 3.1 Material do Substrato

O aço ferramenta AISI H13 com certificados de composição química da Villares Metals S.A. foram adquiridos da empresa Armaço Ltda na forma de barra retangular 160 x 60 x 15 mm para a fabricação de corpos de prova. A Tabela 02 apresenta a composição química do aço.

Tabela 02. Composição Química em % de massa do aço AISI H13.(Villares)

<i>C</i>	<i>Mn</i>	<i>Si</i>	<i>W</i>	<i>Mo</i>	<i>Cr</i>	<i>V</i>	<i>P</i>	<i>S</i>	<i>Ni</i>	<i>Co</i>	<i>Al</i>
0,38	0,28	0,92	0,10	1,25	5,13	0,8	0,019	0,001	0,25	0,02	0,03

### 3.2 Tratamentos Térmicos

As amostras de aço AISI H13 foram temperadas e revenidas. A austenitização ocorreu a 1040C por 20 min, com posterior resfriamento em banho de sais. Após esta etapa de tratamento, o revenimento foi executado de forma dupla, a 600 C por 2 horas cada, com resfriamento ao ar. A faixa de dureza das amostras após os tratamentos ficou entre 48 e 50 HRC. As tabelas 03 e 04 indicam os ciclos térmicos da austenitização e do revenimento

Tabela 03. Condições de austenitização do aço AISI H13 e dureza após tratamento térmico.

<i>Temperatura e tempo de Austenitização</i>	<i>Meio Resfriamento</i>	<i>Dureza HRC</i>
1040°C, 20 min	Banho de Sais	58 a 60

Tabela 04. Condições do duplo revenimento do aço AISI H13.

<i>Temperatura e tempo de revenimento</i>	<i>Meio Resfriamento</i>	<i>Dureza HRC</i>
600°C, 2 horas	Ar	48 a 50

### 3.3 Corte e usinagem das amostras

#### 3.3.1 Corte

O Corte das amostras foi em uma cortadeira metalográfica. Todas as amostras foram cortadas com sobre metal para execução dos outros processos de remoção de material até o acabamento final. O Aço AISI H13 foi cortado nas medidas 60 x 13 x 15 mm.

### 3.3.2 Fresamento e Retífica

Na usinagem dos corpos de prova foram realizadas as operações de desbaste e acabamento. Os dados tecnológicos foram extraídos de catálogos do fornecedor das ferramentas e estão descritos a seguir.

A operação de fresamento tem a função de eliminar grandes distorções na superfície e preparar uma superfície padrão para o acabamento.

Para todos os corpos de prova foram utilizados os mesmos parâmetros tecnológicos na operação de desbaste, tais como: velocidade de corte, profundidade e avanço por aresta de corte. Isso é justificado pelo fato de se evitar que uma possível variação da superfície, após a operação de desbaste, influencie na operação final de acabamento.

O fresamento das amostras foram processadas em fresadora vertical com fresa de metal duro pertencente ao Laboratório de Usinagem do Departamento de Engenharia Mecânica da UTFPR.

Os parâmetros da fresadora vertical que foram utilizados estão na Tab.05

Tabela05 Parâmetros do Fresamento nas Amostras do Aço AISI H13

<i>rotação do eixo árvore (n):</i>	<i>830 rpm</i>
velocidade de avanço (Vf):	200 mm/min
velocidade de corte (Vc):	130 m/min
avanço por aresta (fz):	0,06 mm
profundidade de corte ( P):	0,2 mm
diâmetro da ferramenta:	50 mm
arestas de corte:	4

O fresamento das amostras foram processadas em Fresadora Vertical com fresa de metal duro pertencente ao Laboratório de Usinagem do Departamento de Engenharia Mecânica da UTFPR mostrada na Fig. 21.





Figura 21. Fresadora Vertical

Ferramental usado na operação de desbaste: 1 cabeçote Sandvik de diâmetro 50 mm com quatro arestas de cortes para insertos intercambiáveis SPKN 12 03 EDR, Figura 22. As amostras saíram da fresadora com as medidas 55 x 11,9 x 9 mm



Figura 22. Ferramenta para desbaste.

### 3.3.3 Acabamento das Amostras

O acabamento superficial das amostras antes da eletroerosão foram executadas numa Retifica Perfect Fabricante FERDIMAT pertencente ao Laboratório

de Usinagem do Departamento de Engenharia Mecânica da UTFPR campus de Curitiba.

Tabela 06 Parâmetros utilizados na Retífica das Amostras

<i>Rebolo (Fab. IC DER)</i>	<i>Modelo AA80K6V2 Ø355x31,8mm</i>
Velocidade máxima	2050 rpm
Velocidade Longitudinal	5 x 0,005 mm
Velocidade Transversal	0,02 mm
Avanço Intermitente	0,6 mm
Refrigeração	Arclean

Antes de prosseguir na preparação das amostras para a seqüência experimental o Aço AISI H13 teve que ser desmagnetizado num equipamento associado a Retífica, que desmagnetiza todas as peças. As amostras saíram com as medidas de 55x 11,7x 9mm

### 3.4 Processo de eletroerosão e remoção de camada eletroerodida

Antes da eletroerosão foram feitas as codificações nas amostras na Tabela 07.

Tabela 07. Codificação das amostras.

<i>Aço AISI H13</i>	<i>Codificação das amostras</i>
TT,com Eletroerosão	Série 01
TT,com Eletroerosão, retificadas e polidas	Série 03
TT,retificadas e polidas(referência)	Serie 05

#### 3.4.1 Eletroerosão

A eletroerosão das amostras com medidas de 55 x 11,7 x 9 mm foi feita nos Laboratórios de Usinagem da UTFPR Campus Ponta Grossa (PR) numa máquina EDM Engemac 440NC 40ª, Figura 23.

Foram usinadas 12 amostras com os seguintes parâmetros mostradas na Tabela 08.

Tabela 08. Parâmetros de usinagem utilizados na eletroerosão.

Ton	27 $\mu$ s
Toff	9 $\mu$ s
DT-tempo de pausa	75%
Ton / Ton+Toffx100	
Corrente (Desbaste)	8 A / cm <sup>3</sup>
Tensão	100 Volts
Vw – Volume de erosão/min	23 mm <sup>3</sup> /min
Tabela da Engemac 440-40A	Eletrodo-Cobre Eletrolítico
Vv- Desgaste do Eletrodo	7%= 1,54 mm por usinagem
Ferramenta( Pólo Positivo)	Eletrodo-Cobre Eletrolítico
Tabela da Engemac 440-40A	
Ts- Quantidade de Transistores	2 TS
Tabela da Engemac 440-40A	
Tempo de remoção	43,82 min
Gap	Automático
Dielétrico	Hidrocarboneto ( Arclean)
Ra (média de 3 medições)	5,17 $\mu$ m

Desgaste da ferramenta permissível em média 1,54 mm a cada usinagem, para que não houvesse marcação da ferramenta nas amostras foram usinadas 02 ferramentas eletrodo a partir de um diâmetro de 25 mm de cobre eletrolítico na medida 60x13x 22mm em Fresadora Romi com fresa de Aço Rápido. A cada duas usinagens fez-se a centragem da ferramenta eletrodo com relógio comparador para não haver diferença na penetração da ferramenta nas amostras usinadas, tanto no sentido longitudinal como transversal. As amostras ficaram com as medidas de 55x10,3x10mm, portanto foram usinadas com retirada de 1,4mm de sobre metal.

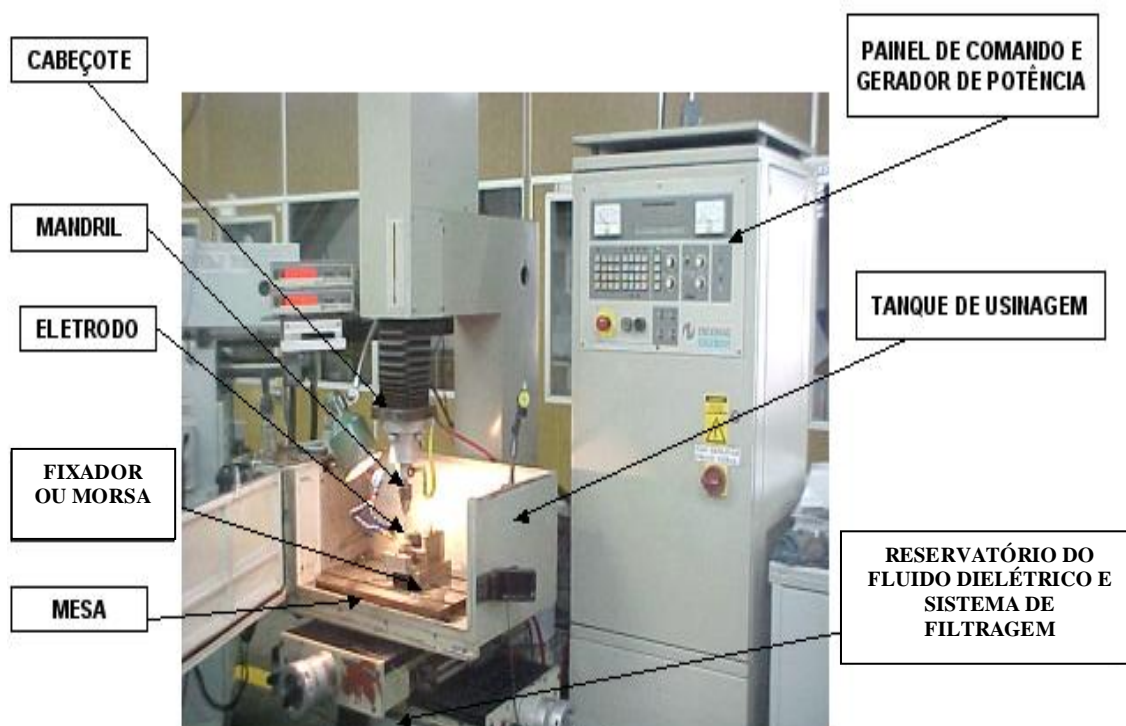


Figura 23 Máquina de Eletroerosão Engemac 440 NC da Unidade UTFPR de Ponta Grossa.

O acabamento superficial das amostras antes da nitretação foram executadas numa Retífica Perfect Fabricante FERDIMAT pertencente ao Laboratório de Usinagem do Departamento de Engenharia Mecânica da UTFPR campus de Curitiba. Os parâmetros utilizados nesta operação de Acabamento estão na Tabela 09.

Tabela 09 Parâmetros da Retífica nas Amostras antes da Nitretação

<i>Rebolo (Fab. ICDER)</i>	<i>Modelo AA80K6V2 Ø355x31,8mm</i>
Velocidade máxima	2050 rpm
Velocidade Longitudinal	5 x 0,005 mm
Velocidade Transversal	0,02 mm
Avanço Intermitente	0,6 mm
Refrigeração	Arclean

Antes de prosseguir na preparação das amostras para a seqüência experimental o Aço AISI H13 teve que ser desmagnetizado num equipamento associado a Retífica.

Com o objetivo de obter uma Integridade Superficial para a Nitretação por Plasma, depois da retífica as amostras ficaram com 55x 9,8 x 9 mm, sendo retiradas 500  $\mu\text{m}$  de sobre metal.

### 3.4.3 Polimento

Todas amostras, as de referencia e as que foram retiradas a camada eletro erodida foram polidas até o acabamento equivalente de 1  $\mu\text{m}$ , obtido utilizando pasta diamantada.

Após este procedimento todas as amostras foram limpas com álcool em ultrassom por 10 min. Posteriormente foram secadas ao ar quente por 10 min. Para o manuseio a partir desta limpeza foram utilizadas luvas para não passar gordura e sujeira às amostras. Todas as amostras foram acondicionadas com proteção contra a oxidação utilizando-se vaselina.

### 3.4.4 Rugosidade

Antes da nitretação a plasma todas as amostras foram submetidas ao equipamento de medição de rugosidade Taylor Hobson- Surtronic 25, após a retífica e após o polimento.

Antes da medição de rugosidade foram feitas limpeza com álcool para não haver alterações pela utilização da vaselina que protegia as amostras contra a oxidação, Tabela 10.

