

TERMO DE APROVAÇÃO

ROGÉRIO MILLÉO PITELLA

DETERMINAÇÃO DE TENSÕES RESIDUAIS EM AÇO C45 PBK EM CONDIÇÕES LIMITES DE USINAGEM

Dissertação aprovada como requisito parcial à obtenção de grau de Mestre em Engenharia Mecânica, no Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Setor de Tecnologia da Universidade Federal do Paraná.

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Dalberto Dias da Costa
Departamento de Engenharia Mecânica / UFPR

Prof. Dr. Walter L. Weingaertner
Universidade Federal de Santa
Catarina

Prof. Dr. Paulo Sérgio Pereira da Silva
Departamento de Engenharia Mecânica / UFPR
Presidente

Curitiba, abril de 2003

UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARANÁ
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

**DETERMINAÇÃO DE TENSÕES RESIDUAIS EM AÇO C45Pb K EM
CONDIÇÕES LIMITES DE USINAGEM**

ROGÉRIO MILLÉO PITELLA

**CURITIBA
ABRIL DE 2003**

ROGÉRIO MILLÉO PITELLA

**DETERMINAÇÃO DE TENSÕES RESIDUAIS EM AÇO C45Pb K EM
CONDIÇÕES LIMITES DE USINAGEM**

Dissertação apresentada como requisito à obtenção de grau de Mestre em materiais, curso de pós-graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Paraná.

Orientador: Prof. Dr. Paulo Sérgio C. Pereira da Silva

**CURITIBA
ABRIL DE 2003**

AGRADECIMENTOS

Agradecer é uma palavra que exprime muito do interior do ser humano.

Agradecer não é apenas um processo de citar nomes, mas de qualquer maneira em especial agradecemos com toda sinceridade:

Ao meu orientador Prof. Dr. Paulo Sérgio C.P. da Silva e a Prof^a. Dr^a. Ana Sofia D' Oliveira por acreditarem no nosso potencial, nos dando todo apoio técnico e científico.

Aos colegas de trabalho e em especial as pessoas de Humberto Ogata, Ivan Luis, Sérgio Medeiros, Wanderlei de Brito, Cássio Sampaio, Rodrigo Giuriatti, Jairo Beckert e Rui Domingos que nos auxiliaram na execução da parte experimental com realização de tarefas e exames.

Aos profissionais da Robert Bosch na área de usinagem em especial aos funcionários Joélcio Benvenuto, Antônio Carlos e Marcos Lotice.

A Robert Bosch Limitada pelos recursos técnicos que possibilitaram a execução deste trabalho, bem como nas pessoas do Sr. Wilson R. Miccoli, Sr. Heber e Sr. Ronaldo Reimer que nos incentivaram e nos deram todo apoio necessário.

A Minha família da qual se privou de muitos momentos de lazer para que eu pudesse executar este trabalho.

E a todos aqueles que, direta ou indiretamente, colaboraram neste trabalho.

RESUMO

nsões residuais foram medidas pelo método de difração de raios-x (radiação $\text{CrK}\alpha$) em corpos de prova de aço, tipo C45Pb K, após dois processos de usinagem: fresamento e retífica. Os corpos de prova, normalizados, foram fresados utilizando-se parâmetros normais e severos de usinagem (elevado avanço, baixa rotação da ferramenta e ausência de refrigeração). Corpos de prova temperados e revenidos foram retificados utilizando-se, analogamente, condições usuais e extremas de usinagem.

As TR's médias medidas na superfície, em um volume de material com aproximadamente 5 μm de profundidade, na direção da usinagem foram sempre compressivos, basicamente devido à camada superficial encruada, cujo efeito superou o do ciclo térmico sofrido pelo corpo de prova. No caso da retificação com parâmetros severos as TR's compressivas resultaram da queima com possível reaustenitização e retêmpera da camada superficial.

ABSTRACT

The residual stress was measured by x-ray diffraction method in samples of C45Pb K material after grinding and milling process. The normalized samples were machined with normal and severe milling parameters (high feed speed, low rpm and no coolant). After quenched and tempered, the samples were grinded in extreme and normal conditions.

The average residual stress measured in the surface within a volume of 5 μm deep, were always compressive due to the hardness of the layers, which overcame the thermal cycle applied in the samples. In the grinding operation with severe parameters, the compressive residual stress was caused by burns with possible re-heating.

SUMÁRIO

| | |
|--|-------------|
| RESUMO..... | V |
| ABSTRACT..... | VI |
| ÍNDICE DE FIGURAS..... | XI |
| ÍNDICE DE TABELA..... | XVII |
| SIMBOLOGIA..... | XIX |
| 1. INTRODUÇÃO..... | 1 |
| 2. OBJETIVO DO TRABALHO..... | 5 |
| 3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA..... | 6 |
| 3.1. TENSÕES RESIDUAIS..... | 6 |
| 3.1.1. TENSÕES RESIDUAIS MACROSCÓPICAS..... | 6 |
| 3.1.2. TENSÕES RESIDUAIS MICROSCÓPICAS..... | 7 |
| 3.1.3. TENSÕES RESIDUAIS SUB-MICROSCÓPICAS..... | 8 |
| 3.2. MECANISMO DE GERAÇÃO DAS TENSÕES RESIDUAIS..... | 8 |
| 3.3. EFEITOS DAS TENSÕES RESIDUAIS..... | 11 |
| 4. MÉTODOS DE MEDIÇÃO DE TENSÕES RESIDUIAS..... | 12 |
| 4.1. MÉTODO DO FURO CEGO..... | 13 |
| 4.2. DIFRAÇÃO DE RAIOS NEUTRONS..... | 16 |
| 4.3. REMOÇÃO DE CAMADAS..... | 17 |
| 4.4. MÉTODO DA PROPAGAÇÃO DE TRINCA..... | 19 |
| 4.5. DIFRAÇÃO DE RAIOS-X..... | 20 |

| | |
|---|-----------|
| 5. MECÂNISMO DE USINAGEM..... | 35 |
| 5.1. INTEGRIDADE DA SUPERFÍCIE..... | 35 |
| 5.2. ALTERAÇÕES DA SUPERFÍCIE..... | 36 |
| 5.3. PRINCIPAIS CAUSAS DAS ALTERAÇÕES DA SUPERFÍCIE PRODUZIDAS EM PROCESSO DE USINAGEM..... | 38 |
| 5.4. BAIXA TENSÃO EM PROCESSO DE RETIFICAÇÃO..... | 38 |
| 5.5. EFEITO NAS PROPIEDADES MECÂNICAS..... | 39 |
| 5.6. RESISTÊNCIA À FADIGA..... | 39 |
| | |
| 6. PRINCÍPIOS DE USINAGEM E GERAÇÃO DE TENSÕES RESIDUAIS..... | 41 |
| 6.1. FRESAMENTO..... | 41 |
| 6.1.1. MÉTODOS DE FRESAGEM..... | 41 |
| 6.1.2. FORMAS DE CAVACO..... | 45 |
| 6.2. RETIFICAÇÃO..... | 47 |
| 6.2.1. RETÍFICA PLANA..... | 47 |
| 6.2.2. CARACTERÍSTICAS DO REBOLO..... | 49 |
| 6.2.3. CARACTERÍSTICA DO PROCESSO DE RETIFICAÇÃO..... | 50 |
| 6.2.4. PARÂMETROS DE CARACTERIZAÇÃO DO PROCESSO DE RETIFICAÇÃO E SUAS INFLUÊNCIAS NOS ESFORÇOS DE CORTE..... | 52 |
| 6.2.5. EMBASAMENTO CINEMÁTICO DA RETIFICAÇÃO..... | 54 |
| 6.3. TRATAMENTO TÉRMICO..... | 61 |
| 6.3.1. TENSÕES RESIDUAIS DEVIDAS A TRANSFORMAÇÃO DE FASES..... | 61 |

| | |
|---|----|
| 7. MATERIAIS E MÉTODOS | 65 |
| 7.1. MATERIAL UTILIZADO..... | 65 |
| 7.2. COMPOSIÇÃO QUÍMICA..... | 65 |
| 7.3. CORPOS DE PROVA..... | 66 |
| 7.4. EQUIPAMENTO E MEIOS UTILIZADOS PARA USINAGEM..... | 66 |
| 7.4.1. FRESAMENTO..... | 66 |
| 7.4.2. TRATAMENTO TÉRMICO..... | 68 |
| 7.4.3. RETIFICAÇÃO..... | 71 |
| 7.4.4. EQUIPAMENTOS UTILIZADOS PARA MEDIÇÃO DOS RESULTADOS..... | 72 |
| 7.5. PARÂMETROS DE PROCESSO UTILIZADOS..... | 74 |
| 7.5.1. CONDIÇÕES NORMAIS DE USINAGEM NO FRESAMENTO..... | 74 |
| 7.5.2. CONDIÇÕES SEVERAS DE USINAGEM NA RETIFICAÇÃO..... | 74 |
| 7.5.3. PARÂMETROS DE TRATAMENTO TÉRMICO..... | 74 |
| 7.5.4. CONDIÇÕES LEVES DE USINAGEM NA RETIFICAÇÃO..... | 75 |
| 7.5.5. CONDIÇÕES SEVERAS DE USINAGEM NA RETIFICAÇÃO..... | 75 |
| 7.6. DESENVOLVIMENTO E EXECUÇÃO DOS EXPERIMENTOS..... | 76 |
| 7.7. LOCAIS DE MEDIÇÃO..... | 78 |
| | |
| 8. RESULTADOS | 80 |
| 8.1. METALOGRAFIA E DUREZA SUPERFICIAL APÓS ALÍVIO DE TENSÃO..... | 81 |
| 8.2. ESTRUTURA..... | 81 |

| | |
|--|------------|
| 8.3. TAMANHO DE GRÃO..... | 82 |
| 8.4. TENSÃO RESIDUAL APÓS ALÍVIO DE TENSÃO..... | 83 |
| 8.5. TENSÃO RESIDUAL COM PARÂMETROS NORMAIS DE FRESAMENTO..... | 84 |
| 8.6. METALOGRAFIA APÓS FRESAMENTO..... | 87 |
| 8.7. TENSÃO RESIDUAL COM PARÂMETROS SEVEROS DE FRESAMENTO..... | 89 |
| 8.8. METALOGRAFIA DOS CAVACOS APÓS FRESAMENTO..... | 91 |
| 8.9. TENSÃO RESIDUAL APÓS TRATAMENTO TÉRMICO..... | 93 |
| 8.10. METALOGRAFIA APÓS TÊMPERA PLENA..... | 97 |
| 8.11. PERFIL DE DUREZA EM AMOSTRAS APÓS TRATAMENTO TÉRMICO | 98 |
| 8.12. CURVA U - TEMPERABILIDADE..... | 99 |
| 8.13. TENSÃO RESIDUAL APÓS RETÍFICA DO RASGO..... | 99 |
| 8.14. METALOGRAFIA APÓS RETIFICAÇÃO..... | 103 |
| 8.15. DUREZA SUPERFICIAL HV 0,3 NA REGIÃO RETIFICADA..... | 105 |
| 9. DISCUSSÃO..... | 106 |
| 10. CONCLUSÕES..... | 113 |
| 11. SUGESTÃO PARA NOVOS TRABALHOS..... | 115 |
| 12. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS..... | 116 |
| 13. ANEXOS..... | 121 |

ÍNDICE DE FIGURAS

| | |
|---|----|
| FIGURA 3.1 – Padrão típico de distribuição de tensões residuais..... | 7 |
| FIGURA 3.2 - Mecanismo básico de geração de tensões em diferentes processos de fabricação e beneficiamento..... | 10 |
| FIGURA 4.1 – Circuito básico de ponte de Wheatstone..... | 15 |
| FIGURA 4.2 – Representação por anéis deformados, do efeito do alívio de tensões do método do furo | 16 |
| FIGURA 4.3 – Princípio de medição do método de remoção de camadas..... | 18 |
| FIGURA 4.4 – Princípio da superposição aplicado ao método da propagação de trincas. | 20 |
| FIGURA 4.5 – Fenômeno da difração de raios-x por um cristal..... | 22 |
| FIGURA 4.6 – Superfície de um corpo submetido a um estado de tensões..... | 26 |
| FIGURA 4.7 – Elipsóide de tensões e deformações..... | 27 |
| FIGURA 4.8 – Planos que formam diferentes ângulos com relação às superfícies, cujas distâncias interplanares são medidas com difratômetro de raios-x..... | 30 |
| FIGURA 6.1 – Fresagem A – Periférica..... | 42 |
| FIGURA 6.2 – Fresagem B – Frontal..... | 42 |

| | |
|--|----|
| FIGURA 6.3 – Fresagem periférica A – discordante ou para cima; B – concordante ou para baixo..... | 43 |
| FIGURA 6.4 – Fresagem concordante..... | 44 |
| FIGURA 6.5 – Fresagem discordante..... | 44 |
| FIGURA 6.6 – Fresagem combinada..... | 44 |
| FIGURA 6.7 – Fresamento tangencial..... | 46 |
| FIGURA 6.8 – Retificação plana Tangencial..... | 48 |
| FIGURA 6.9 – Retificação plana Frontal..... | 48 |
| FIGURA 6.10 – Fases da formação do cavaco na retificação..... | 51 |
| FIGURA 6.11 – Cinemática da formação do cavaco..... | 54 |
| FIGURA 6.12 – Relação entre a espessura de usinagem e as variáveis de entrada e condições de contato..... | 55 |
| FIGURA 6.13 – Gumes estáticos e cinemáticos..... | 58 |
| FIGURA 6.14 – Distribuição das tensões residuais devidas a transformação de fase durante a têmpera de um aço..... | 63 |

| | |
|--|----|
| FIGURA 6.15 – Desenvolvimento de tensões residuais durante o resfriamento de um aço, considerando as tensões térmicas e as tensões devidas a transformação austenita em martensita..... | 64 |
| FIGURA 7.1 – Dimensões dos corpos de prova..... | 66 |
| FIGURA 7.2 – Fresadora Heller modelo PFH10..... | 67 |
| FIGURA 7.3 – Fresa tangencial de 19 dentes..... | 68 |
| FIGURA 7.4 – Forno de atmosfera gasosa tipo KVKES-3..... | 69 |
| FIGURA 7.5 – Sistema gerenciador Marathon..... | 69 |
| FIGURA 7.6 – Lavadora Flexclean..... | 70 |
| FIGURA 7.7 – Forno de revenimento VDR-514..... | 70 |
| FIGURA 7.8 – Retificadora Jung F50..... | 71 |
| FIGURA 7.9 – Rebolo de óxido de Alumínio..... | 71 |
| FIGURA 7.10 – Difratorômetro de raios-x Rigako..... | 72 |
| FIGURA 7.11 – Micro durômetro Leco automático..... | 73 |
| FIGURA 7.12 - Microscópio eletrônico de varredura com EDX..... | 73 |
| FIGURA 7.13 – Fluxograma do desenvolvimento experimental..... | 77 |

| | |
|---|----|
| FIGURA 7.14 – Locais de medição de TR's nos corpos de prova..... | 78 |
| FIGURA 7.15 – Locais de medição após fresamento do rasgo..... | 79 |
| FIGURA 8.1 – Estrutura metalográfica na periferia após alívio de tensão - Ampliação de 400 X..... | 81 |
| FIGURA 8.2 – Estrutura metalográfica no núcleo após alívio de tensão - Ampliação de 400 X..... | 82 |
| FIGURA 8.3 – Estrutura mostrando tamanho de grão – Ampliação de 200 X..... | 82 |
| FIGURA 8.4 – Gráfico estatístico dos valores de TR's após alívio de tensão..... | 83 |
| FIGURA 8.5 – Gráfico estatístico dos valores de TR's após fresamento normal..... | 84 |
| FIGURA 8.6 – Gráfico estatístico dos valores de TR's na região não fresada..... | 86 |
| FIGURA 8.7 – Grau de encruamento na superfície de 10 μm – 1000 X..... | 87 |
| FIGURA 8.8 – Grau de encruamento na superfície de 10 μm – 4000 X..... | 87 |
| FIGURA 8.9 – Grau de encruamento na superfície de 10 μm – 2000 X..... | 88 |
| FIGURA 8.10 – Grau de encruamento na superfície de 10 μm – 8000 X..... | 88 |
| FIGURA 8.11 – Gráfico estatístico dos valores de TR's na região fresada..... | 89 |

| | |
|---|-----|
| FIGURA 8.12 – Gráfico estatístico dos valores de TR's na região não fresada..... | 90 |
| FIGURA 8.13 – Cavacos gerados pelo processo normal de fresamento..... | 91 |
| FIGURA 8.14 – Cavacos gerados pelo processo severo de fresamento..... | 91 |
| FIGURA 8.15 – Metalografia do cavaco gerado pelas condições severas de..... fresamento | 92 |
| FIGURA 8.16 – Gráfico estatístico dos valores de TR's após tratamento térmico..... | 94 |
| FIGURA 8.17 – Gráfico estatístico dos valores de TR's após tratamento térmico..... Na região não fresada | 96 |
| FIGURA 8.18 – Estrutura metalográfica na superfície – 200 X..... | 97 |
| FIGURA 8.19 – Estrutura metalográfica na superfície – 50 X..... | 97 |
| FIGURA 8.20 – Estrutura metalográfica no núcleo – 50 X | 98 |
| FIGURA 8.21 – Perfil de dureza Vickers HV1..... | 99 |
| FIGURA 8.22 — Gráfico estatístico dos valores de TR's após retificação com..... parâmetros normais de retificação | 100 |
| FIGURA 8.23 – Gráfico estatístico dos valores de TR's após retificação com..... parâmetros severos | 101 |
| FIGURA 8.24 – Gráfico estatístico dos valores de TR's no local não retificado..... | 102 |

FIGURA 8.25 – Superfície com encruamento de 8 μm – 500 X.....103

FIGURA 8.26 – Superfície sem queima ou retempera -Exame em MEV com 8000 X.....103

FIGURA 8.27 – Superfície com 5 μm de queima – 500 X..... 104

FIGURA 8.28 – Superfície com 5 μm de queima – Exame em MEV com 8000 X.....104

ÍNDICE DE TABELAS

| | |
|---|----|
| TABELA 5.1 – Métodos de usinagem em relação à resistência à fadiga..... | 40 |
| TABELA 6.1 – Variações de volume por transformação de fases nos aços..... | 62 |
| TABELA 7.1 – Composição química analisada nas amostras – aço C45Pb K..... | 66 |
| TABELA 8.1 – Resumo dos resultados da parte experimental..... | 80 |
| TABELA 8.2 – Valores de micro dureza após alívio de tensão..... | 81 |
| TABELA 8.3 – Valores de TR's após alívio de tensão nos corpos de prova..... | 83 |
| TABELA 8.4 – TR's com parâmetros normais de usinagem..... | 84 |
| TABELA 8.5 – Valores de TR's nos pontos sem influência do fresamento..... | 86 |
| TABELA 8.6 – Valores de TR's nos pontos com influência do fresamento..... | 89 |
| TABELA 8.7 – Valores de TR's nos pontos sem influência do fresamento severo..... | 90 |
| TABELA 8.8 – Valores de TR após operação de têmpera plena e revenimento..... | 93 |
| TABELA 8.9 – Valores de TR's após operação de têmpera plena sem revenimento..... | 94 |
| TABELA 8.10 – Valores de TR's após operação de têmpera plena e revenimento na região não fresada..... | 95 |

| | |
|---|-----|
| TABELA 8.11 – Perfil de dureza após têmpera plena HV1..... | 98 |
| TABELA 8.12 – Valores de TR's após retificação | 100 |
| TABELA 8.13 – Valores de TR's após retificação nos locais não retificados..... | 102 |
| TABELA 8.14 – Valores de dureza Vickers com carga de 300 gramas (HV 0,3)..... | 105 |

SIMBOLOGIA

| Símbolo | Unidade | Significado |
|----------------|---------------------|----------------------------------|
| FEM | - | Método de elementos finitos |
| BEM | - | Método de elementos de contorno |
| A_1 | [mm ²] | Representação de área |
| A_2 | [mm ²] | Representação de área |
| A_3 | [mm ²] | Representação de área |
| Σ | - | Símbolo de somatória |
| M | [Nm] | Momento |
| σ_t | [MPa] | Tensões de tração |
| σ_c | [MPa] | Tensões de compressão |
| F | - | Fator de calibração |
| R | [Ω^2] | Resistência |
| L | [mm] | Comprimento inicial do filamento |
| ΔR | [Ω^2] | Varição de resistência |
| ΔL | [mm] | Varição do comprimento |
| ϵ | [N/m ²] | Módulo de elasticidade |
| σ | [MPa] | Tensões residuais |

| | | |
|---------------|----------------------------|--|
| ε | [$\mu\text{m}/\text{m}$] | Deformação |
| R | [mm] | Raio qualquer |
| h | [mm] | Altura qualquer |
| l | [mm] | Comprimento qualquer |
| b | [mm] | Largura qualquer |
| σ_1 | [MPa] | Tensão principal na direção 1 |
| σ_2 | [MPa] | Tensão principal na direção 2 |
| λ | [μm] | Comprimento de onda |
| θ | [graus] | Ângulo de Bragg |
| d | [Å] | Distância interplanar na estrutura cristalina |
| $d\uparrow$ | [Å] | Distância interplanar entre o ângulo de incidência e φ |
| $d\uparrow$ | [Å] | Distância interplanar entre o ângulo de incidência e a normal |
| E | - | Módulo de Young |
| γ | - | n° de Poisson |
| φ | [graus] | Ângulo de incidência |
| a_e | [mm] | Penetração de trabalho |
| f_z | [mm] | Avanço por dente |
| V_f | [mm/min] | Velocidade de avanço |
| F_c | [N] | Força de corte |
| F_f | [N] | Força de avanço |
| φ_o | [graus] | Ângulo de contato do dente de fora com a peça |

| | | |
|-------------------------|--------------------|--|
| η | - | Sentido de rotação da fresa |
| CBN | - | Abreviatura para Nitreto de Boro Cúbico |
| PCD | - | Abreviatura para diamante policristalino |
| Al_2O_3 | - | Óxido de alumínio |
| A | - | Óxido de alumínio comum |
| CM | - | Óxido de alumínio branco |
| Cr_2O_3 | - | Óxido de Cromo |
| h_{eq} | [mm] | Espessura de corte equivalente |
| a | [mm] | Profundidade de usinagem |
| V_s | [mm/s] | Velocidade da peça |
| V_c | [mm/min] | Velocidade de corte do rebolo |
| H_{max} | [mm] | Espessura máxima do cavaco |
| d | [mm] | Diâmetro da peça retificada |
| H_{cu} | [mm] | Espessura média do cavaco |
| V | [m/min] | Velocidade periférica do rebolo |
| V_w | [m/min] | Velocidade tangencial da peça |
| d_{se} | [mm] | Diâmetro equivalente do rebolo |
| C_{stat} | - | Distribuição estática de gumes no rebolo |
| K | - | Fator de proporcionalidade |
| α, β, γ | - | Constantes |
| l_k | [mm] | Comprimento de contato |
| Q_w | [mm ³] | Volume médio do cavaco |
| h_w | [mm] | Espessura média do cavaco não deformado |

| | | |
|----------------|----------------------|--|
| N_{kin} | - | Nº de gumes momentâneos |
| C | - | Constante |
| b_D | - | Largura efetiva |
| Q_{mon} | - | Seção transversal momentânea média dos cavacos |
| A | - | Fator de proporcionalidade |
| $Q'_{mon,ges}$ | - | Soma da seção transversal de todos os cavacos formados |
| TTT | - | Abreviatura tempo , temperatura e transformação |
| Φ | [mm] | Diâmetro |
| HRC | - | Dureza Rockwell C |
| EDX | - | Abreviatura para Espectrometria por dispersão de energia |
| RPM | [min ⁻¹] | Rotações por minuto |
| TR's | [MPa] | Tensões residuais |
| HV | - | Abreviatura para Dureza Vickers |
| CDP | - | Corpos de Prova |

CAPÍTULO 1

1.INTRODUÇÃO

Atualmente o mercado industrial em todos os segmentos se mostra com um perfil totalmente competitivo. A empresa que desenvolve e fabrica um produto com a melhor qualidade e com um preço compatível com a realidade é que sobrevive neste mercado mundial globalizado.

Não se tem mais espaço para empresas que administram e controlam o preço e a qualidade dos produtos que irá colocar no mercado como bem entender, visando somente a lucratividade em curto espaço de tempo. Isto se mostrou à partir da década de 90 como uma reversão progressiva ministrada pelos próprios clientes.

Na execução de componentes mecânicos esta lei não é diferente, cada vez mais as indústrias estão investindo em novas tecnologias, pesquisas e equipamentos de primeira geração, para colocar no mercado produtos de alta qualidade e durabilidade, com isso conquistando a confiabilidade de seus clientes.

As empresas de vanguarda já começaram a se preocupar com fatores que não eram levados em consideração para fabricação de seus produtos, e um exemplo deles é a tensão residual. Especialmente vamos estudar neste trabalho um fator muito importante na fabricação de componentes mecânicos que é a tensão residual gerada por processos de usinagem antes e após o tratamento térmico.

Os métodos tradicionais de usinagem, que são os principais métodos de remoção de cavacos, incluem as operações como torneamento, fresamento, furação, mandrilamento, roscamento e escariação. Temos também os métodos abrasivos, que envolvem as

seguintes operações como retificação, polimento e lixamento. Estas operações de usinagem produzem alterações na camada superficial proporcionais a severidade das condições de processo. Desbastes tendem a gerar altas temperaturas e deformações plásticas excessivas. Condições mais suaves como o acabamento é obtido quando se usam ferramentas adequadas (bem afiadas e com geometria favorável) e quando as condições de usinagem resultam um esforço de usinagem reduzido.

Neste projeto utilizou-se a operação de fresamento antes do tratamento térmico e retificação após o mesmo, aonde tensões residuais resultantes destas operações em condições limites foram medidas.

Tensões residuais são tensões internas que existem em corpos que estão em repouso, em estado de equilíbrio e sujeitos a condições uniformes de temperatura, na ausência de carregamentos externos e de forças de massa. Surgem em qualquer material ou componente devido ao processo de fabricação ou posterior beneficiamento e dificilmente podem ser previstas com exatidão, a menos que se conheça, com detalhes, toda a história da peça, desde a fabricação da matéria prima até o emprego final.

Sob o aspecto metrológico pode-se dizer que tensões residuais são grandezas macroscópicas, estáticas e cuja faixa de ocorrência varia desde zero até tensões cujo valor é o mesmo da tensão de escoamento do material. Estes campos de tensões residuais oriundos de boa parte dos processos de beneficiamento podem ser trativos ou compressivos e em geral são triaxiais e variam de ponto para ponto, principalmente devido à complexidade das geometrias. Na prática as grandezas comumente medidas são as duas tensões principais que agem na superfície da peça e sua direção principal.

O conhecimento do nível de tensões residuais, presente nas peças de aplicações na engenharia, é, sobretudo um fator de segurança para evitar problemas de acidentes e desastres. A quantificação do estado de tensões residual presente num componente, isto é, sua magnitude, orientação e distribuição, tornam possível determinar a performance do material sob diferentes condições de carregamento estático ou dinâmico. Este conhecimento é sempre vantajoso e primordial para a otimização de projetos, redução de peso e redução de custo. Em algumas situações, deseja-se conhecer o nível de tensões residuais simplesmente para qualificar processos que, normalmente, introduzem grande quantidade de tensões residuais, como o jateamento, granalhamento, soldagem, processos de trabalho à frio, fundição, conformação, usinagem e tratamentos térmicos, entre outros [43].

A princípio, a maneira mais cômoda de se determinar o nível de tensões residuais existente em um componente é através de modelos analíticos ou numéricos. O maior problema nas aplicações dos métodos teóricos ou numéricos é que os eventos que causam o desenvolvimento de tensões residuais apresentam grandes variações ou os processos mecânicos ou metalúrgicos envolvidos são desconhecidos. No entanto, na maioria das situações, esta prática é inviável e os métodos experimentais assumem uma grande importância.

Para a construção de modelos analíticos geralmente admite-se um estado de tensão plano e um comportamento elasto-plástico perfeito para o material. Com isto, a aplicação de modelos analíticos é restrita a formas e carregamentos muito simples, o que praticamente impossibilita seu uso na maioria das situações. Já os métodos numéricos, o método de elementos finitos (FEM) ou o método de elementos de contorno (BEM),

assumem um comportamento tridimensional elasto-plástico e possibilitam a modelagem de formas mais complexas e de carregamentos mecânicos e térmicos, assim como estáticos ou dinâmicos. No entanto, conforme a geometria, o carregamento, o tipo de modelamento ou discretização da malha, os métodos de FEM ou BEM podem conduzir a resultados muito diferentes. Por exemplo, conforme o critério adotado para escoamento, estado de deformação plana ou estado plano de tensão, tem-se resultados diferentes, e uma escolha inadequada pode conduzir a grandes desvios no resultado [43].

CAPÍTULO 2

2. OBJETIVO DO TRABALHO

1) Através da operação de fresamento com uma seção de usinagem grande e velocidade de corte baixa, avaliar os efeitos na superfície das amostras e as tensões residuais geradas por este processo.

2) Através da mesma operação de fresamento aumentar a velocidade de corte, mantendo a taxa de fresamento, reduzindo a seção de usinagem e avaliar os efeitos na superfície das amostras e as tensões residuais geradas por este processo.

3) Aplicar o tratamento térmico de têmpera plena nas amostras para promover nas mesmas condições de retificação e avaliar as tensões residuais geradas neste processo.

4) Pela operação de retificação utilizar uma taxa de retificação pequena e uma taxa relativamente alta e avaliar os efeitos da temperatura na superfície e as tensões residuais geradas.

CAPÍTULO 3

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Tensões residuais são causadas por singularidades em um espécie contínuo denominadas de discordâncias. As discordâncias ocorrem em escala microscópica na rede cristalina e também podem ocorrer na escala macroscópica. As tensões residuais podem ser classificadas em tensões residuais macroscópicas, em tensões residuais microscópicas e em tensões residuais sub-microscópicas.

3.1. TENSÕES RESIDUAIS

3.1.1. TENSÕES RESIDUAIS MACROSCÓPICAS

As tensões residuais macroscópicas se estendem sobre grandes distâncias quando comparadas com o tamanho do grão do material e por isso as deformações originadas são praticamente uniformes para muitos grãos da superfície. As tensões residuais macroscópicas assumem um estado de equilíbrio com o conjunto de tensões residuais do espécime ou com cargas aplicadas externamente, e qualquer alteração no espécime, como a retirada de material ou o surgimento de uma nova superfície, exige um rearranjo das tensões para que uma nova configuração de equilíbrio seja atingida. As tensões residuais macroscópicas são quantidades tensoriais, com magnitude e direções principais variando de região para região do espécime [5] [11].

Um padrão típico de tensões residuais macroscópicas normalmente encontrado em peças é apresentado pela figura 3.1. Na figura está representada a tensão residual em um eixo onde o valor máximo de tensão, normalmente de tração, ocorre próximo da superfície e diminui à medida que aumenta a profundidade até que uma determinada profundidade o campo de tensão inverte o sinal para satisfazer a condição de equilíbrio das tensões internas.