Tabela 10. Parâmetros da medição de Rugosidade após Eletroerosão segundo Manual Taylor Hobson- Surtronic 25

<i>Aço AISI H13</i>	<i>Codificação das amostras</i>	<i>Ra (<math>\mu\text{m}</math>)</i>	<i>Cut-off Comprimento da amostragem</i>	<i>Comprimento da medição total "lm"</i>	<i>Medição sentido</i>
TT,com Eletroerosão	Série 01	2 a 10	2,5 mm	12,5mm	Longitudinal
TT,eletroerosão c/ retifica e polimento	Série 03	0,1 a 2	0,8mm	4mm	Longitudinal
TT,c/ retifica e polimento	Série 05	0,1 a 2	0,8mm	4mm	Longitudinal

Estes parâmetros foram escolhidos conforme o manual do equipamento em consonância aos parâmetros de acabamento em função da rugosidade obtida pela eletroerosão por penetração, retifica e polimento e em consonância à Norma NBR 8404/1984(Anexo 03) e as Normas DIN 4768 e ISO 4288.

### 3.4.5 Nitretação por Plasma

Os parâmetros da Nitretação por Plasma foram selecionados de modo a produzir somente camadas de difusão, pois a camada de compostos pode apresentar comportamento frágil (Franco,2003). A Tabela 11 apresenta os parâmetros do tratamento termoquímico de nitretação.

Tabela 11. Parâmetros da Nitretação

<i>Tempo (horas)</i>	3
Composição da mistura gasosa	5% vol N <sub>2</sub> + 75% vol H <sub>2</sub> +20% vol Ar
Temperatura	520°C
Pressão	844 Pa ( 6,75 Torr )
Tensão entre eletrodos	500 V

Todas as amostras antes da nitretação sofreram limpeza com álcool por ultrassom por 10 min. e após foram secadas com ar quente por 10 min. O manuseio a partir desta limpeza foi utilizadas luvas para não passar gordura e sujeira às amostras.

Foi confeccionado um dispositivo em aço 1020 com as medidas de 160x60x8mm com uma base redonda de 25mm de diâmetro de suporte engastada num furo de 12mm no centro do dispositivo e com furo de 5mm para fixação no suporte do Reator, conforme fig. 24. Este dispositivo teve as duas faces retificadas na Retífica Perfect do Laboratório de Usinagem do Depto. Mecânica da UTFPR.

A utilização do mesmo garantiu que todas as amostras pudessem ser consideradas como um único lote em relação ao tratamento de nitretação, pois foi dimensionado com esta finalidade.

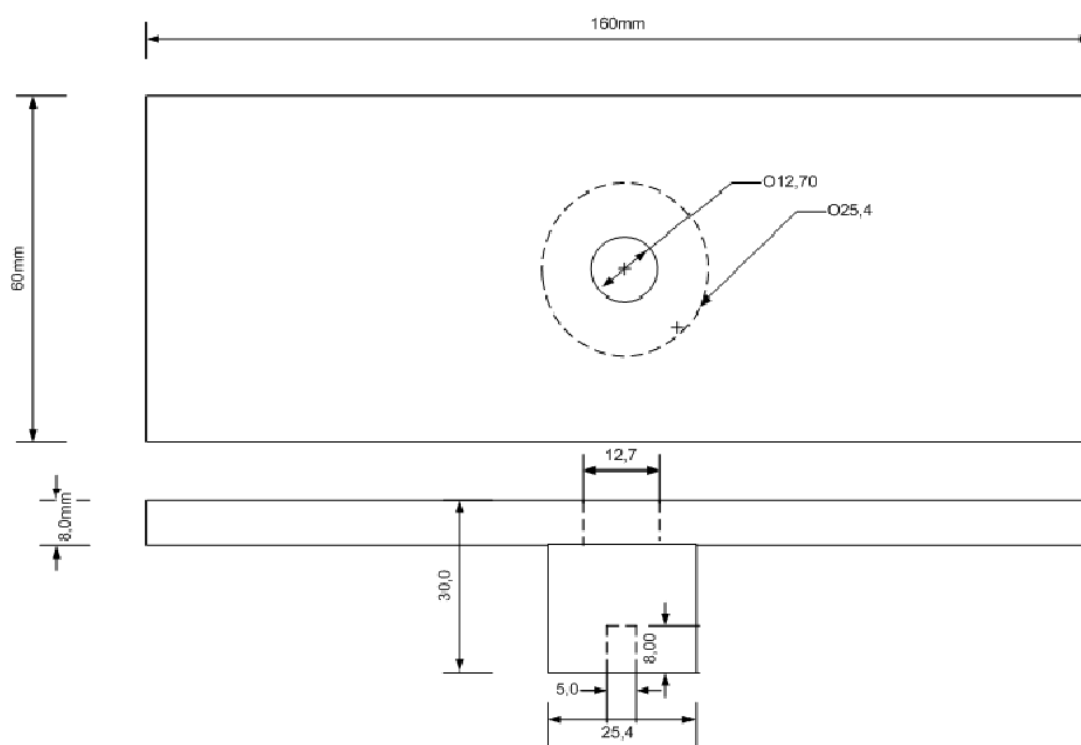


Figura 24. Desenho do dispositivo de Nitretação a Plasma.

A nitretação a plasma foi executada portanto numa unica batelada dispondo as 12 amostras neste dispositivo da Figura 26 acima.

As nitretações por plasma foram realizadas no Laboratório de Plasma do Grupo de Materiais da UTFPR. A representação esquemática da figura 25 ilustra os componentes existentes no reator de plasma do laboratório. O sistema real é apresentado na Fig.26.

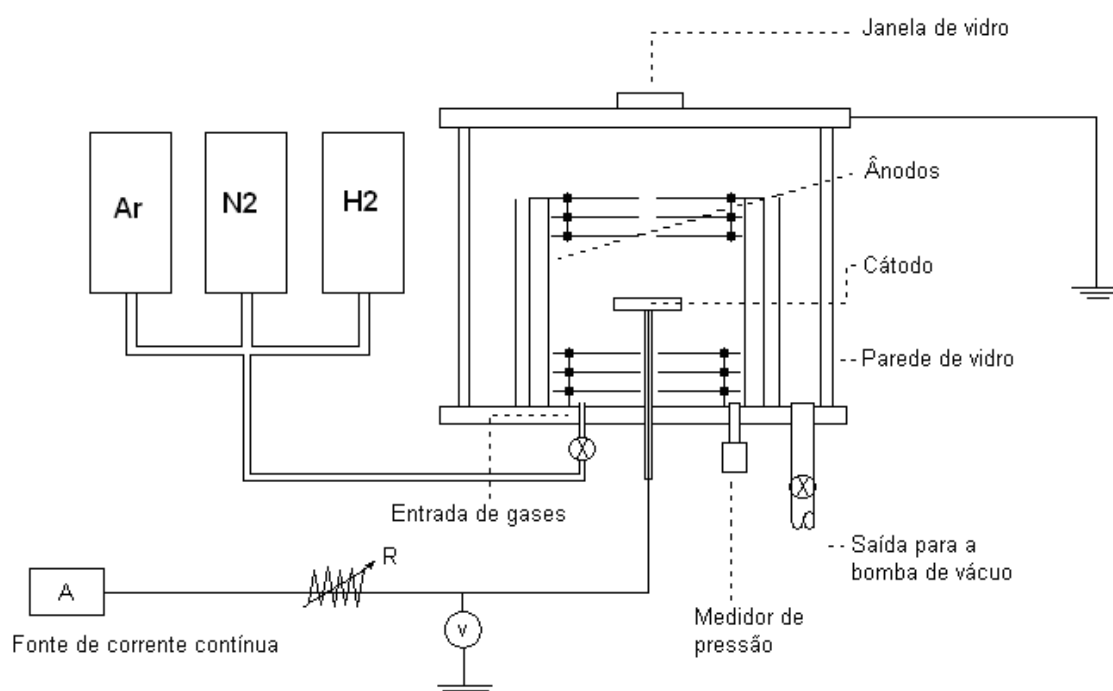


Figura 25. Representação esquemática do reator para nitretação por plasma.



Figura 26. Reator para nitretação por plasma.



### 3.5 Caracterização das amostras

#### 3.5.1 Análise metalográfica

A análise metalográfica foi feita no Laboratório de Materiais do Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade Tecnológica Federal do Paraná

O objetivo desta análise foi estudar a influencia da eletroerosão na microestrutura e as microtrincas do material das amostras com o mesmo regime de tratamento térmico que é aplicado na industria. Para cumprir com este objetivo foram ensaiadas 03 amostras do aço AISI H13 série 01, 03 amostras do aço AISI H13 da série 03 e 03 amostras Aço AISI H13 da série 05.

Para a análise de metalografia e microdureza, as amostras foram cortadas sob refrigeração em um plano ortogonal ao da superfície nitretada e embutidas em baquelite com adição de granalha de aço.

Para análise microestrutural e microdureza das amostras do Aço AISI H13 após a Nitretação foram embutidas em baquelite, lixadas em diferentes granulometria até 1200 e polidas com pasta de diamante de granulometria de 1 $\mu$ m.

Para todas as amostras do Aço H13 foram utilizados os reagentes *picrato de sódio*, para o pré-ataque (3 minutos em ebulição) e *Nital* (20 segundos). A microestrutura foi observada em um microscópio ótico da marca Olympus.

#### 3.5.2 Microdureza

A análise de microdureza foi feita no Laboratório de Materiais do Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade Tecnológica Federal do Paraná.

A análise de microdureza foi efetuada por meio de microscopia óptica e medidas de microdureza em um microdurômetro Shimadzu, com carga de ensaio de 0,05 gf

Para a obtenção dos perfis foram usadas 14 profundidades crescentes que variaram entre 7  $\mu$ m e 500  $\mu$ m, a partir da face nitretada.

O objetivo desta análise foi estudar a influencia da Eletroerosão na microdureza e verificar a profundidade de camadas nitretadas Para cumprir este

objetivo foram ensaiadas 03 amostras do aço AISI H13 da série 01, 03 amostras do aço AISI H13 da série 03 e 03 amostras aço AISI H13 da série 05.

### 3.5.3 Esclerometria Pendular

O Ensaio de Esclerometria Pendular (Scratch Test) foi conduzido no Laboratório de Superfícies da USP no Equipamento de Impacto Charpy modificado sendo os corpos de prova retangulares nas medidas (55x 9,0x9,0mm) polido com pasta de Diamante para metalografia para o teste de arranhão unico com valor maximo de 35 J.

O teste de risco único foi utilizado uma ponta de carboneto de tungstênio sinterizado com base piramidal de 408° ângulo de ápice, com um 0,5 x 0,5 mm<sup>2</sup> de topo plano. A altura do pêndulo inicial será fixada para acumular uma Energia potencial de 35 J, resultando em uma velocidade 3.16 m/s. Um único risco foram feitos em cada um dos tres corpos de prova, obtido para cada condição de tratamento.

Para a realização do ensaio de esclerometria pendular de único passe (ensaio de risco) fez-se modificações em um pêndulo Charpy de 50 J de capacidade. Esse equipamento permite que a altura inicial de lançamento do pêndulo seja ajustada para trabalhar com uma energia acumulada de até 50 J, resultando em uma velocidade de risco, no início do contato entre a ferramenta e a amostra, de até cerca de 4 m/s. Fig.27

A energia absorvida (**E**) é medida com precisão de 0,01 J e a massa removida (**W**), quando medida em uma balança eletrônica, pode atingir uma precisão de 0,0001 g. A profundidade do risco pode ser controlada por meio de ajuste vertical do porta-amostras com precisão de 0,001 mm.

A energia absorvida específica (**e**), ou seja, a energia consumida durante a remoção de 1 g de material, é calculada a partir da relação entre a energia absorvida (**E**) e a massa removida (**W**), valores medidos no ensaio, aplicando-se a equação a seguir:

$$e = \frac{E}{W}$$

Equação 01



Figura. 27 Equipamento Charpy Instrumentado para o Ensaio de Esclerometria Pendular.

Como elemento abrasivo foi utilizada uma ferramenta de carboneto de tungstênio de forma piramidal, com base quadrada, com semi-ângulo interior de  $40^\circ$  e  $0,50 \pm 0,01$  mm de largura do lado da face truncada, mostrada na Figura 28.

Esta base truncada deve ter com ângulo de  $40^\circ$  em todas as faces da pirâmide. A especificação da ferramenta utilizada neste experimento foi a P30BA55E8150 que para obter-se a base truncada foi afiada através de contato com a Empresa ISCAR em um equipamento Multiretifica com disco de diamantado, conforme detalhe da Figura 29.

A Figura 30 mostra o detalhe do porta amostra do Equipamento Charpy modificado, com uma das amostras que foram riscadas com a finalidade de verificar o coeficiente de desgaste abrasivo.

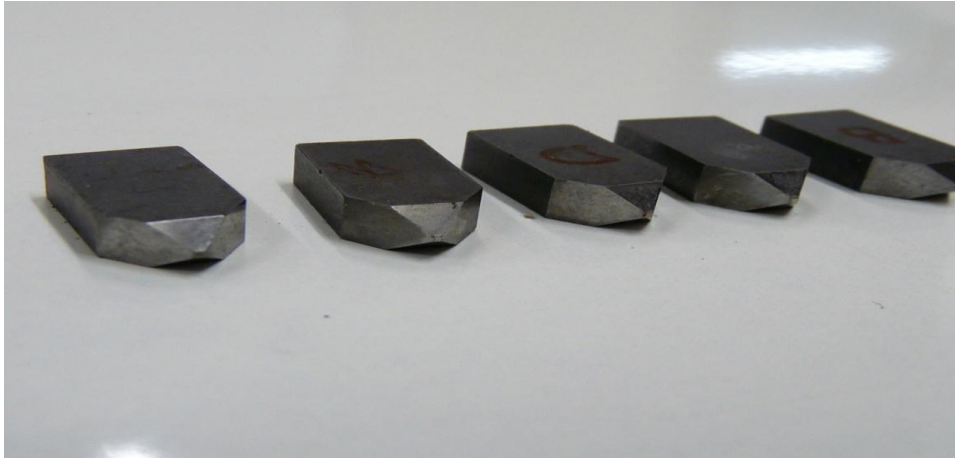


Figura 28 Ferramenta para o risco de esclerometria pendular com afiação de topo  $0,5 \text{ mm} \pm 0,01 \text{ mm}$

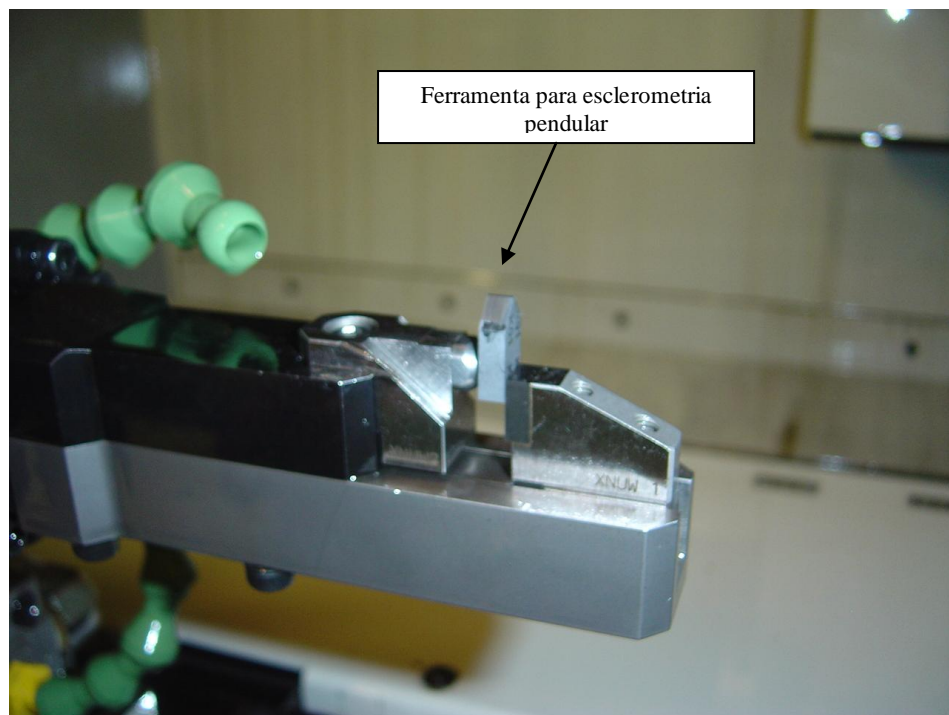


Figura 29. Detalhe da Ferramenta de Esclerometria Pendular para entrar em Processo de Afiação

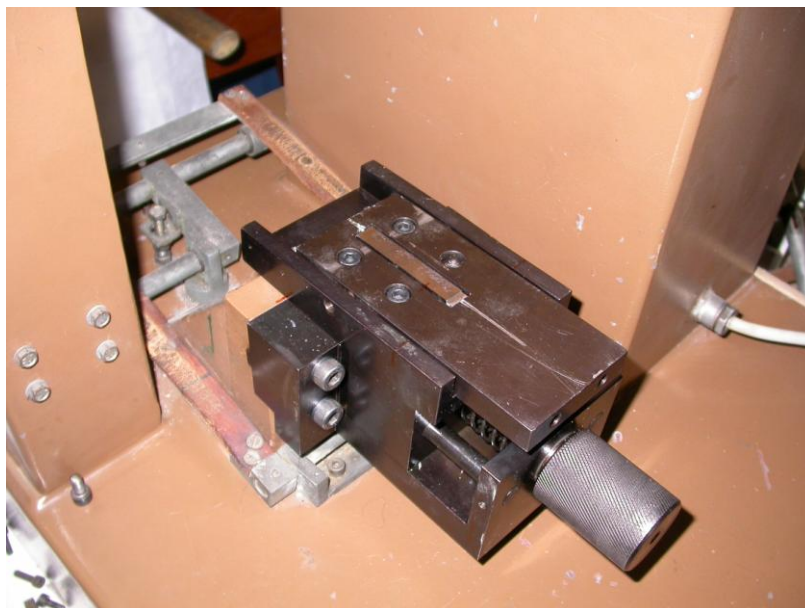


Figura 30. Detalhe do Porta amostra com CP preparado para o Teste de Risco.

Todas as amostras foram pesadas antes numa balança digital da USP com resolução de 0,0001g para que pudessemos verificar a perda de massa após o teste de risco.

Cada amostra então fez-se este levantamento para que pudessemos calcular o coeficiente de desgaste abrasivo-K.

A cada teste de risco também foram anotados os valores do Equipamento Charpy modificado a energia consumida por cada um dos riscos produzidos.

Para o calculo do coeficiente de desgaste abrasivo utilizou-se de valores de  $q = 0,574$  sendo  $q^{-1} = -0,426$  que obteve-se do aço 1080 (Velez-Restrepo,1997), A escolha dos coeficientes  $q$  e  $q^{-1}$  do aço 1080, também foi em função da resistência a tração como também o seu coeficiente de desgaste abrasivo ficou aproximado ao aço AISI H13.

Verifica-se como a Figura 31, que a energia específica "e" aumenta com diminuição do tamanho do sulco. Este fenômeno denominado *efeito de escala ou efeito do tamanho do abrasivo*, é bem conhecido na usinagem dos metais.

Varias explicações têm sido sugeridas para este fenômeno; as mais aceitas são aquelas que levam em conta às diferenças entre as propriedades mecânicas do metal na superfície e no volume. Quando o volume de material deformado é relativamente grande há uma densidade uniforme de defeitos cristalinos e a deformação pode ser considerada uniforme, para volumes muito pequenos, por

outro lado, a deformação é localizada na superfície e a heterogeneidade da deformação aparece, (Vingsbo e Holmark, 1984, apud Velez-Restrepo, 1997). Escolheu-se baseado nesta literatura fazer-se riscos em média de 136  $\mu\text{m}$ , nas amostras deste experimento para não termos o fenômeno de efeito de escala, ou seja quanto menor profundidade do risco, maior a energia específica. O resultado da diminuição da escala é o aumento de tensão necessária para o fluxo plástico; isto é chamado de efeito de tamanho ou de escala.

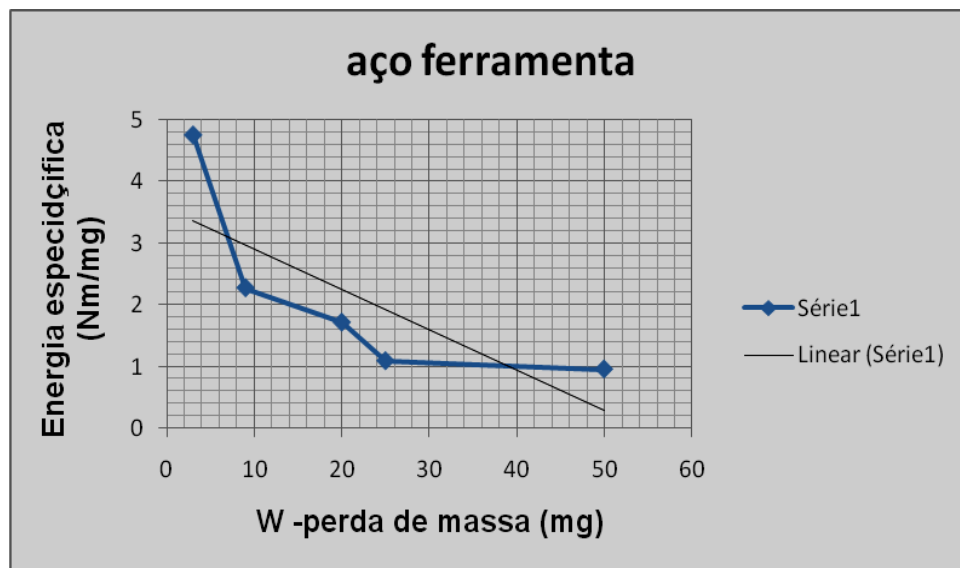


Figura 31 Gráfico de energia específica de sulcamento,  $e$  contra perda de massa,  $W$ , para um aço ferramenta (Vingsbo e Holmark, 1984)

As análises de MEV após os riscos da esclerometria pendular foram realizados no laboratório de engenharia de materiais da USP em um equipamento do fabricante Phillips tanto do desgastes provocados nas ferramentas como na morfologia dos sulcos provocados na estrutura do aço AISI H13 nas três condições dos experimentos.



## 4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 4.1 Caracterização microestrutural e topográfica

Na Figura 32 pode-se observar a estrutura do Aço AISI H13 em estado recozido tal como adquirido com dureza de 207 HV, onde aparecem microcarbonetos globulares distribuídos na matriz ferrítica.

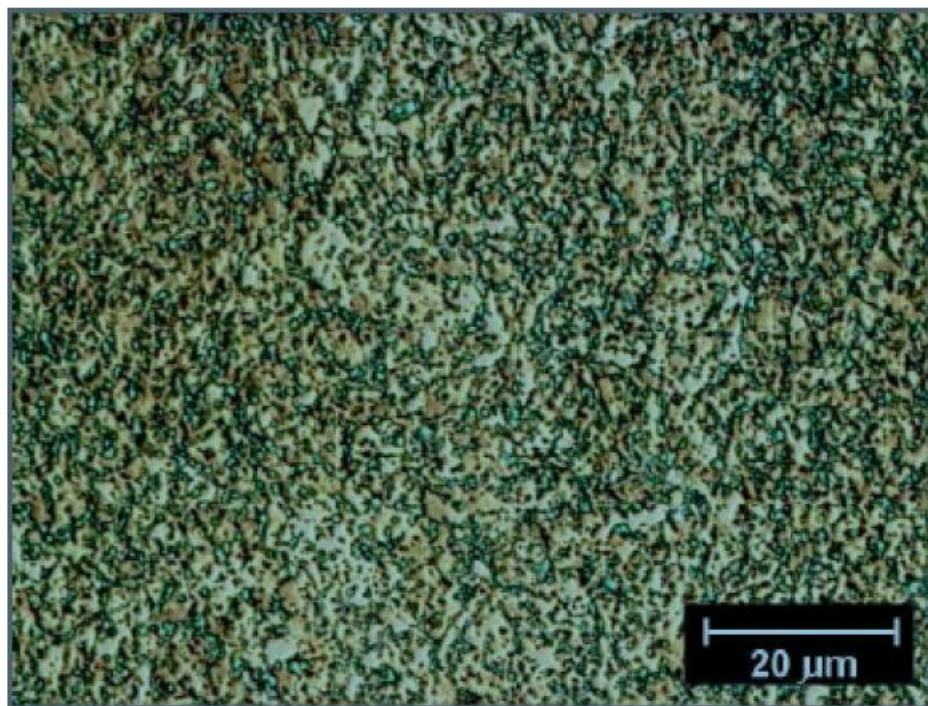


Figura 32. Aço AISI H13 no estado de fornecimento.