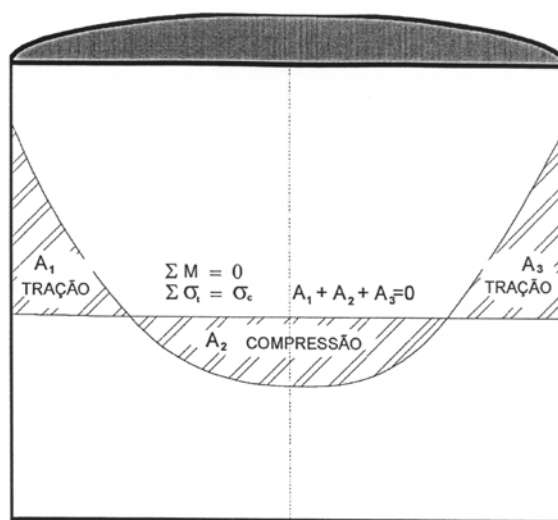


Figura 3.1. Padrão típico de distribuição de tensões residuais ao longo de uma seção do espécime. Onde A_1 , A_2 e A_3 = áreas, M = momento e σ_t = tensões de tração e σ_c = tensões de compressão. [5]

3.1.2. TENSÕES RESIDUAIS MICROSCÓPICAS

Tensões residuais microscópicas atuam em áreas do tamanho de um grão ou parte de um grão do material. Devido à dimensão microscópica, a região de influência no equilíbrio destas tensões se estende a um número pequeno de grãos. Estas tensões podem variar de ponto para ponto da rede cristalina e por isso são consideradas

propriedades escalares do espécime, tal como percentagem de trabalho a frio ou dureza.

A causa das tensões residuais microscópicas em um metal com grãos orientados aleatoriamente é o escoamento, que ocorre primeiro nos grãos cujos planos de deslizamento coincidem aproximadamente com os planos de tensão cisalhante máxima. Após a remoção da carga, os grãos que não escoaram tendem a retornar a sua geometria inicial, no entanto, os grãos que sofreram escoamento tendem a manter sua deformação plástica permanente [11].

3.1.3. TENSÕES RESIDUAIS SUB-MICROSCÓPICAS

Tensões residuais sub-microscópicas são resultantes de imperfeições da rede cristalina, decorrendo principalmente em regiões próximas aos deslocamentos. Como estas tensões surgem devido a um ou mais deslocamentos, o equilíbrio ocorre ao longo de pequenas frações de um grão. Como estas tensões possuem variação na escala atômica, também são consideradas propriedades escalares do espécime [5] [11].

3.2. MECANISMOS DE GERAÇÃO DAS TENSÕES RESIDUAIS

Praticamente todas as operações de manufatura introduzem tensões residuais em vários graus como:

Fundição, granalhamento, jateamento, forjamento, laminação, estampagem, usinagem, tratamentos térmicos e termo-químicos, soldagem, revestimentos, extrusão a frio, trefilação e dobramento são exemplos de processos que produzem tensões residuais. Em alguns casos a tensão residual pode ser introduzida mais tarde na vida da estrutura, durante a

instalação, procedimento de montagem ou sobrecargas ocasionais [1]. Outra causa de tensões residuais são os reparos ou modificações em serviço.

Os mecanismos básicos que originam as tensões residuais (Fig.3.2) são comuns a muitos dos processos citados anteriormente e podem ser classificados como mecanismos de :

- Deformação mecânica diferencial;
- Contração ou expansão térmica diferencial;
- Variações volumétricas devido à transformação de fase do material;
- Variações volumétricas devido à diversificação de microconstituintes;
- Desigualdades estruturais em uniões mecânicas;

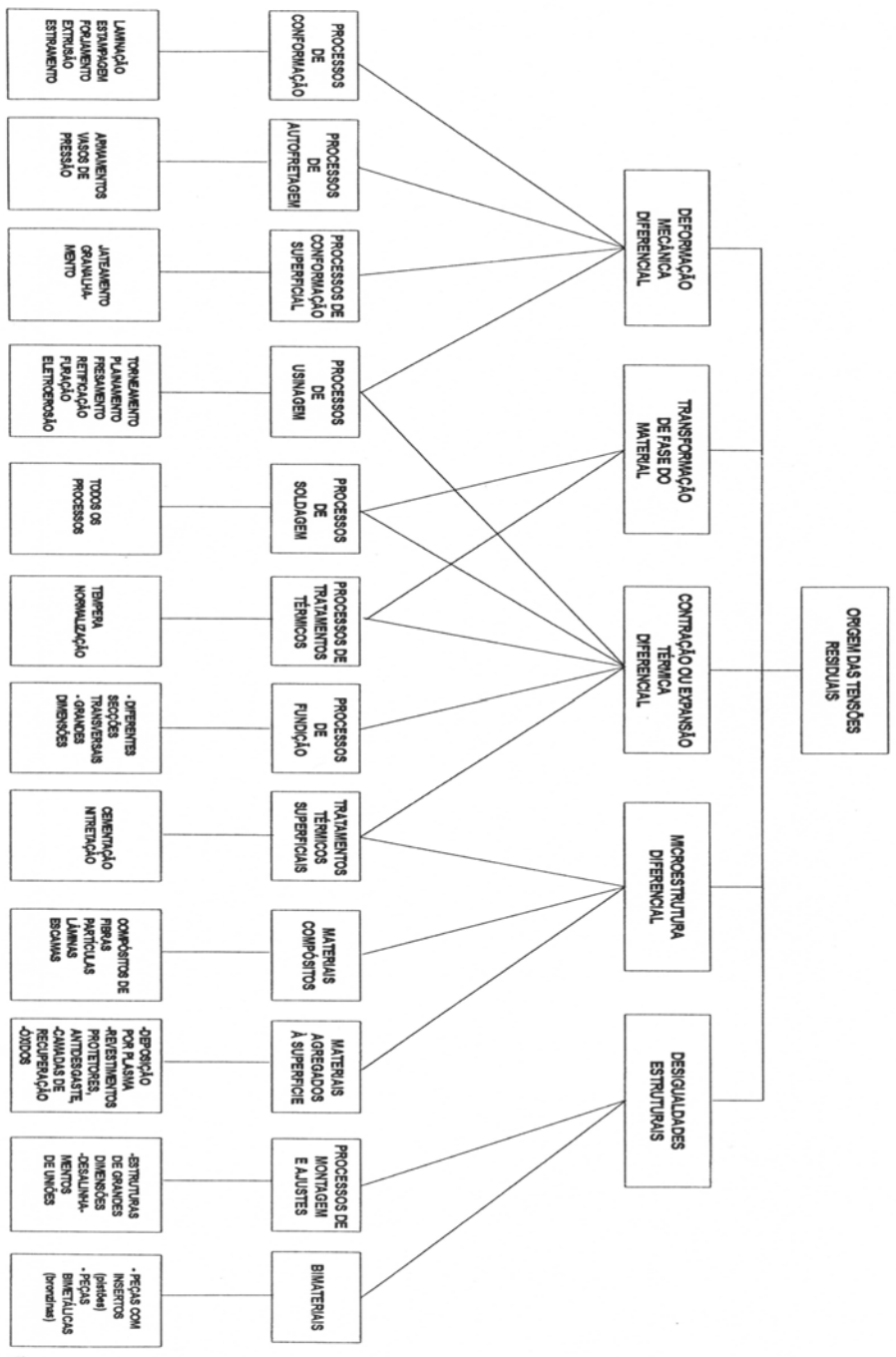


FIG.3.2 – Mecanismo básico de geração de tensões em diferentes processos de fabricação e beneficiamento [19].

3.3. EFEITOS DAS TENSÕES RESIDUAIS

Em muitas situações a resistência dos materiais é afetada pela presença de tensões residuais. Quando o espécime sofre a atuação de carregamento externo, o efeito resultante depende da superposição do campo de tensões originado do carregamento externo com o campo de tensões residuais previamente existente. O caso típico de tensões residuais apresentado anteriormente demonstra que na maioria das situações o efeito da superposição é maléfico. Para as situações maléficas o campo de tensões resultante pode contribuir para a diminuição da resistência à fadiga, facilitar a corrosão sob tensão ou provocar a inicialização precoce de trincas e sua propagação, afetando a performance estrutural do componente, podendo levar até à sua falha [19].

Existem muitos casos de introdução de campos de tensões residuais para efeitos benéficos como no caso de sobre pressão em caldeiras, fretamento de tubos ou canos de armas. O resultado é benéfico quando os campos de tensões resultantes apresentam um valor máximo ou o valor de tensão média menor do que apresentaria apenas com o carregamento externo.

CAPÍTULO 4

4. MÉTODOS PARA MEDIÇÃO DE TENSÕES RESIDUAIS

Convém recapitular que os desenvolvimentos teóricos para tratamento da deformação do reticulado da rede cristalina e sua relação com as tensões são obtidas a partir da teoria clássica da elasticidade, ou seja, o que é medido é a deformação elástica causada por tensões residuais do nível I e II.

Os efeitos negativos da presença de tensões residuais são conhecidos há muito tempo. Seus efeitos benéficos começaram a ser explorado apenas por volta do final do século XIX, com a fabricação de armamentos. A determinação de compreender melhores os efeitos das tensões residuais proporcionou o desenvolvimento de uma série de técnicas, dispositivo e instrumentos de medição experimentais baseados em diferentes princípios.

Os primeiros métodos utilizados na determinação qualitativa das tensões residuais eram baseados no alívio das tensões pela realização de cortes, ou remoção de camadas por usinagem e pela medição do empenamento resultante no material. Estes princípios de medição ainda hoje são utilizados, no entanto as técnicas empregadas para medição das deformações foram aperfeiçoadas.

A sofisticação das técnicas de medição de tensões residuais, após as duas grandes guerras mundiais, acompanhou a evolução tecnológica de todas as áreas das ciências. No entanto, algumas hipóteses simplificadas dos modelos usados para a análise dos

dados experimentais, continuam inalteradas. Basicamente estas hipóteses assumem que: a) há isotropia do material, b) não há introdução de novas tensões pela técnica de medição, c) existência de campo de tensões localmente uniforme e d) normalmente assume a existência de estado plano de tensões no ponto de medição.

Existem vários métodos de medir tensões residuais e o emprego de cada um depende de vários fatores, por exemplo: a) da natureza do campo de tensões residuais que se pretende medir, b) do tempo disponível para a medição, c) da incerteza requerida, d) da extensão da região de interesse (superficial, sub-superficial ou tem-se interesse no volume total do material). Cada método possui seu domínio de aplicações bem delimitado, e fortemente dependente do problema. As técnicas mais utilizadas atualmente são: difração de raios-x, técnicas de ultra-som, difração de raios nêutrons e todas as técnicas de medição do alívio mecânico das tensões como a do furo cego e remoção de camadas.

4.1. MÉTODO DO FURO CEGO

Atualmente o método do furo cego é considerado o melhor método experimental de medição de tensões residuais. O princípio quantitativo da técnica foi explorado pela primeira vez em 1934 por J. Mathar utilizou a solução de Kirsch e o princípio da superposição para obter a quantificação dos níveis de tensões a partir do alívio mecânico de tensões provocado pela execução de um furo [16].

Nesta técnica um conjunto de resistências elétricas (strain gages) é usado para medir a deformação causada por um furo cego usinado num componente com tensões residuais.

O strain gage é simplesmente um filamento de arame. Pode ser utilizado para medições mais complexas o strain gage multifilamento conhecido como roseta.

Os extensômetros são colocados na superfície de um componente com orientações pré-estabelecidas. Preferencialmente se emprega extensômetros do tipo roseta, cuja orientação e posições relativas são conhecidas. No centro da roseta é executado um furo e observa-se a variação da resistência verificada no extensômetro.

Para determinar a magnitude das tensões principais e direções biaxiais do campo de tensão é utilizado um calibrador com até 4 filamentos separados com várias orientações angulares.

Podemos dizer que basicamente o princípio de funcionamento de um strain gage é a variação da resistência elétrica com a deformação. (Fig.4.1)

O fator de calibração do strain gage é dado por:

$$F = (\Delta R/R) / (\Delta L/L) \quad (1)$$

Onde,

R = Resistência

L = Comprimento inicial do filamento

ΔR = Variação da resistência

ΔL = Variação do comprimento.

A única incógnita na equação é $(\Delta L/L)$, então nossa equação pode ficar assim utilizando a lei de Hook:

$$E = \Delta L/L = \Delta R/R / F$$

$$E = \sigma / \epsilon \quad (2)$$

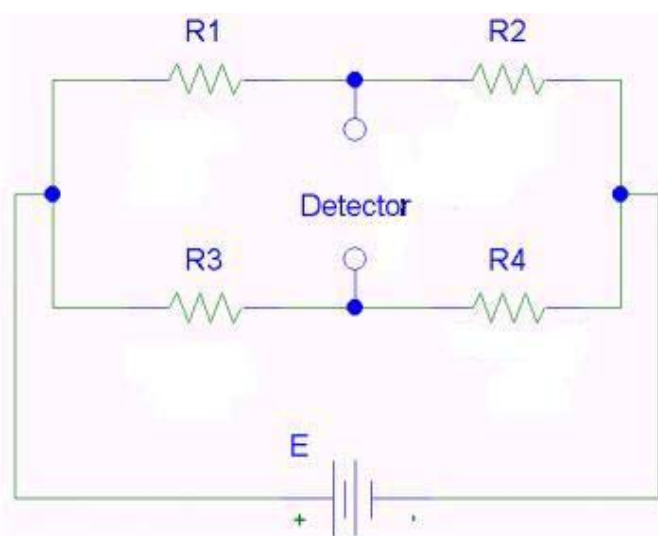


FIG. 4.1- Circuito básico da ponte de wheatstone.

A modificação do estado de tensão interna de uma peça, após a execução de um furo com o objetivo de alívio de tensões, é manifestada através de deslocamentos e deformações na superfície do redor ao furo.

Na figura 4.2. é enfatizado o efeito do alívio de um campo de tensão uniaxial devido usinagem de um furo. Nesta figura são representados diversos anéis concêntricos na sua forma original e deformados depois do alívio de tensões. O efeito da deformação está ampliado algumas centenas de vezes. É importante observar que a deformação é maior nos anéis próximos da borda do furo [16].

Em geral as formulações matemáticas para o método do furo consideram estado plano de tensões, isotropia e homogeneidade do material e ainda o conhecimento do módulo de elasticidade e do coeficiente de Poisson. Através da solução de Kirsch, e do princípio da superposição pode-se chegar a soluções analíticas exatas para campos de tensão uniaxial ou biaxial em placas finas infinitas onde o furo é passante e onde a tensão

é constante com a profundidade. Desta forma, utilizando relações constitutivas para a elasticidade linear, pode-se através dos deslocamentos ou deformações medidas, calcular as tensões principais e suas orientações.

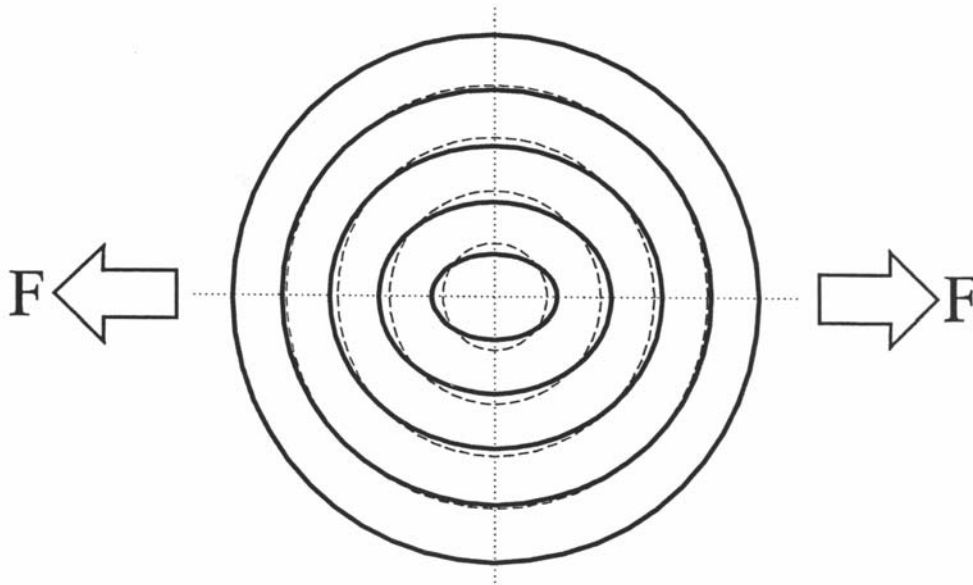


FIG. 4.2 – Representação por anéis deformados, do efeito do alívio de tensões do método do furo. [43]

4.2. DIFRAÇÃO DE RAIOS NÊUTRONS

O método de difração de raios nêutrons é um método relativamente novo, mas segue o mesmo princípio do método de difração de raios-x. A diferença fundamental, com relação ao método de raios-x, é que os raios nêutrons penetram profundamente no interior do material, possibilitando a determinação de todos os três componentes principais de tensões.

A incerteza do método de difração de raios nêutrons é praticamente a mesma da difração de raios-x, quando utilizada adequadamente. A grande vantagem, na determinação completa do vetor tensão no volume do material, não pode ser estendida para a superfície, sem o risco de obter resultados errados. A aplicação direta do método para medição próxima da superfície é impossível devido a necessidade inerente do método de amostrar um volume totalmente contido no interior do material. A variação do campo de tensão com a profundidade também não pode ser determinada com suficiente precisão. Muitas destas e outras dificuldades do método tem sido estudadas e algumas resolvidas, no entanto a disponibilidade de fontes de nêutrons e o custo das medições continuam impossibilitando sua disseminação como técnica de uso industrial ou laboratorial [43].

4.3. REMOÇÃO DE CAMADAS

O método de remoção de camadas é um dos mais antigos na medição de tensões residuais, aplicando-se, especificamente, para barras retangulares ou chapas (Fig.4.3). O método possui variante, mas normalmente, são observadas distorções da peça (curvatura) e então extraídas informações qualitativas. Análises quantitativas podem ser feitas através de medições mais cuidadosas das deformações ou pelo emprego conjunto com técnicas de difração de raios-x [45].

O processo de remoção de material geralmente adotado com esta técnica é o ataque químico, pois não introduz tensões residuais e a espessura da camada retirada pode ser muito bem controlada. O montante de metal removido é controlado pelo tempo de imersão na solução química, sendo que a profundidade das camadas normalmente

removidas varia entre 0,005 a 0.05mm. Os agentes químicos podem variar conforme o material a ser atacado, mas em geral é empregada uma solução de ácido clorídrico, também conhecida como água régia ou ácido muriático.

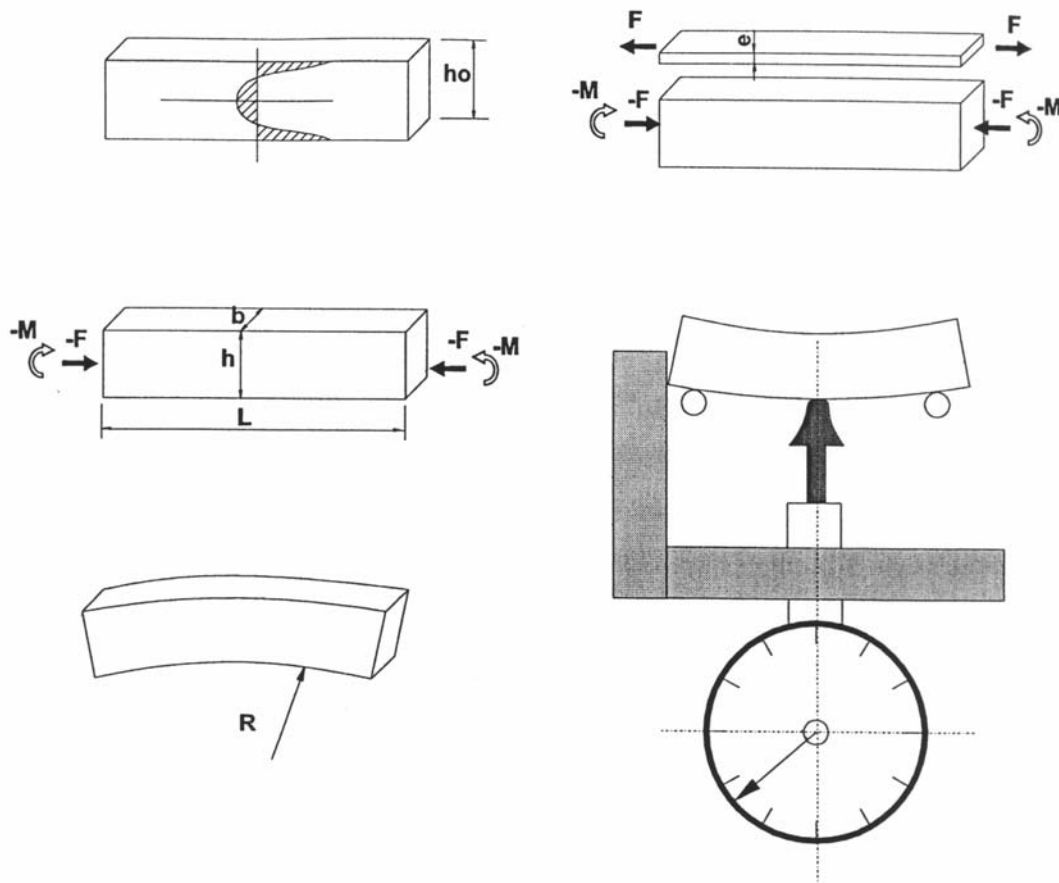


FIG.4.3 – Princípio de medição do método de remoção de camadas [43]

Em geral a curva formada pelos espécimes, após a remoção de camada, pode ser medida através de um dispositivo com dois apoios cujas coordenadas são bem conhecidas e um sistema apalpador. Como o método de remoção de camadas é um processo incremental, o valor de tensão em cada camada é relacionado com a variação da curvatura devido à retirada do material da camada específica e com a curvatura total proveniente da

influência das camadas retiradas anteriormente.

Como a tensão calculada é uma tensão média sobre toda a largura da peça onde foi removida a camada, a técnica apresenta problemas quando o campo de tensões varia acentuadamente na direção longitudinal da camada removida. Este tipo de situação ocorre com peças soldadas, onde a distribuição de tensão ao longo da superfície possui um gradiente muito grande na direção perpendicular ao cordão de solda. Neste caso, a distribuição de tensão real pode ser muito diferente da obtida pela formulação de remoção de camadas normalmente utilizada.

4.4. MÉTODO DA PROPAGAÇÃO DA TRINCA

O método da propagação de trinca utiliza os conceitos da mecânica da fratura aplicada na medição da distribuição de tensões residuais bidimensionais em placas onde existem grandes gradientes de tensões residuais [46].

O princípio de cálculo das tensões residuais é baseado na teoria do fator de concentração de tensão de uma trinca em um campo de tensões e do princípio de superposição, o que o torna semelhante ao método do furo cego (Fig 4.4) [46]. No entanto, normalmente a trinca deve ser iniciada na borda e estendida sucessivamente para o interior do material.

Alguns dos fatores que causam problemas na aplicação da técnica são: o efeito de escoamento na ponta da trinca quando as tensões de tração são muito elevadas e a dependência do resultado com relação a espessura do corte.

A vantagem do método de trincamento sucessivo é que não é necessário empregar

nenhum sensor com características especiais. É suficiente apenas medir os deslocamentos ou deformações na borda da placa. Além disso, o método é aplicável a diferentes geometrias como: espécimes quadrados, discos ou geometria qualquer, desde que se conheça a geometria para realizar análise utilizando processamento numérico por elementos finitos.

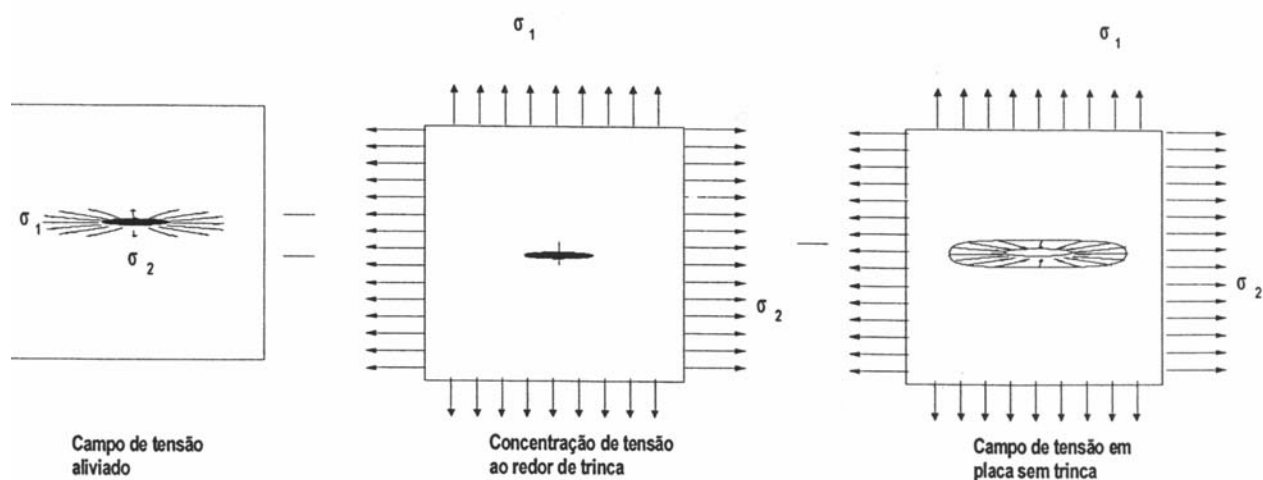


FIG.4.4 – Princípio da superposição aplicado ao método da propagação da trinca. [43]

4.5. DIFRAÇÃO DE RAIOS-X

A difração de raios-x avalia a deformação do reticulado cristalino e a tensão é calculada pela proporcionalidade entre a tensão e a deformação no regime elástico.

Quando os raios-x incidem sobre um corpo, uma parte dele é absorvida pelos átomos, enquanto que outra é refletida em todas as direções da área irradiada. Isto é conhecido como espalhamento de raios-x. As substâncias são amplamente divididas em substâncias cristalinas e substâncias amorfas. As substâncias cristalinas são tais que os

átomos estão irregularmente arranjados em três dimensões. A razão pela qual uma lâmina de ferro não tem forma externa diferentemente do quartzo, por exemplo, é que ele é um sólido policristalino consistindo de inúmeros cristais finos com tamanho de vários microns, orientados aliatoriamente na micro estrutura.

No caso da dispersão ou espalhamento de raios-x por substâncias cristalinas ao contrário aquelas de substâncias amorfas, a dispersão dos raios-x devido a cada átomo que compõe um cristal são reforçadas em uma certa direção específica com uma certa variação angular muito pequena e são propagados. Este fenômeno é denominado difração. Quando o ângulo de difração feito por incidência de feixes de raio-x e o mesmo é difratado é designado como 2θ (metade deste ângulo 2θ é chamado de ângulo de BRAGG), este 2θ é determinado, a propósito pelo arranjo dos átomos. Mais concretamente, as condições de difração são expressas pela equação de BRAGG [11].

$$n\lambda = 2d \cdot \sin 2\theta \quad (3)$$

onde $n = 1,2,3\dots$

Qualquer cristal tem diferente dinâmica de estrutura (também chamada de rede plana ou gradeamento) resultante de um número interplanar de acordo. O ângulo de BRAGG corresponde a um deles. Na figura 4.5 somente se satisfaz a condição de difração, mas o outro d pode ser o mesmo se a direção dos raios-x incidente é variada propriamente.

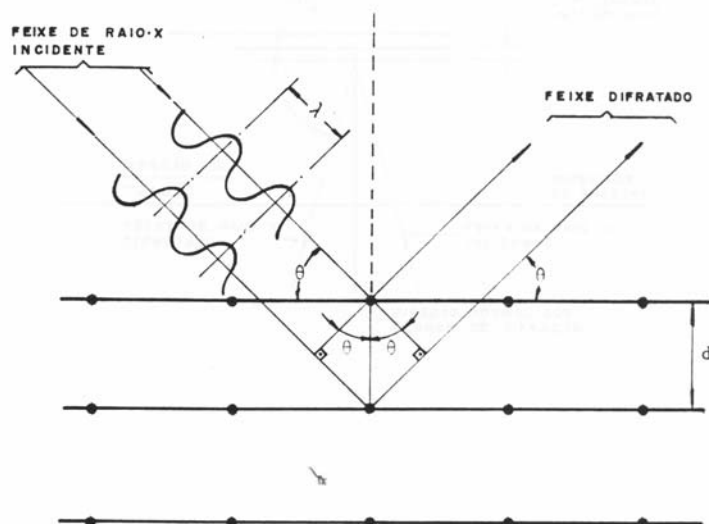


FIG.4.5 –Fenômeno da difração de raios-x por um cristal [10]

Quando a distância interplanar é determinada pela difração normal mensurada por $d\varphi$ onde $\varphi = 0$ e $d\varphi$, para o ângulo incidente igual ao φ , então a correspondente tensão é determinada pela equação:

$$\sigma = \frac{d\varphi - d_{\perp}}{d_{\perp}} \cdot \frac{E}{1 + \gamma} \cdot \frac{1}{\sin 2\varphi} \quad (4)$$

onde:

σ = Tensão residual

$d\varphi$ = Espaço interplanar, ângulo de incidência e φ

d_{\perp} = Espaço interplanar, ângulo de incidência e a normal

E = Módulo de Young

γ = número de Poisson

φ = Ângulo de incidência.

Como os instrumentos de difração de raios-x basicamente medem os ângulos nos quais correm as máximas intensidades difratadas para cada posição de irradiação da amostra cristalina, alguns instrumentos utilizam filmes sensíveis a esta radiação e outros, mais modernos, são baseados em foto detectores eletrônicos. Através dos foto detectores pode-se identificar o ângulo de máxima irradiação com pequena incerteza. O emprego de filme foto sensível conduz a maiores erros, principalmente devido a ocorrência de bordas mal definidas e manchas.

Existem três técnicas básicas de medição das tensões residuais utilizando a difração de raios-x [14].

Técnica da dupla exposição, a técnica da simples exposição e a técnica de múltiplas exposições. A quantidade de exposição se refere à quantidade de ângulos de exposição, isto é, ângulos entre a normal à superfície da peça e o plano formado pelo feixe de raios-x incidente e o difratado.

Tipicamente, o método de difração de raios-x é empregado para determinação do campo de tensões numa camada em torno de 5 μm [34], mas, quando aplicada em conjunto com técnica de decapagem química, possibilita análise de profundidades maiores, em torno de 0,1 mm ou mais, e também a determinação de gradientes de tensões ao longo da profundidade. A área da superfície amostrada depende do diâmetro do feixe de raios-x. Em alguns instrumentos este diâmetro pode variar em torno de 1 a 8 mm.

O método de difração de raios-x exige operadores especializados principalmente devido à cuidadosa preparação da superfície com a decapagem química e a remoção de camadas. O equipamento é muito dispendioso e apresenta perigo devido a irradiação.

A incerteza do método de difração de raios-x é altamente afetada por uma variedade

de três parâmetros metalúrgicos como: tamanho de grão, impurezas e vazios, que são muitas vezes impossíveis de serem quantificados para que correções possam ser aplicadas. Os resultados das medições são menos afetados por erros quando as seguintes condições são satisfeitas: (a) os materiais possuem um comportamento linear elástico, (b) quando o material policristalino é homogêneo e isotrópico, isto é, pelo menos na região irradiada pelos raios-x e (c) quando as tensões são constantes na área irradiada. Com estes cuidados, a incerteza do método é de cerca de + - 15 MPa, influenciada principalmente pela incerteza de medição dos ângulos pelo goniômetro, na ordem de 0,5 minuto.

Num corpo onde existam tensões, podem ser encontrados três planos, perpendiculares entre si, onde não existam tensões de cisalhamento. As tensões normais a esses planos são as tensões principais e denominam-se σ_1 , σ_2 e σ_3 . As direções dessas tensões são as direções principais. As deformações associadas às tensões principais são as deformações principais, e são denominadas ϵ_1 , ϵ_2 e ϵ_3 [10].

Nas direções principais as relações entre tensões e deformações são dadas pelas relações.

$$\boxed{\epsilon_1 = \frac{1}{E}[\sigma_1 - \nu(\sigma_2 + \sigma_3)]} \quad (5)$$

$$\boxed{\epsilon_2 = \frac{1}{E}[\sigma_2 - \nu(\sigma_3 + \sigma_1)]} \quad (6)$$

$$\boxed{\varepsilon_3 = \frac{1}{E}[\sigma_3 - \nu(\sigma_1 + \sigma_2)]} \quad (7)$$

Onde: E = módulo de Young

ν = Coeficiente de Poisson.