Na Figura 33 observa-se a estrutura do Aço AISI H13 temperado. Nesta figura aparecem pequenos carbonetos globulares não dissolvidos numa matriz martensítica.

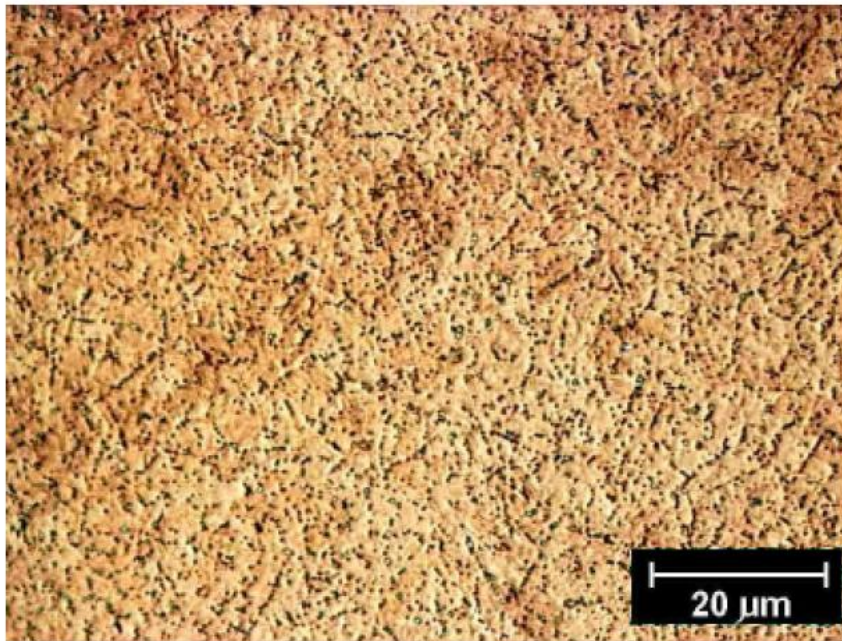


Figura 33 Aço AISI H13 temperado em banhos de sais

A Figura 34 apresenta a microestrutura do aço AISI H13 temperado e revenido. Nesta estrutura aparece martensita revenida e pequenos carbonetos globulares.

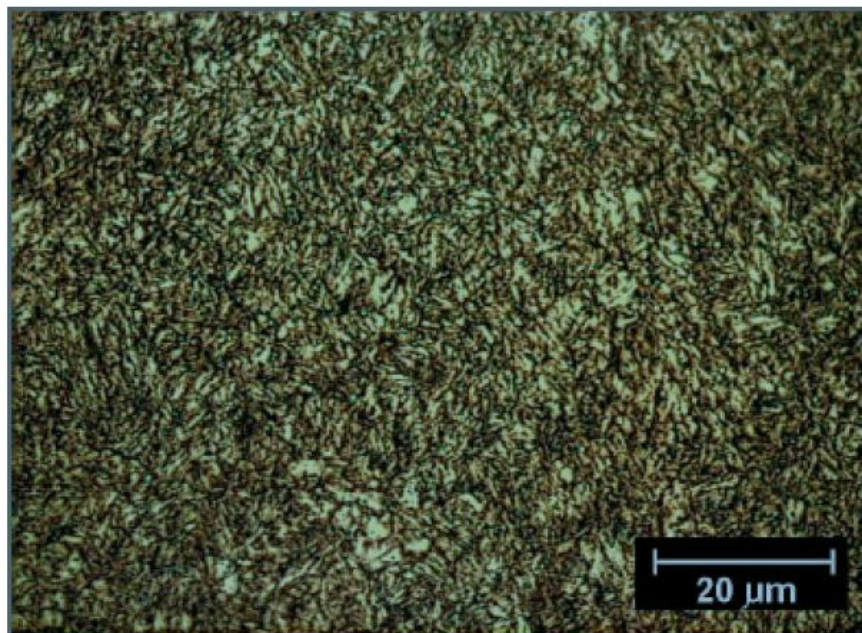


Figura 34. Aço AISI H13 temperado a partir de 1040 °C em banhos de sais e duplo revenido a 600°C.



A Figura 35 mostra, em seção transversal, a microestrutura do Aço AISI H13 temperado, revenido e nitretado. Observa-se que após tempera e revenimento há uma superfície sem microtrincas mesmo no substrato.

Verifica-se também na microestrutura a camada nitretada com aproximadamente 110 a 120  $\mu\text{m}$ , sendo esta camada a de difusão.

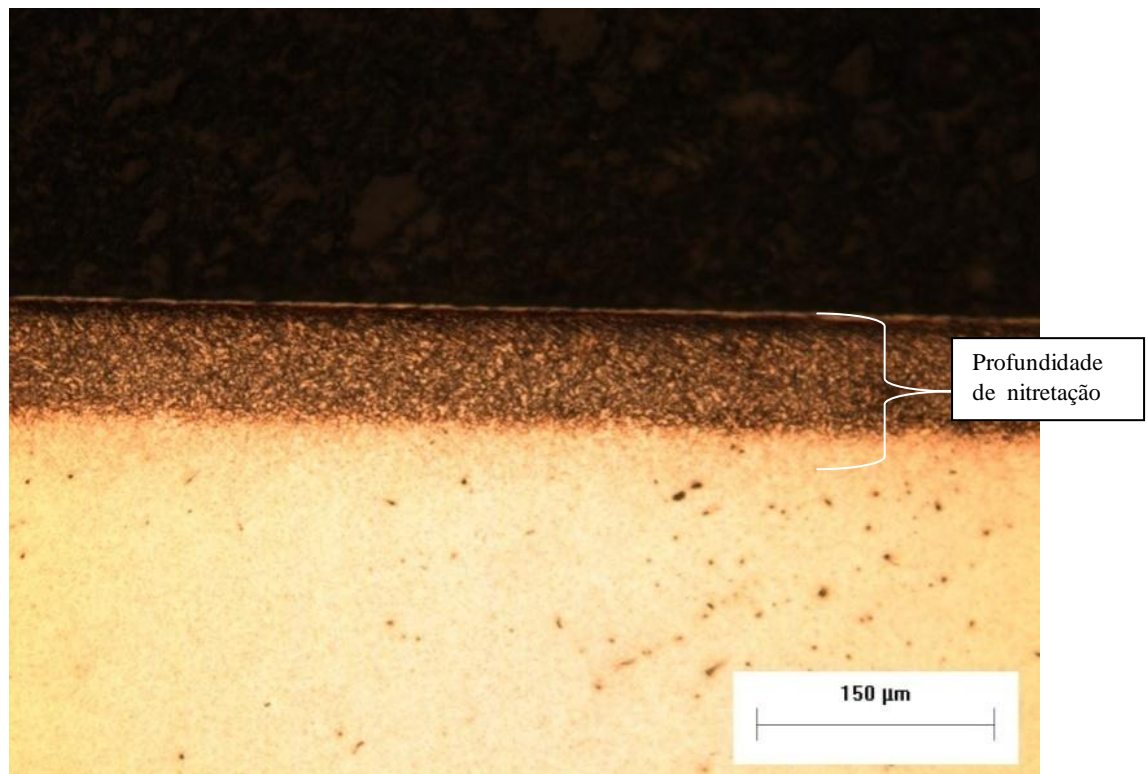


Figura 35. Aço AISI H13 após têmpera, revenimento e nitretação.

Na Figura 36 observa-se, em seção transversal, a microestrutura do Aço AISI H13 adicionada com eletroerosão após as mesmas condições de nitretação. Observa-se que há uma série de microtrincas na sub-superfície.

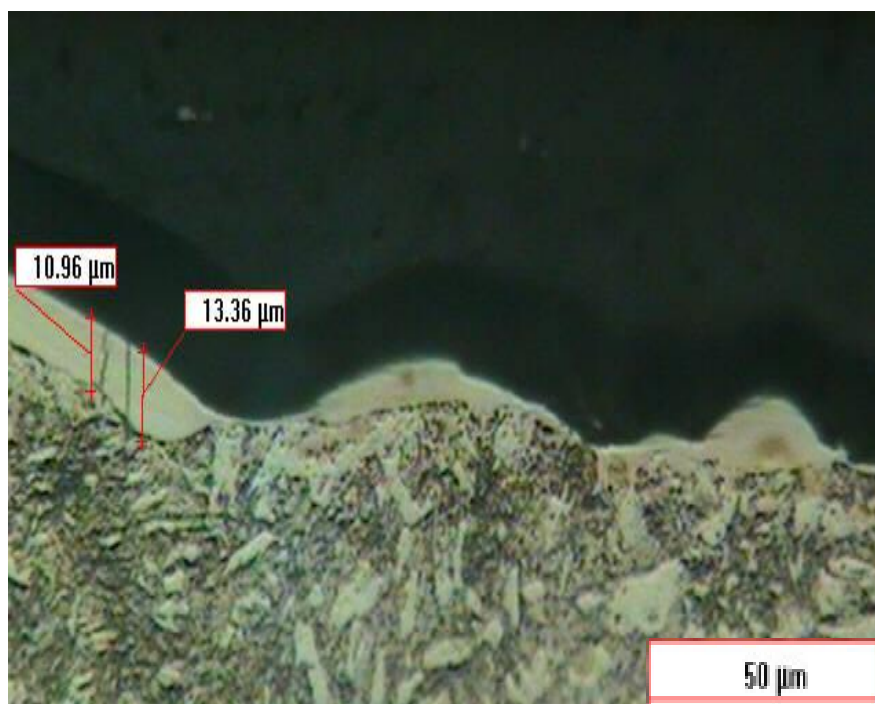


Figura 36. Aço AISI H13 temperado revenido com eletroerosão e nitretado

A Figura 36 mostra que a rugosidade superficial foi bastante alterada após o processo de Eletroerosão. De fato a rugosidade média aritmética ( $R_a$ ) determinada para esta superfície foi de  $5,2 \pm 0,4 \mu\text{m}$ .

Para os resultados obtidos com os parâmetros escolhidos para a Eletroerosão  $27\mu\text{s}$  de  $ton$  e  $9\mu\text{s}$  para  $toff$ , eletrodo ferramenta cobre eletrolítico, hidrocarboneto como dielétrico e corrente de 8 A para um  $R_a$  igual a  $5,2 \mu\text{m}$  foram melhores ao obtido por Lee e Tai (2003) com parâmetros menores para  $ton$  de  $15 \mu\text{s}$  e corrente de 16 A obtiveram  $R_a = 7,1 \mu\text{m}$ . Oliniki (2009) obteve resultados significativamente melhores, pois com  $ton$  de  $27\mu\text{s}$  e com dielétrico de querosene os valores de  $R_a$  ficaram entre  $1,16$  a  $1,94 \mu\text{m}$ , resultado equivalente a um acabamento N6, considerado como retífica pela norma NBR 8404/1984(Anexo 03). Os resultados obtidos com o processo de Eletroerosão estão caracterizados como sendo de desbaste, acabamento N9 considerando a NBR 8404/1984(Anexo 03).

Visando a eliminação das trincas e a reprodução de uma superfície semelhante às condições industriais, foram realizados vários passes de retífica eliminando-se uma camada de  $500 \mu\text{m}$ , obtendo-se a topografia final como mostra a figura 37. A esta figura foi associado um  $R_a = 0,03 \pm 0,01 \mu\text{m}$  após polimento e a etapa anterior (retífica) imprimiu à superfície uma rugosidade de  $0,06 \pm 0,02 \mu\text{m}$ . Observa-se que a camada de nitretação continuou íntegra e que a retífica e o

polimento metalográfico retiraram toda a camada branca da eletroerosão e não há evidências de microtrincas.