Considerando uma parte da superfície de um corpo submetido a um estado qualquer de tensões, como o da figura 4.6, com as tensões σ_1 e σ_2 paralelas à superfície e σ_3 nula, as relações das equações 5,6 e 7 ficam:

$$\boxed{\varepsilon_1 = \frac{1}{E}[\sigma_1 - \nu\sigma_2]} \quad (8)$$

$$\boxed{\varepsilon_2 = \frac{1}{E}[\sigma_2 - \nu\sigma_1]} \quad (9)$$

$$\boxed{\varepsilon_3 = \frac{-\nu}{E}[\sigma_1 + \sigma_2]} \quad (10)$$

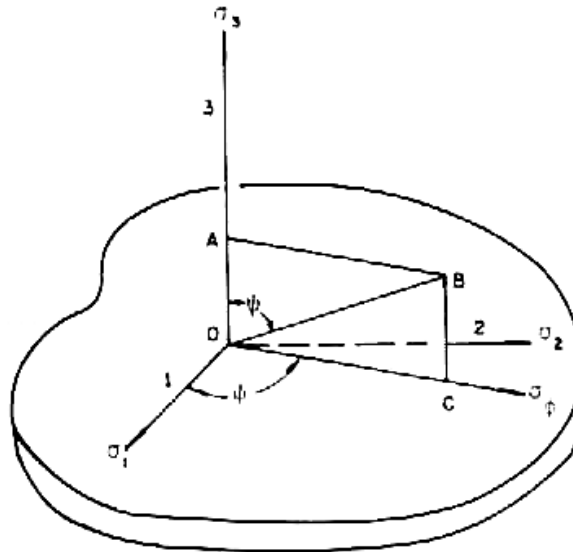


Figura 4.6 – Superfície de um corpo submetido a um estado de tensões. [10]

No caso, $\sigma_3 = 0$ e σ_ϕ é a tensão que se deseja conhecer.

Pela Equação 10 pode-se observar que apesar de σ_3 ser nula, ϵ_3 não é , a menos quando $\sigma_1 = -\sigma_2$.

Na figura 4.6 está mostrada a tensão σ_ϕ que se deseja conhecer, pertencente ao plano de superfície e fazendo um ângulo θ com relação a σ_1 . Para a determinação de σ_ϕ o mais recomendado é usar um elemento elíptico de volume, ou seja um elipsóide de tensões e deformações , conforme mostrado na Figura 4.7

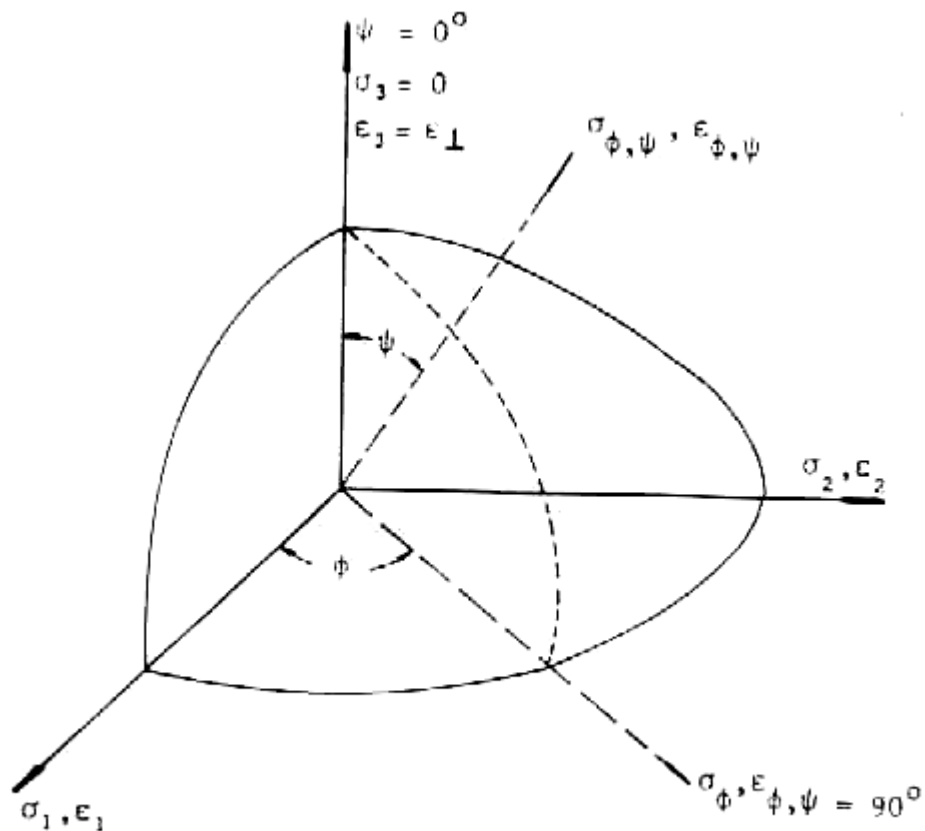


Figura 4.7 – Elipsóide de tensões e deformações [10]

Na Elipsóide, a deformação $\epsilon_{\phi, \psi}$ pode ser expressa em função das deformações principais, como :

$$\boxed{\epsilon_{\phi, \psi} = \epsilon_1 \alpha_1^2 + \epsilon_2 \alpha_2^2 + \epsilon_3 \alpha_3^2} \quad (11)$$

onde : α_1 , α_2 e α_3 são os co-senos diretores do vetor de deformação $\epsilon_{\phi, \psi}$, com relação as direções das deformações principais ϵ_1 , ϵ_2 e ϵ_3 ; e são dados pelas relações.

$$\alpha_2 = \sin \varphi \sin \psi \quad (12)$$

$$\alpha_2 = \sin \varphi \sin \psi \quad (13)$$

$$\alpha_3 = \cos \psi = (1 - \sin^2 \psi)^{1/2} \quad (14)$$

De forma análoga, define-se.

$$\sigma_{\varphi, \psi} = \sigma_1 \alpha_1^2 + \sigma_2 \alpha_2^2 + \sigma_3 \alpha_3^2 \quad (15)$$

Neste caso, a elipsóide de deformações é mais útil para o cálculo das tensões residuais, pois na prática serão medidas as deformações e, a partir delas, calculadas as tensões.

Colocando-se os valores das Equações 8,9 e 10 na equação 11, obtém-se:

$$\varepsilon_{\varphi, \psi} = \frac{1 + \nu}{E} (\sigma_1 \alpha_1^2 + \sigma_2 \alpha_2^2) - \frac{\nu}{E} (\sigma_1 + \sigma_2) \quad (16)$$

Colocando-se os valores dos co-senos diretores na Equação 16, tem-se:

$$\varepsilon_{\varphi, \psi} = \frac{1 + \nu}{E} (\sigma_1 \cos^2 \varphi + \sigma_2 \sin^2 \varphi) \sin^2 \psi - \frac{\nu}{E} (\sigma_1 + \sigma_2) \quad (17)$$

Analisando a equação 15 e lembrando que o valor de interesse é σ_ϕ , ou seja, $\sigma_{\phi, \psi}$ para o ângulo $\psi = 90^\circ$, obtém-se:

$$\sigma_{\phi, \psi=90} = \sigma_\phi = \sigma_1 \cos^2 \phi + \sigma_2 \sin^2 \phi \quad (18)$$

Usando a Equação 18 na 17, resulta em:

$$\varepsilon_{\phi, \psi} = \left(\frac{1+\nu}{E} \right) \sigma_\phi \sin^2 \psi - \frac{\nu}{E} (\sigma_1 + \sigma_2) \quad (19)$$

Para continuar a dedução, serão considerados agora as características intrínsecas às técnicas de difração de raios-x, uma vez que a mesma será usada para medir variações nas distâncias inter planares do metal determinação do valor das tensões residuais.

Sabe-se que quando um feixe de raios-x com comprimento de onda “ λ ” incide sobre um cristal, ocorre difração com um ângulo “ θ ” em relação aos planos cuja distância inter planar é “ d ”, obedecendo a Lei de Bragg, (eq.3).

É interessante procurar visualizar a figura 4.5 de outra forma, ou seja, o feixe de raios-x interagindo com o cristal nas direções de interesse, para a determinação da tensão superficial σ_ϕ . Isto pode ser visto na Figura 4.8.

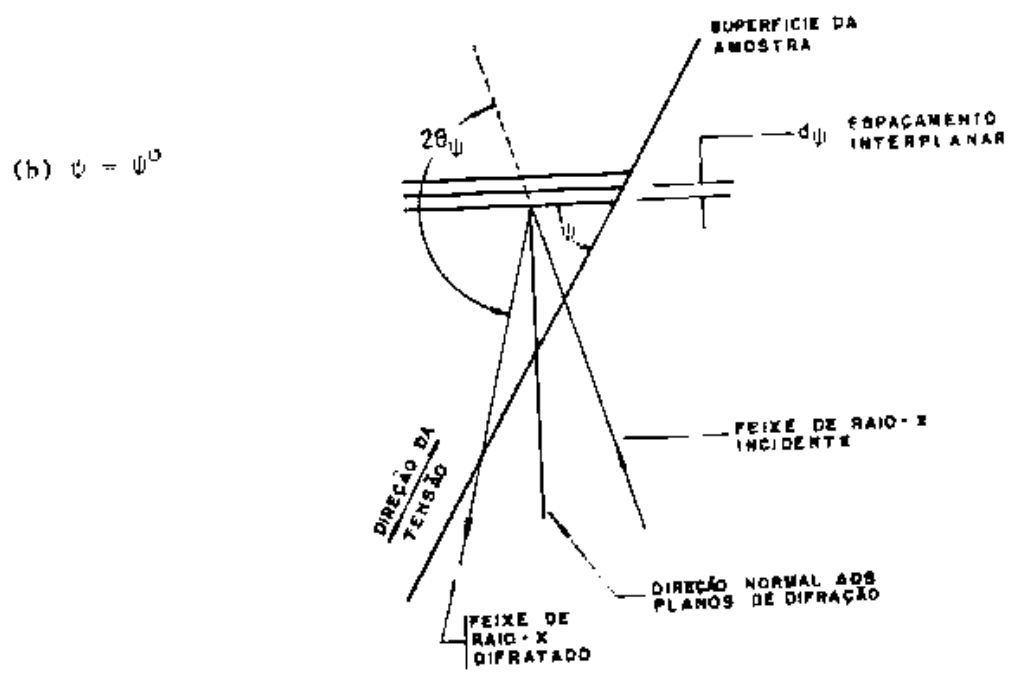
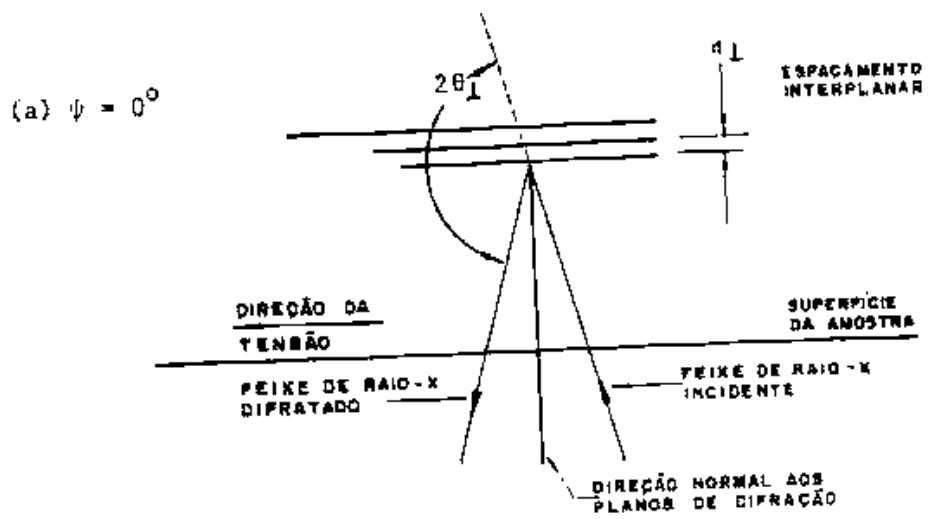


Figura 4.8 - Planos que formam diferentes ângulos com relação à superfícies , cujas distâncias interplananres são medidas com difratômetro de raios-x [10].

(a) amostra com $\Psi = 0^\circ$, de modo a medir-se d_\perp

(b) amostra com $\Psi = \Psi^\circ$, de modo a medir-se d_ψ

Portanto, a partir da Lei de Bragg, podem ser determinadas as distâncias interplanares d_\perp e d_ψ . Desta forma, podem-se conhecer as deformações que ocorrem no reticulado cristalino a partir das seguintes relações:

$$\boxed{\varepsilon_3 = \varepsilon_\perp = \frac{d_\perp - d_0}{d_0} = \frac{\Delta d}{d_0}} \quad (20)$$

Onde: $\varepsilon_3 = \varepsilon_\perp$ = deformação normal, ou seja, com $\Psi = 0^\circ$;

d_\perp = distância interplanar com $\Psi = 0^\circ$; e

d_0 = distância interplanar com deformação nula.

Analogamente, quando o cristal é girado de um ângulo Ψ , tem-se :

$$\boxed{\varepsilon_{\phi, \psi} = \frac{d_\psi - d_0}{d_0}} \quad (21)$$

Onde : $\varepsilon_{\phi, \psi}$ = deformação verificada com a amostra girada de um ângulo Ψ ; e

d_ψ = distância interplanar medida com $\Psi = \Psi_0$.

Como $\epsilon_{\perp} = \epsilon_3$, pode-se substituir a equação 10 na 19. Então:

$$\epsilon_{\phi, \psi} = \left(\frac{1 + \nu}{E} \right) \sigma_{\phi} \sin^2 \psi + \epsilon_{\perp} \quad (22)$$

Rearranjando-se os termos desta equação, tem-se:

$$\sigma_{\phi} = (\epsilon_{\phi, \psi} - \epsilon_{\perp}) \frac{E}{1 + \nu} \frac{1}{\sin^2 \psi} \quad (23)$$

Porém:

$$(\epsilon_{\phi, \psi} - \epsilon_{\perp}) = \frac{d_{\psi} - d_0}{d_0} - \frac{d_{\perp} - d_0}{d_0} = \frac{d_{\psi} - d_{\perp}}{d_0} \quad (24)$$

Pode-se substituir “d₀” por “d_⊥” com um erro desprezível; então, a equação 24 fica:

$$(\epsilon_{\phi, \psi} - \epsilon_{\perp}) = \frac{d_{\psi} - d_{\perp}}{d_{\perp}} \quad (25)$$

Introduzindo a equação 25 na 23, obtém-se:

$$\sigma_{\phi} = \frac{d_{\psi} - d_{\perp}}{d_{\perp}} \left(\frac{E}{1 + \nu} \right) \frac{1}{\sin^2 \psi} \quad (26)$$

A equação 26 permite calcular o valor da tensão σ_{ϕ} , usando o difratômetro de raios-x, pois os valores de E, γ e Ψ são conhecidos, e os valores de d_{ψ} e d_{\perp} podem ser obtidos do difratômetro. Porém é mais conveniente, por economia de tempo, conseguir o valor de σ_{ϕ} em função do ângulo de difração, já que os equipamentos de raios-x fornecem diretamente o valor do ângulo “ 2θ ” mostrado na Figura 4.8.

Para conseguir a Equação 26 em função de “ 2θ ”, deve-se inicialmente diferenciar a Lei de Bragg. Obtém-se, então:

$$\boxed{\frac{\Delta d}{d} = -\cot \theta \Delta \theta} \quad (27)$$

Que equivale a:

$$\boxed{\frac{\Delta d}{d} = -\cot \theta \left(\frac{\Delta 2\theta}{2} \right)} \quad (28)$$

Levando-se os resultados da equação 28 para a equação 26, resulta em:

$$\boxed{\sigma_{\phi} = (2\theta_{\perp} - 2\theta_{\psi}) \cdot \frac{\cot \theta}{2} \cdot \left(\frac{E}{1+\nu} \right) \cdot \frac{1}{\sin^2 \psi} \cdot \frac{\Pi}{180}} \quad (29)$$

Na prática, o valor da $\cot \theta$ é considerado uma constante e seu valor é aproximado para $\cot \theta_{\perp}$, ou $\cot \theta_0$, quando conhecido θ_0 . No caso do aço, quando usualmente se mede 2θ para os planos (211) da martensita ou ferrita, adota-se $2\theta = 155,8^\circ$. Essa aproximação leva a um erro desprezível para medições, onde a diferença ($2\theta_{\perp} - 2\theta_{\psi}$) é pequena. No caso do aço, esse valor de 2θ raramente ultrapassa $1,5^\circ$.