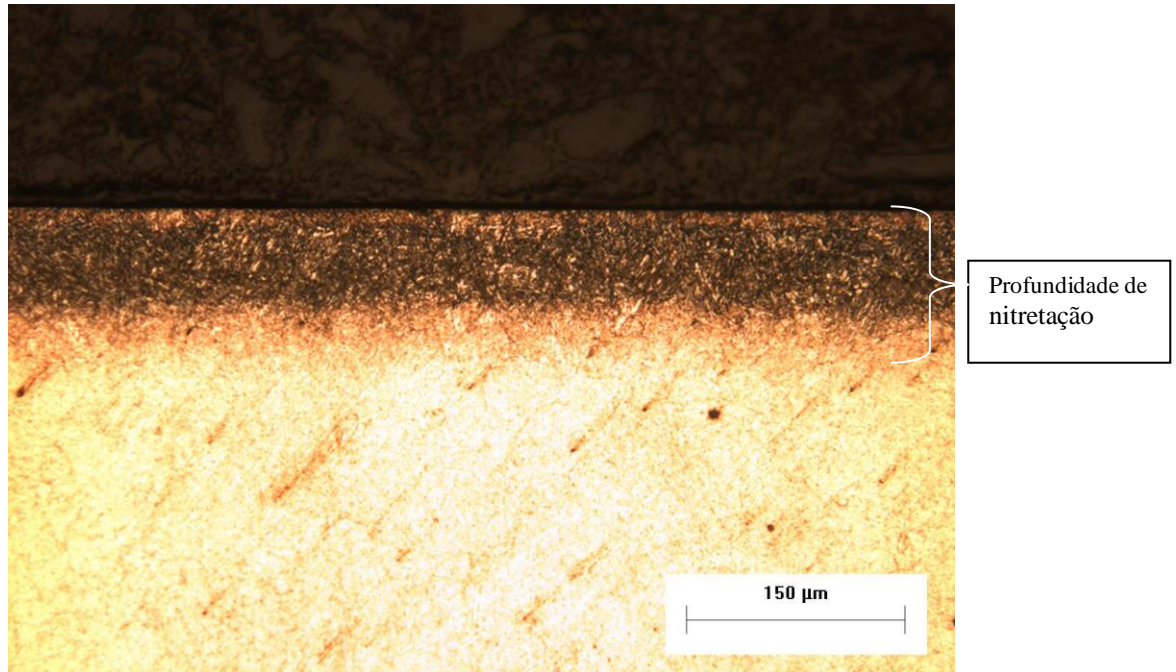


Figura 37. Aço AISI H13 após a remoção de 500  $\mu\text{m}$  de material em retífica posterior ao processo de EDM.

#### 4.2 Perfis de Microdureza

O perfil de microdureza Vickers em função da profundidade é apresentado na Figura 38. Os valores pontuais estão apresentados no Anexo 2.

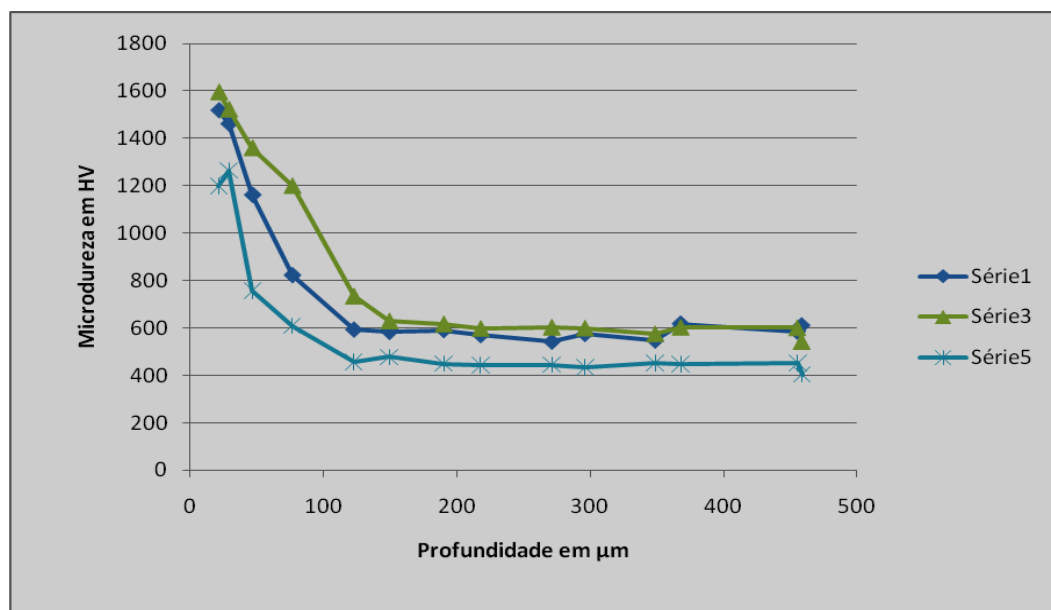


Figura 38. Gráfico da variação da microdureza em função da profundidade.

**Legenda:****Serie 1: Aço AISI H13 com TT, Eletroerosão e Nitretação****Serie 3: Aço AISI H13 com TT, Eletroerosão, Retífica, Polimento e Nitretação.****Serie 5: Aço AISI H13 com TT, Retífica, Polimento e Nitretação**

Nesta figura observa-se que a dureza determinada para o aço AISI H13 nitretado (serie 5) foi de aproximadamente 1200 HV. Neste trabalho este valor serve como referência para a avaliação da interferência de outros processos de fabricação.

Pode-se considerar que este valor de dureza é condizente com o descrito na literatura para um aço AISI H13 temperado, revenido e nitretado (Franco, 2003).

A partir de aproximadamente 110 $\mu$ m de profundidade vê-se a presença da camada de difusão em uma decréscimo suave de dureza até o patamar de 420 HV que se estende até 480 $\mu$ m, ou seja até o substrato temperado e revenido.

A dureza superficial da serie 3 que corresponde ao aço AISI H13 com TT, eletroerosão, retificado, polido e nitretado, foi de 1598 HV. Este valor está influenciado pela alteração microestrutural imposta pela eletroerosão (camada branca e zona afetada pelo calor), e provavelmente é também afetado pela tensão residual provocada em função dos acabamentos posteriores a Eletroerosão com tensões de natureza compressiva (retífica e polimento).

A partir de aproximadamente 115 $\mu$ m a dureza fica em torno de 770 HV onde se situa a camada de difusão da nitretação. Com 150 $\mu$ m de profundidade até 480 $\mu$ m a dureza fica num patamar de 600HV.

Na mesma figura observa-se o aço AISI H13 com TT, eletroerosão e nitretação série 1 com as alterações da microestrutura da eletroerosão (camada branca e zona afetada pelo calor) observa-se que a dureza superficial atingiu valores de 1558 HV, também superiores à referencia, até aproximadamente 115 $\mu$ m, onde está estabelecida a camada de difusão da nitretação a plasma.

Após a camada de difusão onde atinge 600HV esta dureza permanece neste patamar até 480 $\mu$ m de profundidade.

A semelhança dos resultados desta série com os descritos para a série de amostras anterior implica que o efeito das operações de retífica e polimento foi sentido, porém de forma não muito acentuada. Isto porque provavelmente não há consenso sobre a natureza das tensões residuais decorrentes dos processos posteriores ao eletroerosão retifica e polimento.

#### 4.3 Esclerometria Pendular

Para o cálculo do coeficiente de desgaste abrasivo utilizou-se de valores de  $q = 0,574$ , determinados por Velez-Restrepo (1997) para o aço AISI 1080, conforme o capítulo 3.5.3. Os resultados obtidos neste ensaio estão apresentados na Tabela 16.

Tabela 12. Valores de perda de massa, energia consumida e coeficiente de desgaste obtidos nos ensaios de esclerometria pendular.

Código das Amostras	Perda de massa (mg), W	Energia consumida (J)	Energia específica (J/mg)	$K = e(W)/W^{(q-1)}$ Coeficiente de desgaste
Série 05	3,71	16,45	4,43	
	3,39	15,76	4,64	
	3,19	17,06	5,34	
<b>Média</b>	<b>3,43</b>	<b>16,42</b>	<b>4,78</b>	<b>2,77</b>
Série 01	3,8	18,38	4,83	
	3,15	17,11	5,43	
	2,84	19,76	6,95	
<b>Média</b>	<b>3,26</b>	<b>18,41</b>	<b>5,64</b>	<b>3,04</b>
Série 03	2,01	16,7	8,30	
	2,06	16,83	8,16	
	3,37	19,13	5,68	
<b>Media</b>	<b>2,48</b>	<b>17,55</b>	<b>7,08</b>	<b>2,58</b>

**Legenda:**

**Série 05 – Aço AISI H13 ,retifica,polida, com nitretação**

**Série 01 – Aço AISI H13 com eletroerosão e nitretada.**

**Série 03 -- Aço AISI H13 com eletroerosão ,retífica ,polida e nitretada.**

Os resultados da Tabela 12 evidenciam que:

- 1- O menor valor de coeficiente de desgaste foi do Aço AISI H13 com eletroerosão, retificado, polido e nitretado;
- 2- O maior valor de coeficiente de desgaste foi do aço AISI H13 com eletroerosão e nitretado.

Esta diferença novamente indica que os processos de retifica e polimento são capazes de interferir na resistência mecânica de um aço sujeito aos processos de fabricação de moldes de injeção. O efeito esperado de compensação direta das tensões do eletroerosão pela nitretação não foram suficientes para minimizar o coeficiente de desgaste do aço AISI H13. A seguir, os mecanismos de desgaste resultantes dos ensaios são apresentados.

As Figuras 39 e 40 mostram o aspecto superficial da ferramenta de metal duro, após ensaio em aço da série de amostras 1 (eletroerosão seguido de nitretação diretamente).

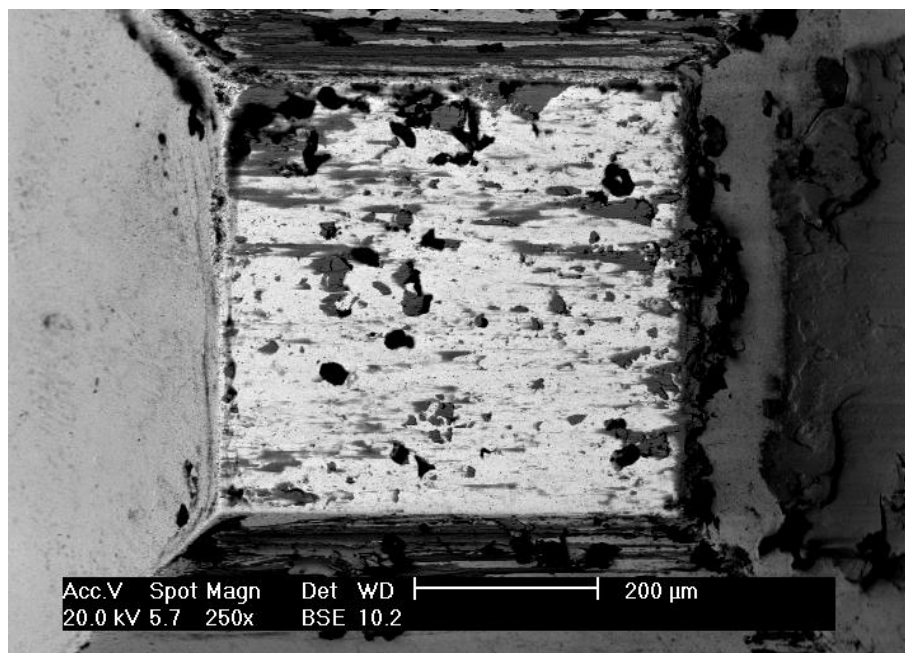


Figura 39. Aspecto da superfície da ferramenta de metal duro após riscamento do aço AISI H13 com eletroerosão e nitretada.