Pode-se escrever a Equação 29 de forma simplificada:

$$\sigma_{\phi} = K(2\theta_{\perp} - 2\theta_{\psi}) \quad (30)$$

$$= \frac{\cot \theta}{2} \left(\frac{E}{1+\nu} \right) \frac{1}{\sin^2 \psi} \cdot \frac{\pi}{180} \quad (31)$$

Portanto para obter-se o valor de σ_{ϕ} , basta determinar o valor do ângulo de difração θ_{\perp} , com a amostra na posição $\psi = 0^\circ$, e o ângulo de difração de $2\theta_{\psi}$, com a amostra girada de um ângulo ψ (neste trabalho, $\psi = 45^\circ$). O valor da diferença entre os dois ângulos é multiplicado pelo fator de tensão “k”, que é característico do material da amostra e das condições experimentais; obtém-se, então, o valor da tensão residual na direção desejada. Para melhor visualização, a tensão que está sendo determinada fica na direção paralela ao plano da mesa do goniômetro, e perpendicular ao eixo de rotação do mesmo.

CAPÍTULO 5

5. MECANISMO DE USINAGEM

5.1. INTEGRIDADE DA SUPERFÍCIE

A superfície de uma peça tem dois aspectos importantes que precisam ser definidos e controlados. O primeiro se refere às irregularidades geométricas da superfície e o segundo se refere às alterações metalúrgicas de superfície e de camada superficial, denominado Integridade de superfície. Tanto o acabamento da superfície como a integridade da superfície devem ser definidas, medidos e mantidos dentro dos limites especificados no processamento de quaisquer produtos.

A rugosidade de superfície implica na textura da superfície, em geral inclusive as que resultam da ação inerente ao processo de produção, como as marcas de avanço produzidas durante a usinagem, isto é, marcas deixadas pela ferramenta durante o processo produtivo.

A ondulação é um componente mais espaçado da textura da superfície e pode resultar de fatores como deflexões, vibrações do conjunto máquina, peça e ferramenta. Enquanto que o posicionamento é a direção predominante das marcas deixadas pela ferramenta na superfície usinada. No que se diz respeito as falhas, podemos afirmar que as interrupções da superfície não intencionais, inesperadas e indesejáveis como por exemplo, rachaduras, cavidades, riscos e rugosidade [22].

5.2. ALTERAÇÕES DE SUPERFÍCIE

O tipo de alterações de superfície associado a trabalhos de remoção de cavaco pode ser:

A - Mecânicas

- Deformação plástica resultantes de trabalho à quente ou à frio.
- Rasgos e emendas e defeitos do tipo de trincas associados a engrossamento da aresta de corte na usinagem.
- Alterações de usinagem
- Trincas macroscópicas e microscópicas
- Tensões residuais na camada superficial
- Introdução de inclusões no processamento
- Resíduos com deformação plástica devido a usinagem
- Vazios, buracos, rebarbas etc.

B - Metalúrgicas

- Transformação de fases
- Tamanho e distribuição da granulação
- Inclusões indesejadas no material
- Agrupamento de dois ou mais materiais
- Recristalização

C - Térmicas

- Zona afetada pelo calor
- Material refundido ou depositado

D - Químicas

E - Elétricas

5.3. PRINCIPAIS CAUSAS DAS ALTERAÇÕES DE SUPERFÍCIE PRODUZIDAS PELOS PROCESSOS DE USINAGEM

- Altas temperaturas ou altos gradientes de temperatura gerados no processo de usinagem
- Deformação plástica
- Reações químicas e subseqüentes absorção pela superfície usinada nascente
- Correntes elétricas excessivas
- Densidades excessivas de energia durante o processamento.

Praticamente todos os métodos de remoção de material produzem condições de alteração da superfície. As zonas com alterações mecânicas e metalúrgicas produzidas pelos processos de remoção de material podem também se estender até profundidades consideráveis, dependendo de terem usado condições de desbaste ou condições de acabamento no processo de remoção do material.

5.4. BAIXA TENSÃO EM PROCEDIMENTO DE RETIFICAÇÃO

Para uma grande variedade de materiais, incluindo aços de alta resistência como liga de alta temperatura, baixas tensões de retificação praticamente desenvolvem tensões residuais de tração muito baixas. Em alguns materiais, a tensão residual produzida próxima a superfície é normalmente de compressão ao invés de tração.

A Retificação abusiva também tende a produzir tensões residuais dentro da camada superficial alterada, isto pode ser evidenciado utilizando as técnicas de difração por raios-x.

5.5. EFEITOS NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS

A alteração de superfície por condições abusivas de remoção de material geralmente tem pouco efeito sobre as propriedades mecânicas estáticas. Uma exceção importante a isto, entretanto, (tem sido uma sensível redução em ductibilidade e a resistência à tração de materiais que foram processados usando usinagem através de eletroerosão) seguida de um tratamento térmico.

5.6. RESISTÊNCIA À FADIGA

Sabemos que alterações de superfície produzidas na usinagem afetam as propriedades de resistência à fadiga e corrosão sob tensão de muitos materiais. A tabela 5.1 mostra dados que ilustram o efeito de alguns métodos de usinagem sobre resistência à fadiga.

TABELA 5.1 – Métodos de usinagem em relação à resistência à fadiga [19].

| AÇO | OPERAÇÃO DE USINAGEM | LIMITE DE RESISTÊNCIA EM DOBRAMENTO 10 ⁷ CICLOS. (MPa) |
|-------------|--------------------------------|---|
| AÇO 4340 | Usinagem suave | 703 |
| | Eletropolimento | 620 |
| | Usinagem abusiva | 430 |
| Ti-6Al-4V | Fresamento suave | 480 |
| | Retificação suave | 430 |
| | Fresamento abusivo | 220 |
| | Fresamento químico | 350 |
| | Retificação abusiva | 90 |
| Inconel 718 | Retificação suave | 410 |
| | Usinagem eletrolítica | 270 |
| | Retificação convencional | 165 |
| | Usinagem por descarga elétrica | 150 |

CAPÍTULO 6

6. PRINCÍPIOS DE USINAGEM E GERAÇÃO DE TENSÕES RESIDUIAS

6.1. FRESAMENTO

Fresagem é um processo de usinagem no qual a remoção de material da peça se realiza de modo intermitente, pelo movimento rotativo da ferramenta, geralmente multicortante, gerando-se superfícies das mais variadas formas. Usualmente a peça efetua o movimento de avanço, de baixa velocidade, na faixa de 10 a 500 mm/min, enquanto que a ferramenta, girando a velocidade relativamente alta, na ordem de 10 a 150 m/min, realiza o movimento de corte, mantendo o eixo de giro numa posição fixa. De modo geral, tanto a peça como a ferramenta pode assumir movimentos relativos, independentes ou combinados, permitindo a realização de uma ampla variedade de operações, gerando superfícies planas ou curvas, ranhuras, ressaltos, roscas, engrenagens e outras configurações. As vantagens do processo residem na variedade de formas que podem ser produzidas, na qualidade dos acabamentos das superfícies, nas taxas de remoção de cavaco e na disponibilidade de ampla variedade de ferramentas [36].

6.1.1. MÉTODOS DE FRESAMENTO

Distinguem-se a fresagem periférica e a fresagem frontal (Fig.6.1) [36]. Na fresagem periférica (peripheral milling, slabmilling, Umfangfraesen), a superfície usinada da peça, gerada por dentes (gumes) localizados na periferia do corpo da ferramenta, situa-se, de

modo geral, num plano paralelo ao eixo da fresa. A seção transversal da superfície fresada corresponde ao contorno da fresa ou combinação de fresas usadas. Realiza-se a fresagem periférica (também chamada tangencial), usualmente em fresadoras com eixo horizontal (Fig. 6.2). Na fresagem periférica, a largura de corte ap é substancialmente maior do que a penetração de trabalho ae . A superfície usinada é gerada pelo gume principal [36].

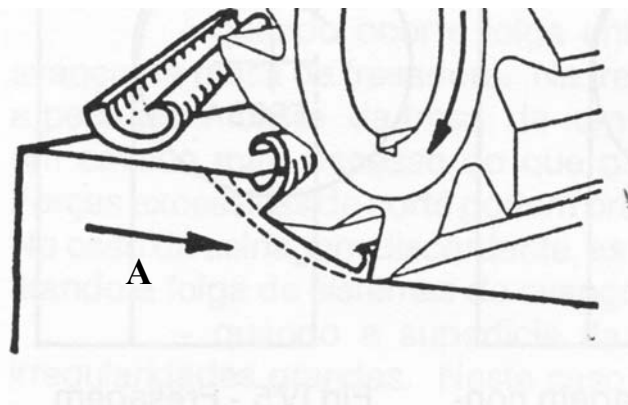


FIG.6.1- Fresagem Periférica [36]

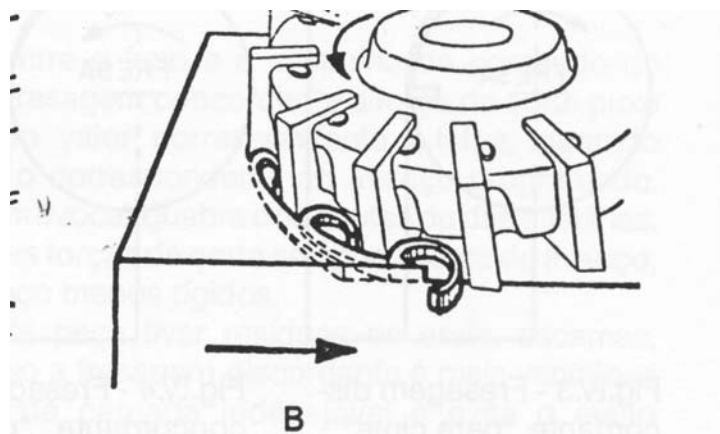


FIG.6.2- Fresagem Frontal [36]

A Figura 6.3 mostra a fresagem periférica: A - discordante ou para cima; B - concordante ou para baixo.

De acordo com a direção de corte e de avanço, distinguem-se, ainda, a fresagem concordante ou para baixo e a fresagem discordante ou para cima (Fig.6.3) [35].

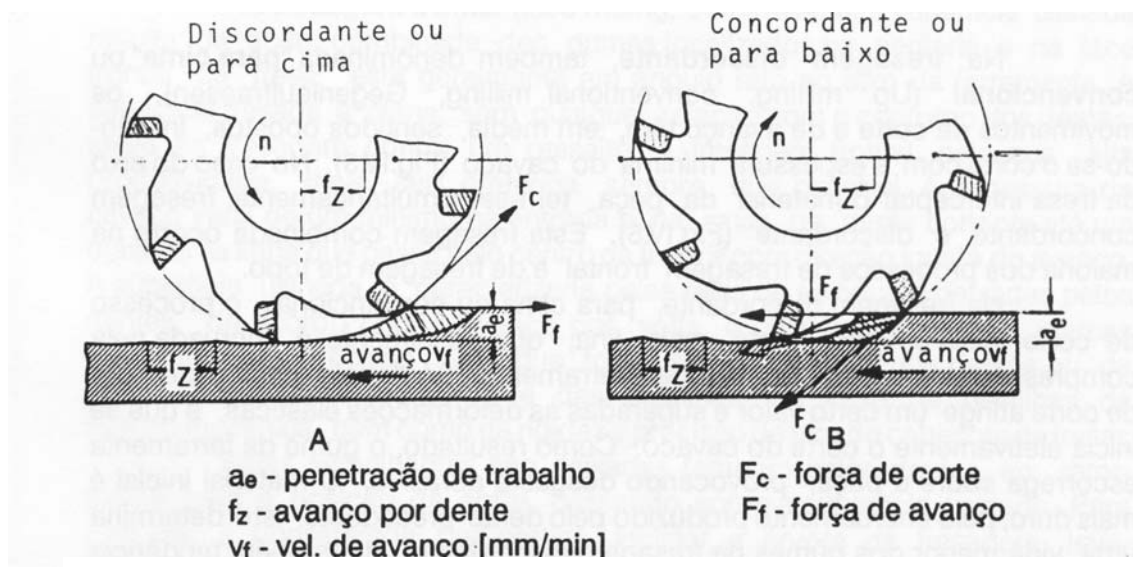


FIG.6.3 – Fresagem periférica A – discordante ou para cima; B – concordante ou para baixo [36]

Na fresagem concordante ou “para baixo” (down milling, Gleichlaufräsen), os movimentos de corte (da ferramenta) e de avanço (da peça) têm, em média, o mesmo sentido, iniciando-se o corte com a espessura máxima do cavaco (Fig.6.4) [35].

Na fresagem discordante, também denominada “para cima” ou convencional (Up milling, conventional milling, Gegenlaufräsen), os movimentos de corte e de avanço têm, em média, sentidos opostos, iniciando-se o corte com a espessura mínima do cavaco (Fig.6.5). No caso do eixo da fresa interceptar o material da peça, tem-se

simultaneamente, fresagem concordante e discordante (Fig.6.6). Esta fresagem combinada ocorre na maioria dos processos de fresagem frontal e de fresagem de topo.

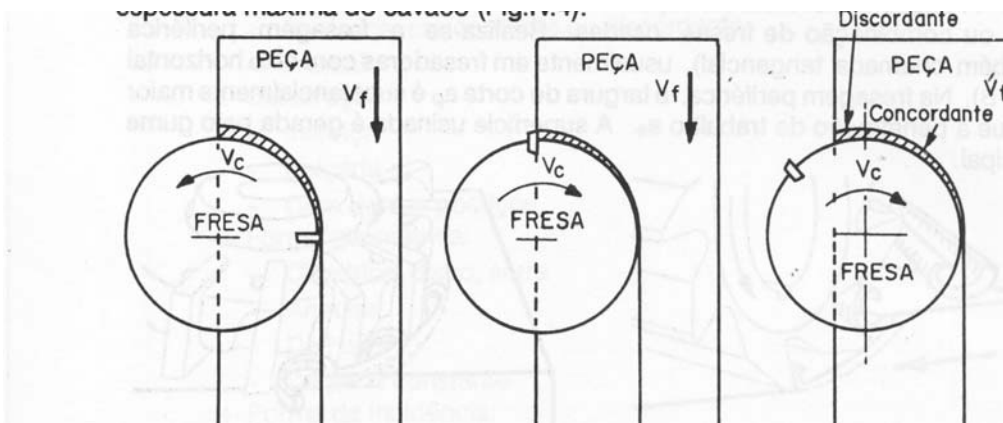


FIG.6.4 – Fresagem discordante

FIG.6.5 – Fresagem concordante

FIG 6.6 – Fresagem combinada [36]

Na fresagem discordante, para cima ou convencional, o processo de corte inicia-se pela parte mais fina, que inicialmente é encruada pela compressão do material da peça pela ferramenta. Só depois que a espessura de corte atinge um certo valor e superadas as deformações elásticas, é que se inicia efetivamente o corte do cavaco. Como resultado, o gume da ferramenta escorrega sobre a peça, provocando desgaste abrasivo. O material inicial é mais duro, pelo encruamento produzido pelo dente precedente. Isto determina uma vida menor dos gumes na fresagem discordante. Há também tendência de soldagem dos cavacos nos gumes [35].

A fresagem concordante tem as seguintes vantagens:

- A força de corte entra na peça forçando-a contra a mesa, enquanto na fresagem discordante a força de corte tende a levantar a peça, fazendo com que peças finas (por

exemplo, chapas) percam seu apoio na mesa ou vibrem;

- Vida mais longa da ferramenta (menor desgaste);
- Melhor acabamento superficial;
- Menor força e potência para o avanço;
- Caminho mais curto do gume, durante o corte. Esta redução é, em média, da ordem de 3%, com redução correspondente do desgaste da ferramenta.