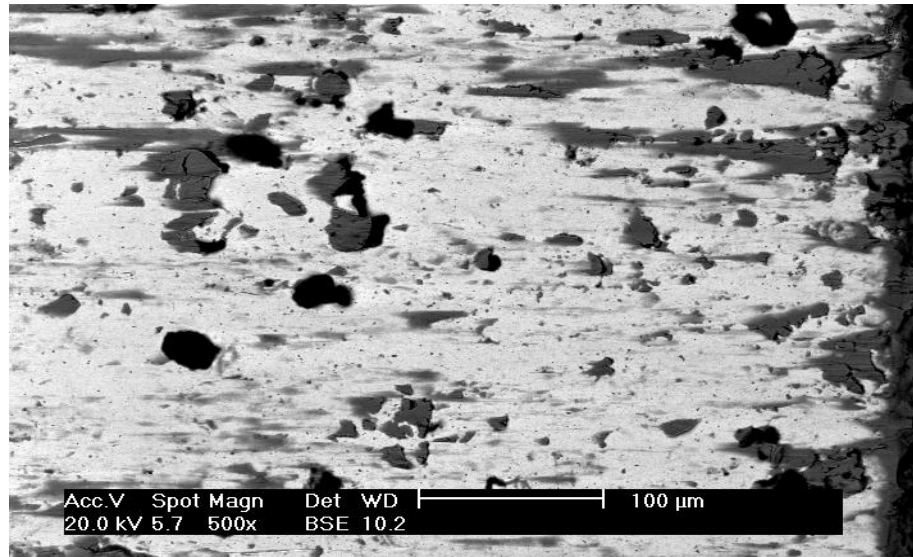


Figura 40. Detalhe da Figura 39. Nota-se intensa adesão do aço à ferramenta.

Observa-se nestas figuras que houve adesão do aço à ferramenta de metal duro. Isto implica num aumento do coeficiente de atrito, e num processo de riscamento, implica igualmente em aumento do coeficiente de desgaste (Velez-Restrepo, 1997), dado que neste sistema os coeficientes são relativamente proporcionais.

Para efeito comparativo, as Figuras 41 e 42 mostram o aspecto superficial da ferramenta de metal duro, após ensaio em aço da série de amostras 3 (eletroerosão, retífica, polimento e nitretação).

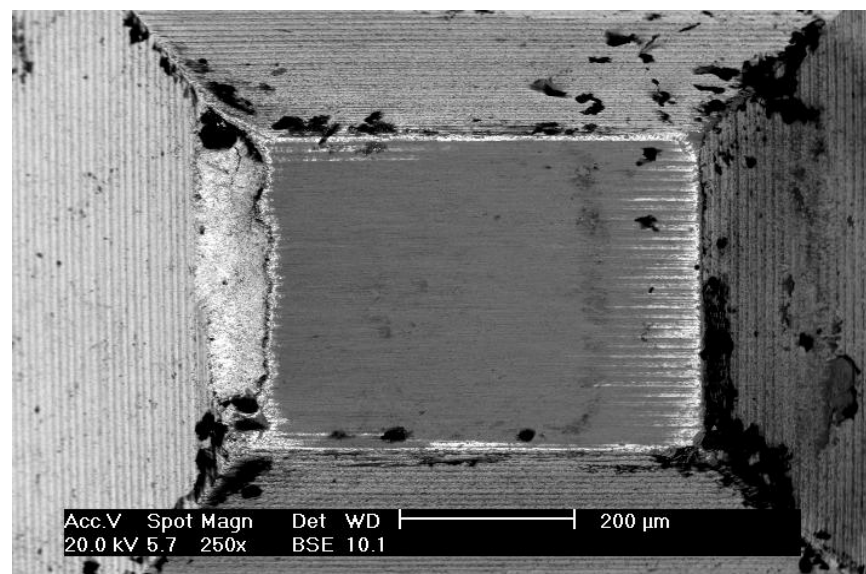


Figura 41. Aspecto da superfície da ferramenta de metal duro após riscamento do aço AISI H13 retificado, polido e nitretado.

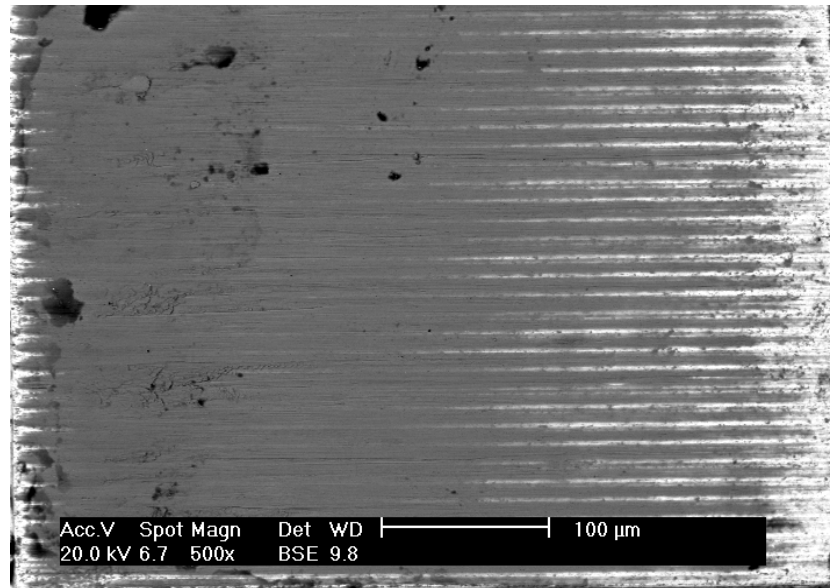


Figura 42. Detalhe da Figura 41. Nota-se adesão do aço à ferramenta.

Observa-se que neste caso a adesão na ferramenta é sensivelmente reduzida, o que deve ter levado a um coeficiente de atrito menor e, conseqüentemente, reduzindo o coeficiente de desgaste.

Portanto, os valores de coeficiente de desgaste calculados e apresentados na Tabela 16 estão de acordo com os mecanismos observados nas ferramentas de corte. Por fim, apresenta-se um detalhe do sulco formado após estes ensaios na Figura 43. Pode-se observar nesta figura somente a deformação plástica no fundo do sulco, sem evidências de microtrincas nesta situação.

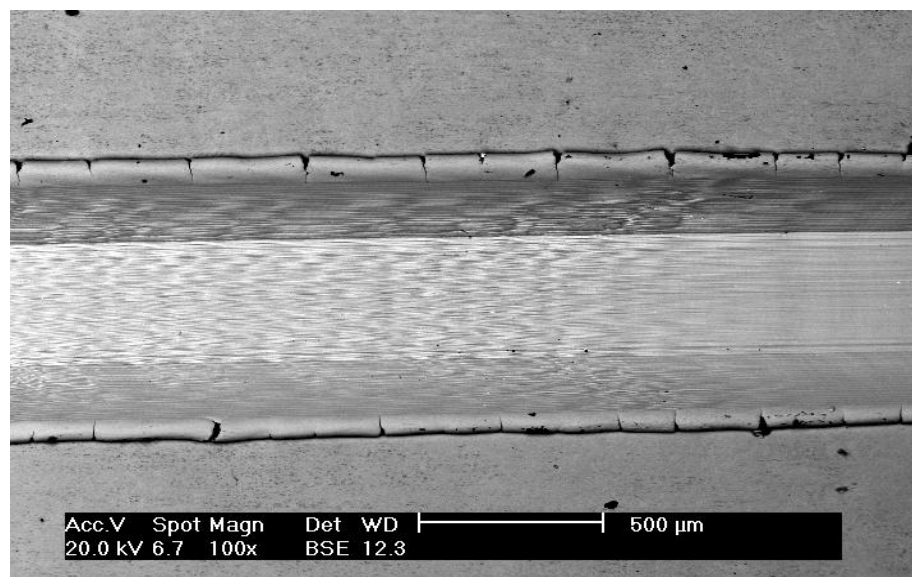


Figura 43. Detalhe do sulco no aço AISI H13 retificado, polido e nitretado.



Observa-se que há microtrincas nas bordas, efeito do intenso encruamento nesta região.

Na figura 44 observa-se intenso arrancamento do material do aço AISI H13 pela passagem da ferramenta de metal duro que atingiu em média 136 $\mu$ m de profundidade na região e as trincas observadas nesta região nucleadas a partir da eletroerosão atingiram um patamar de 63 $\mu$ m ficando dentro da área nitretada (substrato).

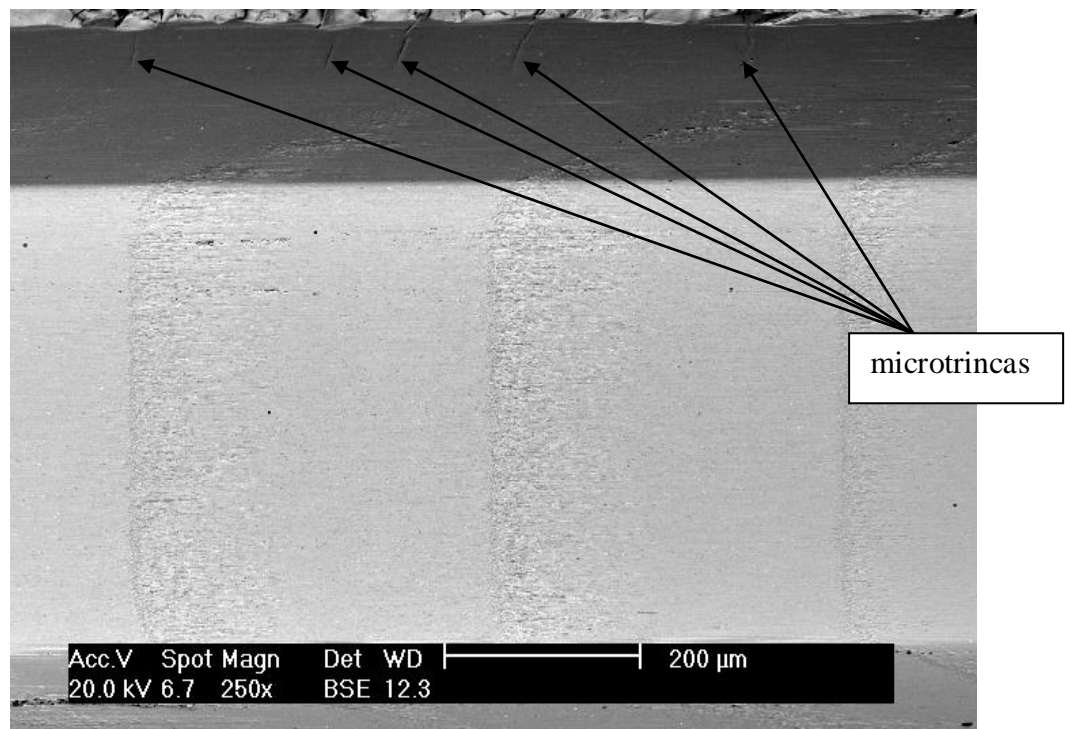


Figura 44 Aço AISI H13 eletroerodido e nitretado após ensaio de risco único com esclerometria pendular apresentando várias microtrincas.

## 5. CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

### 5.1 -Conclusões

A avaliação do efeito de diferentes processos de fabricação de moldes para injeção de alumínio foi realizada ao longo deste trabalho, utilizando o aço AISI H13 como material de referência.

Desta forma, verificou-se que:

1. Os processos de retificação e polimento podem alterar a dureza superficial e influenciaram sobremaneira à resistência ao desgaste abrasivo, determinada por meio de ensaio de esclerometria pendular.
2. Os processos de retificação e polimento mantiveram a integridade da camada de difusão resultante da nitretação a plasma.
3. As diferenças de desempenho quanto à resistência ao risco puderam ser relacionadas com o nível de adesão do aço à ferramenta de corte. Quanto maior o nível de adesão, pior foi o desempenho do material ensaiado.
4. Na análise da microestrutura após a Eletroerosão encontramos evidências de camada branca e microtrincas que condiz com a literatura (Lee e Tai, (2003), Yoshida,(2002), Lima e Correa,(2006) e Olinik,2.009) , e que somente melhorando a integridade superficial ( com retirada de camada branca e microtrincas) através de retífica e polimento pode-se ter uma superfície adequada para receber o endurecimento superficial da nitretação a plasma.
5. Nas medições dos perfis de microdureza observa-se que também conforme Franco, (2003), Yoshida,(2002) e Uddeholm (2006) tem-se resultados que condiz com os obtidos naqueles experimentos , porém submetidos às altas pressões da injeção sob pressão em alumínio cria-se trincas tipo casca de ovo, em razão da natureza pobre da microestrutura após a eletroerosão. Os valores de dureza obtidos demonstraram que o valor diminui em direção ao substrato, isso ocorre porque na zona re-fundida ocorre a maior concentração de calor e com a condutividade térmica do eletrodo-peça o calor é dissipado sem interferir o núcleo do substrato. Porém, quando ocorre um aumento na espessura da zona re-fundida conforme, o valor da dureza aumenta muito e as camadas subseqüentes têm seus valores alterados em maior proporção.

Este aumento da dureza na superfície com propagação para as camadas inferiores pode diminuir a resistência ao impacto do material (Yoshida, 2002). Para o molde de injeção de alumínio, a redução da resistência ao impacto na superfície pode originar uma quebra prematura quando associado a defeitos pré-existentes.

6. No teste de ensaio único ficou patenteado que a eletroerosão conduz as microtrincas até o substrato que determinam que, a microestrutura fica comprometida e determina uma condição desfavorável para a vida útil de moldes de injeção.

## 5.2 Sugestões para trabalhos futuros

Futuramente, deve-se determinar o nível de tensão residual de cada série de amostras produzidas neste trabalho, de modo a correlacioná-las com os resultados obtidos. Além disto, pode-se implantar a instrumentação no ensaio de esclerometria pendular a fim de medir diretamente o coeficiente de atrito.

## 6. REFERÊNCIAS

ALVES JR., C. **"Tratamento e revestimentos de superfícies"**. Universidade Federal do Rio Grande do Norte.(2001)

ALVES. JR. C. **Nitreção a plasma pulsado: equipamento, preparação e caracterização de camadas nitretadas**. Tese de Doutorado, p 176, UFSCar, São Carlos, SP, 1995

ASPINWALL D.K., DEWES R.C., BURROWS J.M., PAUL M.A., **Hybrid high speed machining (HSM): system design and experimental results for grinding/HSM and EDM/HSM**, Ann. CIRP 50 (1) (2001) 145–148.

BETHKE, J. **Surface technology in production engineering**. Apostila. Universidade Federal de Santa Catarina: 1993.

BOOTHROYD, G., WINSTON A.K, **Non-conventional machining processes, in: Fundamentals of Machining and Machine Tools**, Marcel Dekker, Inc, New York, 1989, p. 491.

BOSHEH, S. S.; MANTIVEGA, P. T. **White layer formation in hard turning of H13 tool steel at high cutting speed using CBN tolling**. International Journal of Machine Tools & Manufacture, Vol: 46, n. 0, p. 225-233, Manchester: 2005.

BRYGGMANN,U; HOGMARK, S.; VINGSBO, O., **Mechanisms of gouging abrasive wear of steel investigated with aid of pendulum single-pass grooving**. Wear, v 112,p.145, 1986

CAMPBELL, J.. **Casting: The new metalurgy of casting metals**. 2 ed. Butterwork-Heinemann, Oxford, UK, 2003. 111p.

CHAPMAN, B. N., **Glow Discharge Processes**, 590p. John Wiley & Sons,Ed. New York, EUA, 1980

CLAYTON, D.B.; SACH, K. – **Heat Treatment 76**, The Metals Society, 1976.

ÇETIN, A., TEK, Z., ÖZTARHAN, Z., ARTUÇ, N., **"A comparative study of single duplex treatment of martensitic AISI 420 steel using plasma nitriding and plasma nitriding-plus-nitrogen ion implantation techniques"** Surface and Coating Technology, 2007.

CHIAVERINI, V. ,**"Processos de Fabricação e Tratamento"**,V2,São Paulo, McGraw-Hill, Brasil, pp.227-230, 1987.

CRUZ, C., **"Há inúmeras maneiras não-tradicionais de usinar materiais: conheça algumas"**. Máquinas e Metais, São Paulo, ano 29, v. 27, n. 324, p. 80-85, 1989.

CRUZ, C.,**"Introdução à usinagem não tradicional."** Uberlândia-MG: DEEME, UFU, p. 7-19, 1989.

CZELUSNIAK, A., MORAWSKI, C.D., LILIENTAL, W.K. **"Automatic Nitriding Potential Control in gas Nitriding, International Heat Treating"** Conference, EUA, 1994.

DINGREMONT, N., BERGMANN, E., COLLINGTON, P. **"Application of duplex coatings for metal injection mouldings"**. Surface and Coating Technology. v. 72, p. 157-162, 1995.

DOMKIN, K.; HATTEL, J. H.; THORBORG, J.. **Modeling of high temperature- and diffusion-controlled die soldering in aluminum high pressure die casting.** Journal of Materials Processing Technology. 18 set de 2008.

EDENHONFER, B. **Physical and metallurgical aspects of ionitriding-** Part 1 – Heat Treatment of Metals, v1, PP 23-28 , 1974.

EKMEKCI, B.; ELKOCA, O.; ERDEN, A. **A comparative study on the surface integrity of plastic mold steel due to electric discharge machining.** Metallurgical

and Materials Transactions B: Process Metallurgy and Materials Processing Science, v. 36, n. 1, p. 117-124, 2005.

FERREIRA, G.E.F., "**Avaliação da resistência à fadiga térmica do aço H13 nitretado pelos processos gasoso e por plasma**" Universidade Federal de Santa Catarina, 2001.

FIELD, M.; KAHLES, J. F. **Review of surface integrity of machine components.** Annals of the CIRP, v.20, n.2, p.153-163, 1971.

FRANCO Jr, A. R. **Obtenção de Revestimentos Duplex por nitretação a Plasma PVD e TIN em aços AISI D2 e AISI H 13**, Tese de Doutorado, USP, 2003.

FURUTANI K., N. MOHRI, N. SAITO, H. TAKEZAWA, T. Shin, M. Higashi, **Simultaneous finishing a pair of dies by electrical discharge grinding**, in: **Rapid Product Development**, Chapman & Hall, in association with Japan Society for Precision Engineering, London, 1997, pp. 263–272.

GENEL, K. DEMIRKOL, M. "**A method to predict effective case depth in iron nitrided steels**". Surface and Coating Technology. 2004.

GRIFFITHS, B. J. **Manufacturing surface technology**. 1. ed. London: Penton Press, 2001

HIOKI, D. **Influência dos parâmetros de corte do fresamento HSM sobre o desempenho tribológico do aço AISI H13 endurecido**. Tese de Doutorado - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. São Paulo: 2006.

HO K.H., NEWMAN S.T. **State of the art electrical discharge machining (EDM)**, International Journal of Machine Tools & Manufacture 43 (2003) 1287–1300

HOUMAN L., Total EDM, in: E.C. Jameson (Ed.), **Electrical Discharge Machining: Tooling, Methods and Applications**, Society of Manufacturing Engineers, Dearborn, Michigan, 1983, pp. 5– 19.

HUTMANN, L ; SUNDGREN, J E; **Handbook of hard coating- deposition technologies, proprieties an applications** ; 1 ed., Noyes Publications: Park Ridge , NJ, 2001 p.153.

INFORMATIVO DA BOEHLER. **Die steels and improved productivity in die casting**, Disponível em: <[www.boehler.com](http://www.boehler.com)>. Acessado em: 11 de outubro de 2006.

INFORMATIVO DA UDDEHOLM. **Die steels and improved productivity in die casting**, Disponível em: <[www.uddeholm.com.br](http://www.uddeholm.com.br)>. Acessado em: 15 de outubro de 2006.

INFORMATIVO DA ENGEMAC **Maquinas de Eletro erosão** – [www.engemac.com.br](http://www.engemac.com.br) acessado em 16 de julho de 2009.

JIA Z.X., J.H. ZHANG, X. Ai, **Study on a new kind of combined machining technology of ultrasonic machining and electrical discharge machining**, Int. J. Mach. Tools Manuf. 37 (2) (1997) 193–197.

KALPAKIJAN, S.; SHMID, S. R.. **Manufacturing, engineering and technology**. 5<sup>a</sup> ed. Pearson Education: Upper Saddle River, NJ, 2006, 303p.

KHEIRANDISC, S.; NOORIAM A.. **Effect of Niobium on Microstructure of Cast AISI H13 Hot Work Tool Steel**. Journal of iron and steel research, international. v15, p.61-66, 2008

KLOBCAR D.; TUSEK J.; TALJAT B.. **Thermal fatigue of materials for die-casting tooling**. Materials Science and Engineering. v. 472, p.198-207, 2008.

KONIG W., DAUW D.F., G. LEVY, U. PANTEN, **EDM—future steps towards the machining of ceramics**, Ann. CIRP 37 (2) (1988) 623–631.

KOZAK J., K.P. RAJURKAR, S.Z. WANG, **Material removal in EDWM of PCD blanks**, J. Eng. Ind. (Trans. ASME) 116 (3) (1994) 363–369.

KRAR S.F., CHECK A.F., **Electrical discharge machining**, in: **Technology of Machine Tools**, Glencoe/McGraw-Hill, New York, 1997, p. 800.

KREMER D, C. LHIAUBET, A. MOISAN, **A study of the effect of synchronizing ultrasonic vibrations with pulses in EDM**, Ann. CIRP 40 (1) (1991) 211–214.

KURNEY, A.S.W.; MOHAN, R.M.; MALLYA, R.M. Nitriding of steels - an overview. In: GUPTON, P.S., ed. **The heat treating source book**, Metals Park, ASM, 1986. p. 127-33.

LARISCH, B., BRUSKY, U., SPIES, H.J., "**Plasma nitriding of stainless steels at low temperatures**". Surface and Coating Technology. v.116-119. p.205-211. 1999

LEE, H.T. and TAI, T.Y., **Relationship between EDM parameters and surface crack formation**, **Journal of Materials Processing Technology**, 2003.

LIGHFOOT, B.J., JACK, D.H., "**Kinetics of nitriding with and without white layer formation**" The Metals Society. p. 248-254, 1973.

LIMA, F. e CORRÊA, M., "**Efeitos da eletroerosão sobre a superfície de peças usinadas**", UNICAMP ,Rev. Tecnol. Fortaleza, v. 27, n. 1, Brazil, p. 26-33, 2006.

LIVSHITS A.L, **Introduction**, in: **Electro-erosion Machining of Metals**, Department of Scientific & Industrial Research, Butterworth & Co., London, 1960, p. x.

MA, L.W., CAIRNEY, J.M., HOFFMAN, M.J., MUNROE, P.R., "**Deformation mechanisms operating during nanoindentation of TiN coatings on steel substrates**". Surface and Coating Technology. v. 192. p. 11-18. 2005.

MATTHEW S.; DARGUSCH A; DOURB G.; SCHAUER N. C; A DINNIS C.M.; SAVAGED G.. **The influence of pressure during solidification of high pressure die cast aluminum telecommunications components**. Journal of Materials Processing Technology. v.180, p37-43, 2006.



MCGEOUGH J.A., **Electrodischarge machining**, in: **Advanced Methods of Machining**, Chapman & Hall, London, 1988, p. 130.

NAVINSEK, B. PANJAN, P. URANKAR, I. CVAHTE, P. GORENJAK, F. **Improvement of hot-working processes with PVD coatings and duplex treatment**" Surface and Coating Technology, v. 142-144. p. 1148-1154, 2001.

NAVINSEK, B.; PNAJAN; MILOSEV, I.. **Industrial applications of CrN (PVD) coatings, deposited at high and low temperatures**. Surface and coatings technology. v.97, p.182-191, 1997.

OLINIKI, Ricardo, **Influência da combinação entre os parâmetros de usinagem por eletroerosão na integridade superficial do aço AISI H13 temperado e revenido**, 2009, Dissertação

PANDEY, P. C., **"Shan. H. S. Modern machining processes."** New Delhi: McGraw Hill, 1985.

PERSSON, A., HOGMARK, S., BERGSTRÖM, J., **"Thermal fatigue cracking of surface engineered hot work tool steels"**. Surface and Coating Technology. v. 191, p.216-227, 2005.