Apesar das várias vantagens da fresagem concordante, existem casos em que ela não pode ser utilizada:

- Quando ocorre folga entre o fuso e a castanha de comando do avanço da mesa da fresadora. Na fresagem concordante a força de corte puxa a peça para baixo da fresa de um valor correspondente à folga, gerando um cavaco mais espesso do que o correspondente ao avanço programado. Forças excessivas de corte podem provocar quebra dos dentes ou das pastilhas. No caso da usinagem discordante, as forças de corte se opõem à força de avanço, tirando a folga de sistemas de avanço menos rígidos.
- Quando a superfície da peça tiver resíduos de areia, escamas, irregularidades grandes. Neste caso a fresagem discordante é mais vantajosa porque o gume penetra abaixo da camada indesejável e evita o efeito desfavorável da mesma sobre a vida da ferramenta [36].

6.1.2. FORMAS DE CAVACO

A forma do cavaco produzido no fresamento tangencial tem a forma de uma vírgula (Fig.6.7) [35] com a espessura de corte variando de zero a um valor máximo (fresamento

discordante) ou de um valor máximo a zero (fresamento concordante).

Conforme a figura 6.7, o ângulo de contato do dente com a peça (φ_0) pode ser dado por:

$$\cos \varphi_0 = \frac{D - 2 \cdot a_e}{D} = \frac{1 - 2 a_e}{D} \quad (32)$$

Assim tem-se que: $h_{D_{\max}} = f_z \cdot \sin \varphi_0 = f_z \cdot 2 \cdot \left(\frac{a_e}{D} - \left(\frac{a_e}{D} \right)^2 \right)^{1/2} \quad (33)$

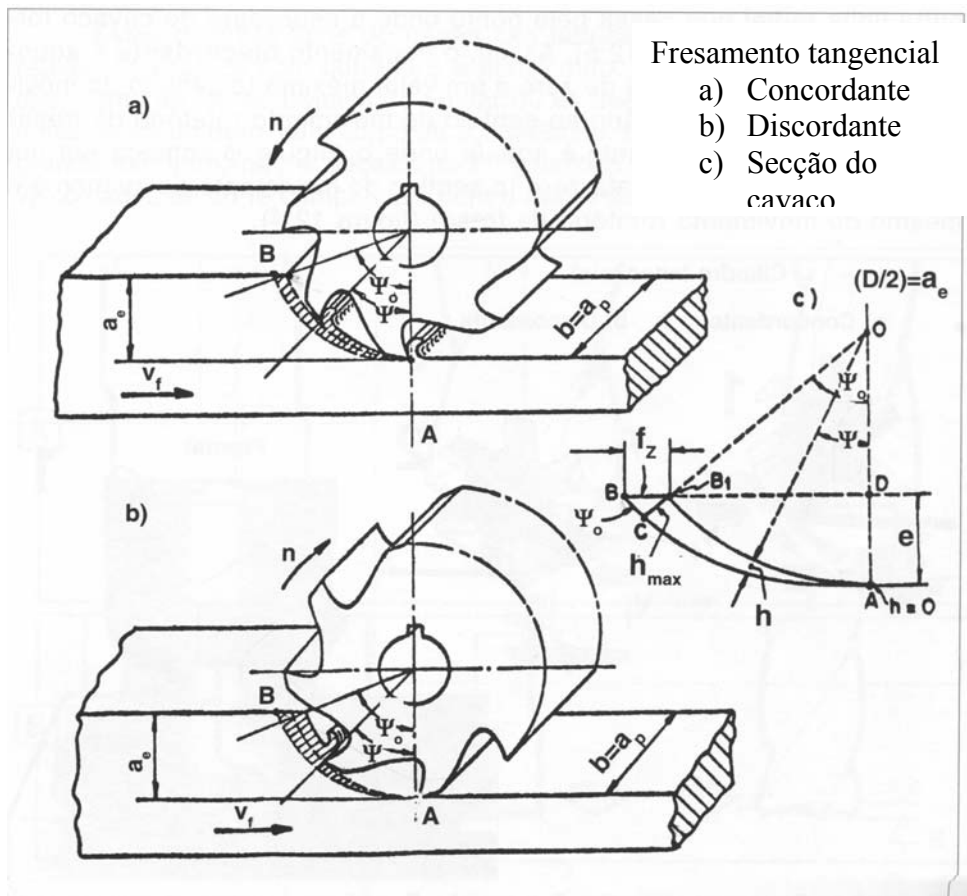


FIG.6.7 – Fresamento Tangencial [35]

6.2. RETIFICAÇÃO

As operações de usinagem, de modo geral, alteram ou induzem tensões residuais em peças de aço. No caso de aços que sofrem a operação de tratamento térmico, a operação de usinagem mais empregada após o tratamento térmico é a operação de retificação. Muitos autores têm pesquisado a influencia dessa operação no estado das tensões residuais da camada endurecida, e sabe-se que, se as condições de usinagem, como avanço, velocidade e refrigeração, não forem corretamente controladas, poderá haver alteração desfavorável nas tensões, ou seja, podem ser geradas tensões residuais de tração na superfície, prejudicando as propriedades de fadiga [48].

6.2.1. RETIFICAÇÃO PLANA

Costuma-se distinguir entre a retificação plana tangencial e frontal. Na retificação plana tangencial (Fig.6.8) o eixo do rebolo é paralelo à superfície retificada. A mesa executa um movimento de avanço alternativo e um movimento de avanço transversal, enquanto o rebolo executa o movimento em profundidade. Este tipo de retificação plana é mais lento e muito usado para a retificação de peças grandes de baixa produção [35].

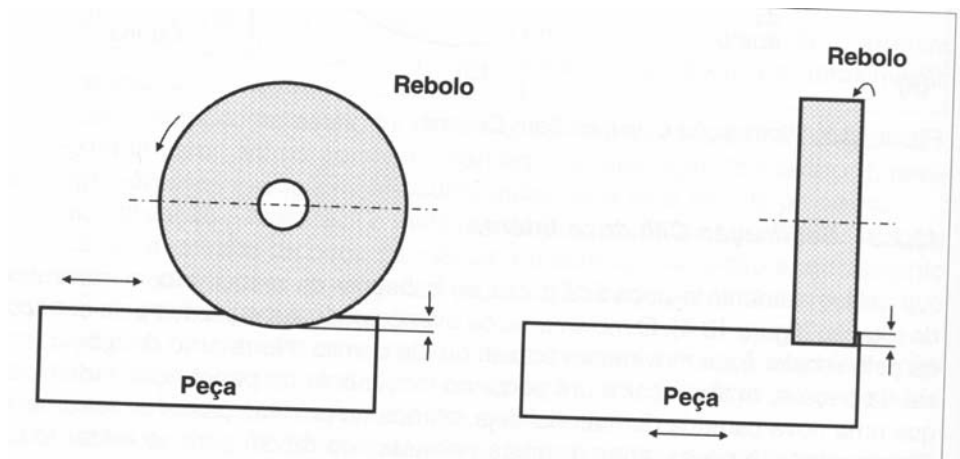


FIG.6.8 – Retificação plana Tangencial [35]

Na retificação plana frontal (Fig.6.9) o eixo do rebolo é perpendicular à superfície retificada. Em geral, o rebolo é bem maior que a peça, o que dispensa o avanço transversal e possibilita a retificação de diversas peças simultaneamente, aumentando em muito a produtividade do processo.

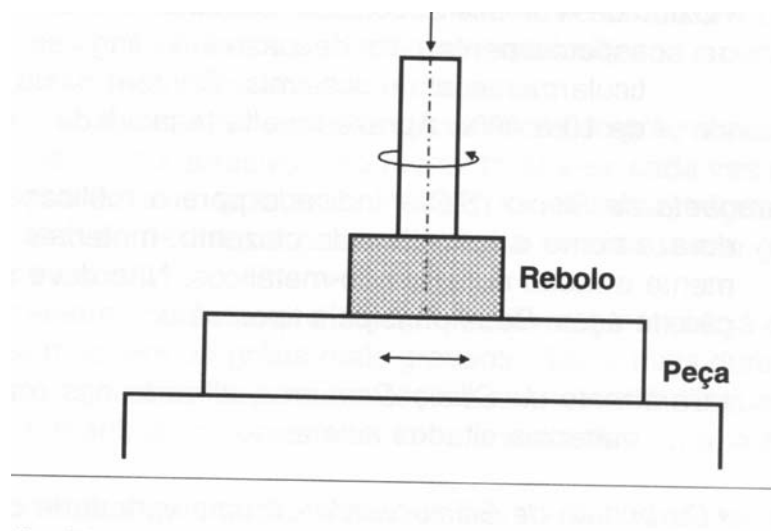


FIG.6.9 – Retificação plana Frontal [35]

6.2.2. CARACTERÍSTICAS DO REBOLO

Os elementos que precisam ser especificados na escolha de um rebolo são:

- Material do grão abrasivo
- Tamanho do grão
- Dureza do rebolo
- Estrutura do rebolo
- Tipo de liga aglomerante

Os abrasivos podem ser naturais ou artificiais. Os abrasivos naturais são o quartzo, o esmeril, o corindon, o diamante, etc. Os abrasivos naturais somente são empregados em ferramentas específicas como lixas, por exemplo. Os abrasivos artificiais têm uma utilização muito mais abrangente. Os principais abrasivos artificiais são o óxido de alumínio e o carboneto de silício, e também são empregados os chamados superabrasivos, como o nitreto de boro cúbico (CBN) e o diamante policristalino (PCD) [48].

A seguir tem-se uma descrição de alguns tipos destes abrasivos:

- Óxido de alumínio (Al_2O_3) - indicado para a retificação de materiais de alta resistência à tração tais como aço carbono, ligas de aço, aço rápido, ferro fundido maleável, ferro fundido nodular e outros metais similares. São classificados nos seguintes tipos:
 - Óxido de Alumínio Comum (A) - apresenta 96 a 97% de Al_2O_3 cristalizado e a dureza é de 2000 Knoop. Utilizado em operações de desbaste e retificações cilíndricas em geral, exceto em aços de elevada dureza e sensíveis ao calor.
 - Oxido de Alumínio Branco CM - é uma forma mais refinada do óxido de alumínio comum, chegando a ter 99% de Al_2O_3 . Possui alta dureza e friabilidade (contrário de tenacidade) e

é utilizado principalmente em usinagens leves onde seja preciso evitar o aquecimento superficial.

- Óxido de Alumínio Rosa - é obtido através da adição de Cr_2O_3 em porcentagens que variam de 0.2 até 2.5%. Possui dureza levemente superior ao branco e alta friabilidade.

6.2.3. CARACTERÍSTICAS DO PROCESSO DE RETIFICAÇÃO

A formação do cavaco no processo de retificação se dá de uma maneira diferente dos demais processos de usinagem. A retificação é um processo abrasivo e, portanto, a abrasão é fator fundamental na retirada de cavaco. O rebolo é uma ferramenta com uma quantidade muito grande de arestas de corte distribuídas de forma aleatória. Cada grão, ao entrar em contato com a peça, possibilita a formação de um cavaco muito pequeno.

Quando o grão começa a atritar com a peça ele causa, primeiramente, deformação elástica na pequena porção de material tocada por ele (escorregamento do grão). Ao prosseguir no seu caminho na peça, as tensões vão aumentando e, então, o grão passa a causar deformação plástica em outra pequena porção do material (riscamento), até que, finalmente, continuando o processo de crescimento das tensões, a tensão de ruptura do material à frente do grão é ultrapassada e acontece a remoção de uma pequena porção de material em forma de cavaco. A figura 6.10 [48] ilustra a formação de cavaco na retificação.

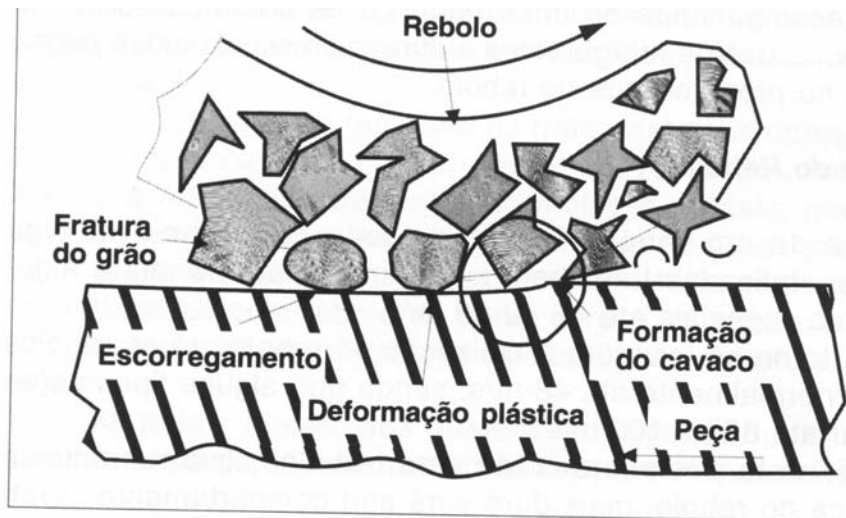


FIG 6.10 – Fases da formação do cavaco na retificação [48]

Este tipo de formação de cavaco, aliado à alta velocidade do grão abrasivo (cerca de dez vezes maior que a velocidade de corte em processos como o torneamento), geram os seguintes fatos:

- as forças normais (radiais) são bem superiores às forças tangenciais, pois o atrito prevalece sobre a força de corte;
- altas temperaturas de corte são desenvolvidas (1000 a 1600 °C), como o tempo de exposição a esta temperatura é muito curto (da ordem de milésimos de segundo), é possível ao material atingir e superar sua temperatura de fusão, sem se fundir;
- a energia total requerida para o processo de retificação é da ordem de 2 a 20 vezes maior que para outros processos de usinagem, para o mesmo volume de cavaco removido na unidade de tempo. Como em outros processos, quase toda esta energia se transforma em calor;
- em números médios, 85% do calor gerado vai para a peça, 5% para o cavaco e 10% para o rebolo. O calor que vai para o rebolo não causa dano considerável, pois o rebolo é de

material refratário, na maioria das vezes é bem grande e tem bastante área para dissipar o calor. O calor que vai para o cavaco também não causa preocupações. O problema maior está no calor que vai para a peça, já que esta recebe a maior parcela de calor.

Tal calor pode determinar mudanças estruturais na superfície da peça, que na maioria das vezes já recebeu o tratamento térmico. Além disso, pode gerar erros de forma e dimensional na peça, o que é muito grave, pois, em geral, a retificação é o último processo de usinagem sobre a superfície, aquele que proporciona as dimensões finais da peça, isto é, determina sua qualidade. Por isso, existe a necessidade de utilização de fluido de corte de uma maneira abundante e eficiente. Também, as condições de usinagem e as características do rebolo devem ser tais que diminuam este problema.

6.2.4. PARÂMETROS DE CARACTERIZAÇÃO DO PROCESSO DE RETIFICAÇÃO E SUAS INFLUÊNCIAS NOS ESFORÇOS DE CORTE

Um dos parâmetros do processo de retificação mais utilizados é o chamado espessura de corte equivalente (h_{eq}), que é dado por:

$$h_{eq} = a \frac{V_p}{V_c} \quad (34)$$

onde:

a = profundidade de usinagem (a_p) na retificação cilíndrica longitudinal, profundidade de penetração (a_e) na retificação plana tangencial ou avanço por volta (f) na retificação cilíndrica de mergulho

V_p = velocidade da peça

V_c = velocidade de corte que é a própria velocidade do rebolo

A espessura de corte equivalente representa fisicamente a espessura de material que os grãos removem.

O aumento de h_{eq} quer seja pelo aumento de a ou de V_p , ou pela diminuição de V_c , causa aumento dos esforços de corte e da rugosidade da peça e diminuição da vida do rebolo. Por isso, sempre se procura ter rebolos cujas ligas suportem altas velocidades, pois, quanto maior a velocidade do rebolo, maior a sua vida, melhor a rugosidade e menores os esforços de corte.