PINEDO, C.E; TSCHISPTSCHIN, A.P; FRANCO JR, A.R; **Influência da composição gasosa na rugosidade de aços ferramentas nitretados por plasma**. 57º Congresso da ABM, pp. 1993-1999, São Paulo, 2002

PURI A.B., BHATTACHARYYA.B, **An analysis and optimisation of the geometrical inaccuracy due to wire lag phenomenon in WEDM**, Int. J. Mach. Tools Manuf. 43 (2) (2003) 151–159.

RIBEIRO, J.D. **"Avaliação do Aço para Trabalho a Quente H13 Propriedades Mecânicas e Fadiga Térmica"**, Dissertação de Mestrado pela Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre: 1998.

ROCHA, A.S. "**Estudo da Nitretação lônica Aplicada aos Aços Rápidos**", Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 1996.

SALAS, O., KEARNS, K., CARRERA, S. MOORE, J.J., "**Tribological behavior of candidate coatings for Al die castings dies**". Surface and Coating Technology. v. 172, p. 117-127, 2003.

SARTORI, Carlos H., ANDRADE, Carolina M., "**Processo oxy – um novo tratamento superficial para ferramentas de fundição sob pressão de alumínio**", São Paulo, SP, 2004.

SCHUMACHER, B.M.; DAUW, D.F., "**Milestones of Worldwide EDM Research Activities**" Proceedings of 9th International Symposium for Electromachining, vol.1, pp.240-254, 1989.

STARLING, C.M.D. BRANCO, J.R.T. "**Thermal fatigue of hot work tool steel with hard coatings**". Thin Solid Flms, v. 308-309. p. 436-442, 1

SHOBERT E.I., What happens in EDM, in: E.C. Jameson (Ed.), **Electrical Discharge Machining: Tooling, Methods and Applications**, Society of Manufacturing Engineers, Dearborn, Michigan, 1983, pp. 3–4.

SCHUMACHER, B.M.; DAUW, D.F., "**Milestones of Worldwide EDM Research Activities**" Proceedings of 9th International Symposium for Electromachining, vol.1, pp.240-254, 1989.

SUSKI, C. A., "**Estudo do efeito de tratamentos e revestimentos superficiais no desgaste de ferramentas de conformação mecânica a frio**". Dissertação para obtenção de mestrado pela Universidade Federal de Santa Catarina, 2000.

THELMING, K.E. – **Steel and its Heat Treatment**, Butterworth, 1984, 2<sup>a</sup> edição.

TOTTEN, G.;HOWES, M. – **Steel Heat Treatment Handbook**, Marcel Dekker Inc., 1997, 1<sup>a</sup> edição.

TORKAR M.; GODEC M.; LAMUT M. **Investigation of die for pressure die-casting of Mg-alloy. Investigation of die for pressure die-casting of Mg-alloy.** Engineering Failure Analysis. v.16 p.176–181, 2008.

TORRES, D. RICARDO, **Efeitos da Modificação da Superfície na Adesão de Filmes Fino em Substratos de Metal Duro e Aço H13**, 2005.

TSAI H.C, YAN B.H., HUANG F.Y., **EDM performance of Cr/Cu based composite electrodes**, Int. J. Mach. Tools Manuf. 43 (3) (2003) 245–252.

TSCHIPTCHIN, A.P., **"Relação estrutura-propriedades em recobrimentos duros"**. Caderno técnico. Metalurgia e materiais. Abril, 2004.

VELEZ –RESTREPO, J.M. **Estudo da Resistencia ao desgaste abrasivo de ferros fundidos nodulares austemperados e temperados e revenidos utilizando um Esclerometro Pendular**. Tese de doutorado, USP, 1997.

VDI 3402 **"Elektroerosive bearbeitung - definitionen und terminologie"** VDI - handbuch Betriebstechnik, 1976

VINGSBO, O.; HOGMARK,S. **Single-pass pendulum grooving- A technique for abrasive testing**. Wear, v. 100, p.489, 1984

YOSHIDA, S. **"Recomendações para Aumento da Vida útil em Ferramentas para Fundição sob Pressão de Alumínio"**, 53º Congresso da ABM, São Paulo, 1997.

YOSHIDA, S., **"A influência dos processos de eletroerosão no rendimento de ferramentas"**, Problemas e Soluções. Pesquisa realizada pela Engenharia de Ferramentas Brasimet com.ind.s.a., SP. Brazil, 2002.

YU, M. Shivpuri Y., Rapp, R.A. **"Effects of Molten Aluminium on H13 Dies and Coatings"**. Journal of Materials Engineering and Performance, 1995

WELLER, E. J., **“Nontraditional machining processes”**. 2nd ed. Dearborn: Society Manufacturing Engineers, 1984.

WEBZELL S, **That first step into EDM**, in: **Machinery**, 159, (4040) Findlay Publications Ltd, Kent, UK, November 2001, p. 41.

ZUKERMAN, I. et al, **"Tribological properties of duplex treated TiN/TiCN coatings on plasma nitrited PH15-5 steel"** Surface and Coating Technology, v. 201, p. 6171-6175, 2007

## ANEXO 1 – RESULTADOS DE RUGOSIDADE

Tabela 13 Valores de Ra (um) após diferentes processos de fabricação do aço AISI H13

	retifica apenas	retifica pos EDM	polida	polida pos EDM	EDM direto
	0,0333	0,0332	0,0146	0,0397	4,99
	0,0653	0,0824	0,0103	0,0369	4,77
	0,0536	0,05	0,0234	0,0378	5,29
	0,023	0,06	0,0155	0,0124	5,63
media	0,04	0,06	0,02	0,03	5,2
desvpad	0,02	0,02	0,01	0,01	0,4

## ANEXO 2 – RESULTADOS DE MICRODUREZA

Os valores obtidos nas medições de microdureza Vickers podem ser observados na Tabela 14.

Tabela 14. Resultados da Microdureza das Amostras Ensaaiadas.

<b>Serie</b>	<b>1</b>	<b>Serie</b>	<b>3</b>	<b>Serie</b>	<b>5</b>
<b>µm</b>	<b>HV</b>	<b>µm</b>	<b>HV</b>	<b>µm</b>	<b>HV</b>
<b>21,56</b>	1518	7,48	1595	9,54	1199
<b>29,08</b>	1461	11,23	1522	13,23	1265
<b>46,,74</b>	1161	42,12	1360	57,24	757
<b>76,58</b>	822	59,87	1200	58,74	609
<b>122,76</b>	592	108,51	735	106,42	456
<b>149,42</b>	582	144,05	630	108,26	478
<b>190,22</b>	590	190,82	618	174,7	449
<b>217,89</b>	569	248,82	599	180,23	442
<b>271,32</b>	541	284,37	604	246,06	445
<b>296,15</b>	574	340,53	600	264,84	434
<b>348,8</b>	546	392,87	576	347,91	451
<b>367,98</b>	617	441,52	604	357,44	448
<b>455,45</b>	584	477,06	601	442,36	451
<b>458,79</b>	610	538,79	543	457,71	404

## ANEXO 03 Norma NBR 8404/1984

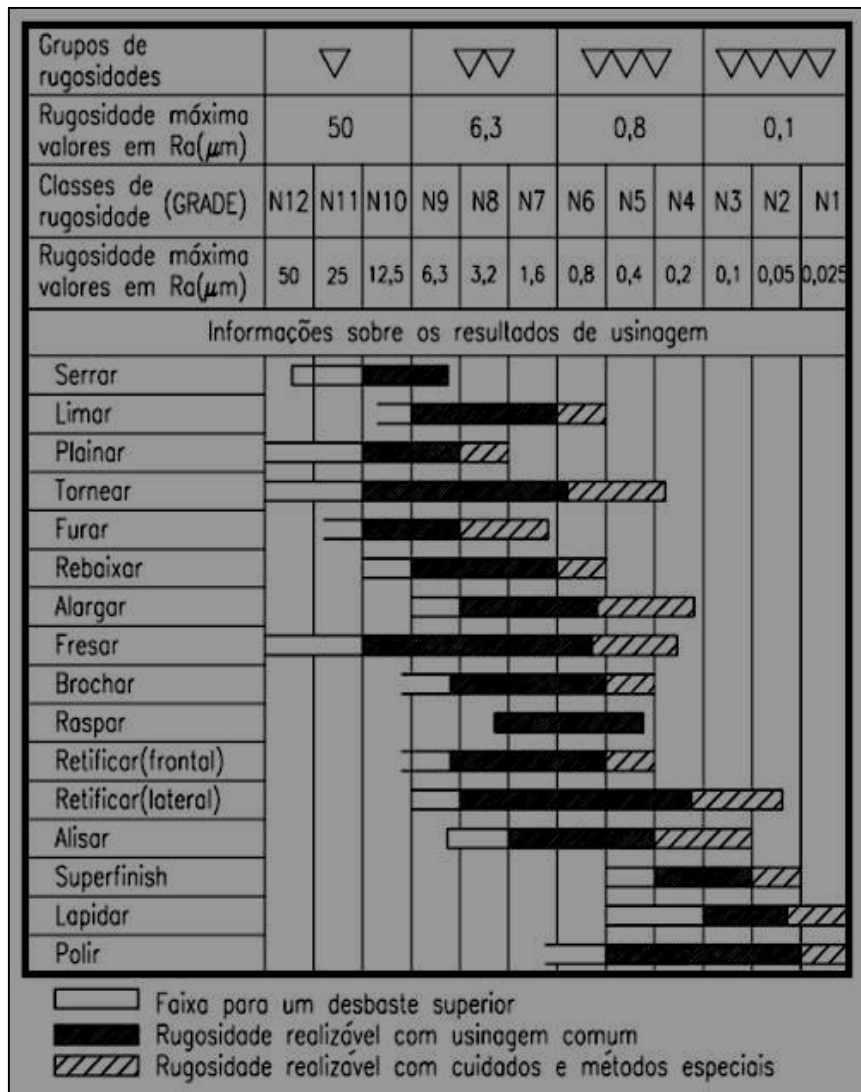


Figura 45 Norma NBR 8404/1984 Classes de Rugosidades na Usinagem.

# Livros Grátis

( <http://www.livrosgratis.com.br> )

Milhares de Livros para Download:

[Baixar livros de Administração](#)

[Baixar livros de Agronomia](#)

[Baixar livros de Arquitetura](#)

[Baixar livros de Artes](#)

[Baixar livros de Astronomia](#)

[Baixar livros de Biologia Geral](#)

[Baixar livros de Ciência da Computação](#)

[Baixar livros de Ciência da Informação](#)

[Baixar livros de Ciência Política](#)

[Baixar livros de Ciências da Saúde](#)

[Baixar livros de Comunicação](#)

[Baixar livros do Conselho Nacional de Educação - CNE](#)

[Baixar livros de Defesa civil](#)

[Baixar livros de Direito](#)

[Baixar livros de Direitos humanos](#)

[Baixar livros de Economia](#)

[Baixar livros de Economia Doméstica](#)

[Baixar livros de Educação](#)

[Baixar livros de Educação - Trânsito](#)

[Baixar livros de Educação Física](#)

[Baixar livros de Engenharia Aeroespacial](#)

[Baixar livros de Farmácia](#)

[Baixar livros de Filosofia](#)

[Baixar livros de Física](#)

[Baixar livros de Geociências](#)

[Baixar livros de Geografia](#)

[Baixar livros de História](#)

[Baixar livros de Línguas](#)

[Baixar livros de Literatura](#)  
[Baixar livros de Literatura de Cordel](#)  
[Baixar livros de Literatura Infantil](#)  
[Baixar livros de Matemática](#)  
[Baixar livros de Medicina](#)  
[Baixar livros de Medicina Veterinária](#)  
[Baixar livros de Meio Ambiente](#)  
[Baixar livros de Meteorologia](#)  
[Baixar Monografias e TCC](#)  
[Baixar livros Multidisciplinar](#)  
[Baixar livros de Música](#)  
[Baixar livros de Psicologia](#)  
[Baixar livros de Química](#)  
[Baixar livros de Saúde Coletiva](#)  
[Baixar livros de Serviço Social](#)  
[Baixar livros de Sociologia](#)  
[Baixar livros de Teologia](#)  
[Baixar livros de Trabalho](#)  
[Baixar livros de Turismo](#)