Outro parâmetro interessante de ser definido é a espessura máxima do cavaco (h_{max}) mostrada na figura 6.11 pela linha BC. Pode-se comprovar matematicamente que h_{max} pode ser dada por:

$$h_{max} = \frac{V_p}{V_c} \cdot \frac{a}{d} \quad (35)$$

onde: d = diâmetro da peça sendo retificada.

A análise da equação leva a algumas considerações interessantes:

- quando a profundidade de usinagem a é aumentada, a espessura máxima do cavaco também aumenta, mas não na mesma proporção. Quando a dobra, h_{max} aumenta vezes;
- se a velocidade do rebolo (v_p) cresce, h_{max} diminui, os esforços de corte diminuem e a vida aumenta. Neste caso, diz-se que a dureza do rebolo aumenta, pois ele é capaz de resistir a mais esforços, já que v_c reduziu os esforços que ocorriam, porém, o acréscimo de

v_p está limitado pelo tipo de liga do rebolo;

- se a velocidade da peça (v_p) diminui, h_{max} diminui e, assim, os esforços sobre os grãos serão menores, a vida do rebolo aumenta e o rebolo se comporta como mais macio.

A área de contato rebolo-peça é de grande interesse. Para um determinado esforço no sentido radial do rebolo, tem-se uma pressão específica de corte,

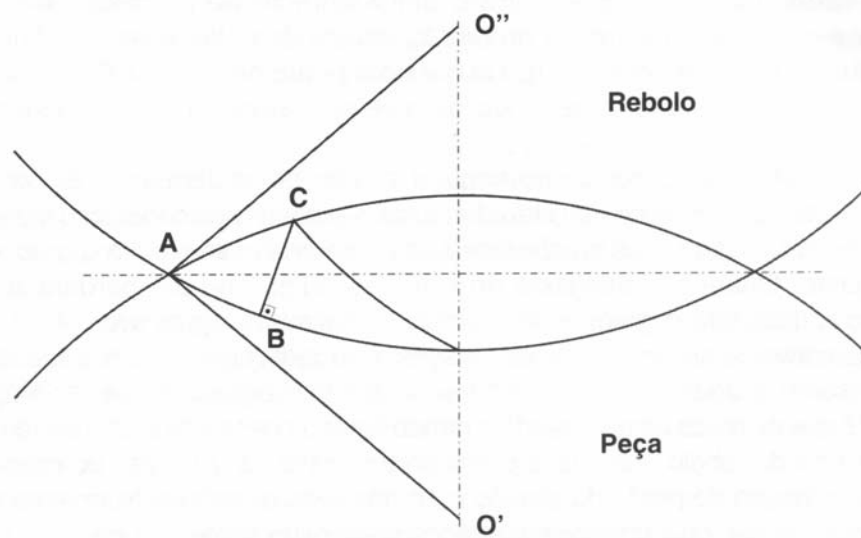


FIG 6.11 – Cinemática da formação do cavaco [10]

6.2.5. EMBASAMENTO CINEMÁTICO DA RETIFICAÇÃO

Através da figura 6.12 mostra-se que existe uma dependência funcional entre a espessura média do cavaco não deformado (h_{cu}) e as variáveis de entrada velocidade de periférica do rebolo (v), velocidade tangencial da peça (v_w) e a penetração de trabalho (a), bem como o diâmetro equivalente do rebolo (d_{se}) e a distribuição estática de gumes no rebolo (C_{stat}). Essa dependência pode ser descrita pela seguinte função exponencial:

$$h_{cu} = k \cdot \left[\frac{1}{C_{stat}} \right]^\alpha \cdot \left[\frac{v_w}{v_s} \right]^\beta \cdot \left[\frac{a}{d_{se}} \right]^\gamma \quad (36)$$

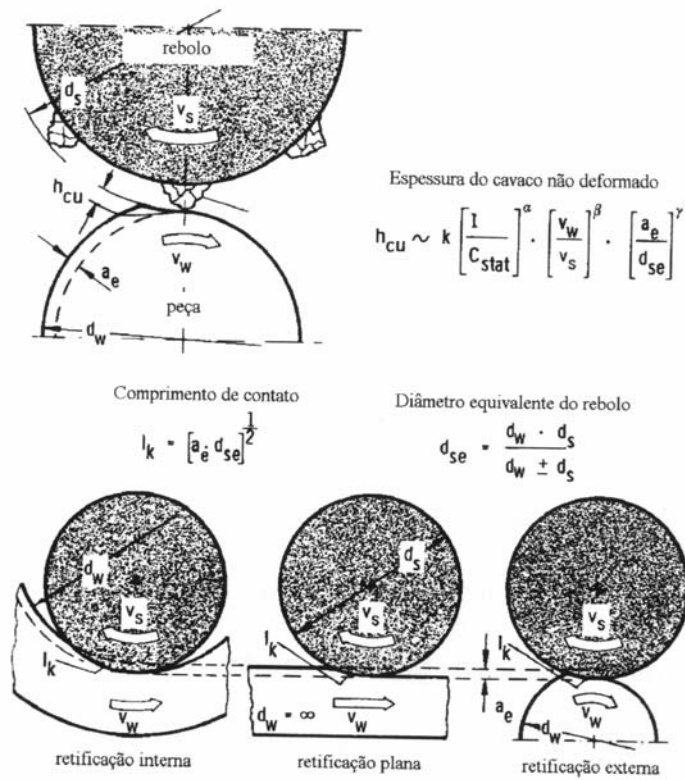


FIG 6.12 – Relação entre a espessura de usinagem e as variáveis de entrada e condições de contato [49]

onde k é um fator de proporcionalidade e α , β , e γ são constantes a serem determinadas experimentalmente, tendo valores situados entre 0 e 1.

O comprimento de contato l_k , indicado na figura 6.11, é calculado a partir da equação:

$$l_k = a \cdot d_{se} \quad (37)$$

onde d_{se} é o diâmetro equivalente, um parâmetro que determina as condições de contato

entre rebolo e peça, indicando o diâmetro que o rebolo utilizado na retificação cilíndrica deveria ter comprimento de contato para proporcionar a mesma geometria de corte quando utilizado em retifica plana. O diâmetro equivalente é dado por:

$$d_{se} = \frac{d_w \cdot d_s}{d_w + - d_s} \quad (38)$$

onde o sinal positivo é empregado para calcular o d_{se} em retifica cilíndrica externa, donde resulta $d_{se} < d_s$, enquanto que o sinal negativo é utilizado para a retifica cilíndrica interna, de modo que $d_{se} > d_s$. Apenas na retificação plana o diâmetro equivalente é igual ao diâmetro do rebolo.

Como na retificação interna rebolo e peça têm o mesmo sentido de curvatura, o comprimento de contato é relativamente grande. Na retificação externa, a situação é a inversa, de forma que o comprimento de contato é relativamente pequeno.

Com o aumento de l_k também aumenta o comprimento dos cavacos. Portanto, pressupondo-se constantes a taxa de retificação Q_w é o volume médio do cavaco, o aumento do diâmetro equivalente do rebolo, ao provocar o aumento do comprimento dos cavacos, deve levar a uma diminuição da espessura média do cavaco.

Na retificação externa, tanto a diminuição do diâmetro do rebolo como do diâmetro da peça levam a um menor diâmetro equivalente e, conseqüentemente, aumentam a espessura média do cavaco.

Na retificação interna, o aumento da espessura média do cavaco devido à diminuição do diâmetro equivalente pode ocorrer mediante a diminuição do diâmetro do rebolo ou o

aumento do diâmetro interno da peça.

Da equação 36 é possível deduzir que, com velocidade periférica do rebolo crescente ou com velocidade da peça decrescente, a espessura de usinagem média do cavaco não deformado (h_w) diminui. O motivo para isto é que, sendo mais rápida a atuação de um grão sobre a peça, esta se desloca de um ângulo relativamente menor durante o processo de corte.

É o que se observa na figura 6.11, onde o arco OA corresponde à trajetória de um grão, num tempo t que depende da velocidade periférica do rebolo. Já o arco AB corresponde ao deslocamento de um ponto da peça no mesmo intervalo de tempo. Nessas condições é produzido um cavaco com espessura máxima (h_{wmax}) BC. Aumentando-se a velocidade do rebolo, o ponto localizado em A não mais se desloca até B durante o tempo de atuação t' ($t' < t$) do grão abrasivo, mas sim até um ponto intermediário do arco AB, de modo que é produzido um cavaco mais fino.

Como a velocidade de corte não tem influência sobre o volume total de material removido, seu aumento também tem como consequência a formação de um maior número de cavacos.

A distribuição estática dos gumes (C_{stat}) é definida como o número de gumes por unidade de área do rebolo até uma profundidade de 1 mm. A figura 6.13 mostra que um mesmo grão pode apresentar vários gumes e, por isso, o afastamento dos gumes estáticos não é igual ao afastamento entre os grãos.

Alguns gumes estáticos estão tão recuados na estrutura do rebolo que não chegam a entrar em contato com a peça. Deste modo, dos gumes representados na figura 6.13 só os que estão assinalados com números é que participam do processo de usinagem, sendo,

em decorrência disso, chamados gumes cinemáticos.

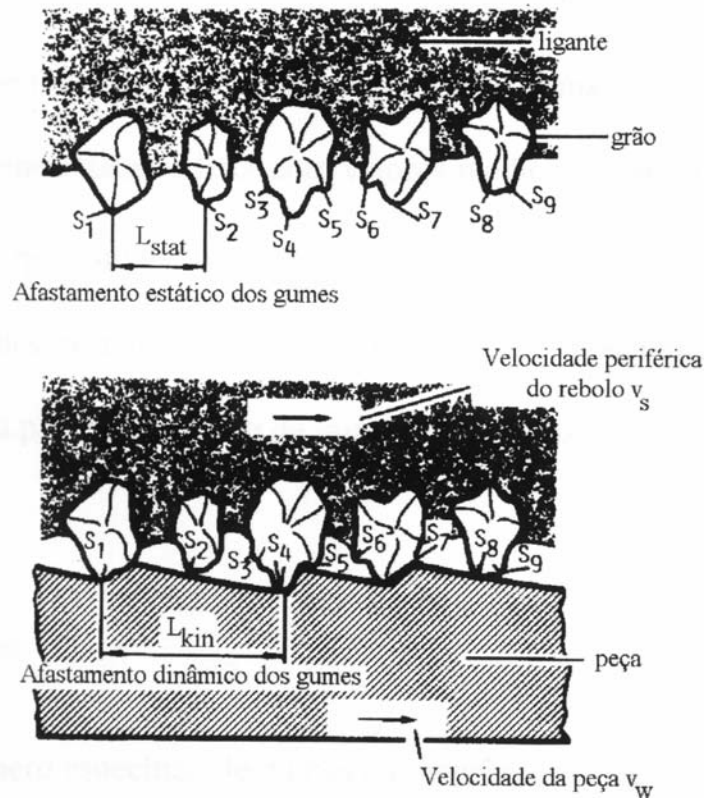


FIG.613 - Gumes estáticos e cinemáticos [49]

De fato, o número de gumes cinemáticos é bem menor que o de gumes estáticos, dependendo fundamentalmente do ângulo de penetração dos grãos, cujas trajetórias são definidas pela superposição dos diversos movimentos (de avanço, de corte, da peça) envolvidos. Deste modo, o número de gumes cinemáticos por unidade de área do rebolo (N_{kin}) é representado por:

$$N_{kin} = K \cdot \left[\frac{2 \cdot (C_{stat})^{p/q}}{K_s} \right]^{\alpha} \cdot \left[\frac{v_w}{v_s} \right]^{\alpha} \cdot \left[\frac{a}{d_{sc}} \right]^{\alpha/2} \quad (39)$$

Onde K é uma constante e K_s é um fator de forma do gume.

O afastamento dos gumes cinemáticos e, conseqüentemente, a espessura de usinagem podem ser variáveis, de forma que na retificação não se formam cavacos regulares. Por isso, a análise das grandezas cinemáticas é feita com valores médios, como por exemplo a espessura de usinagem média h_{cu} , que pode ser comprovada estatisticamente. O número de gumes momentâneos N_{mon} define o número de gumes que estão momentaneamente em ação na peça, podendo ser deduzido a partir do número de gumes cinemáticos:

$$N_{mon} = C \cdot b_D \cdot l_k \cdot N_{kin} \quad (40)$$

A grandeza número específico de gumes momentâneos N_{mon} , é obtida pela divisão de N_{mon} pela largura efetiva b_D , representando o número de gumes momentâneos em uma largura efetiva unitária:

$$N'_{mon} = C \cdot l_k \cdot N_{kin} \quad (41)$$

onde C é uma constante.

A partir da equação 36 é possível deduzir a expressão que define a seção transversal momentânea média Q_{mon} , dos cavacos que se formam na região de contato:

$$\bar{Q}_{\text{mon}} = \frac{(\alpha + 1)}{A} \cdot \left[\frac{K_s}{2 \cdot (C_{\text{stat}})^{p/q}} \right]^\alpha \cdot \left[\frac{v_w}{v_s} \right]^{(1-\alpha)} \cdot \left[\frac{a}{d_{\text{sc}}} \right]^{\left(\frac{1-\alpha}{2}\right)} \quad (42)$$

Onde A é um fator de proporcionalidade.

A multiplicação do número de gumes que estão momentaneamente em ação numa largura de contato unitária pela seção transversal momentânea média fornece a seção momentânea total $Q'_{\text{mon,ges}}$ que representa a soma da seção transversal de todos os cavacos momentaneamente formados, por unidade de largura:

$$Q'_{\text{mon ges}} = N'_{\text{mon}} \cdot Q_{\text{mon}} = a \cdot \frac{v_w}{v_s} = \frac{Q'_w}{v_s} = h_{\text{cu eq}} \quad (43)$$

A seção momentânea total $Q'_{\text{mon,ges}}$ também conhecida como a espessura de corte equivalente $h_{\text{cu eq}}$ e fornece a relação entre a taxa de retificação específica e a velocidade periférica do rebolo.

6.3. TRATAMENTO TÉRMICO

6.3.1 TENSÕES RESIDUAIS DEVIDAS AS TRANSFORMAÇÕES DE FASES

Quando se trata dos tratamentos térmicos dos aços, além das tensões térmicas, devem ser consideradas aquelas devidas a transformação de fase, pois durante o resfriamento ocorrem alterações não homogêneas devidas aos diferentes microconstituintes que aparecem em função da composição química, geometria e velocidade de resfriamento do aço em questão. A Tabela 6.1 [21] mostra as variações de volume provocadas pelas diversas transformações de fase que ocorrem nos aços. Através dessa tabela pode-se verificar que ocorre contração de volume quando a perlita se transforma em austenita, enquanto que, durante a transformação da austenita em martensita, ha uma expansão. Portanto, o tratamento de têmpera provoca um aumento de volume durante o resfriamento. De modo geral, as transformações que ocorrem com resfriamento rápido são de importância fundamental, e devem ser consideradas as superposições das tensões térmicas e daquelas devido a alterações alotrópicas, que determinarão a distribuição final das tensões residuais nas diversas direções [10].

TABELA 6.1 - Variações de volume provocadas por transformações de fases nos aços

| Natureza da transformação | % da variação do volume |
|---|-------------------------|
| Perlita → Austenita | - 4,64 + 2,21 (% C) |
| Austenita → Martensita | 4,64 – 0,53 (% C) |
| Austenita → Produto de transformação inferiores | 4,64 – 1,43 (% C) |
| Austenita → Perlita | 4,64 - 2,21 (% C) |

A Figura 6.14 ilustra a distribuição final de tensões devida apenas à transformação de fase num tratamento de têmpera. As tensões mostradas nessa figura são explicadas como se segue: a superfície se transforma muito antes da parte central com expansão, e quando o núcleo se transforma a expansão é restringida pela parte externa, já transformada é mais resistente, resultando numa situação final de compressão na parte interna e tração na superfície. De modo geral, as tensões residuais devidas apenas a transformação de fase são do tipo mostrado na Figura 6.14 quando se trata de têmpera total [10].

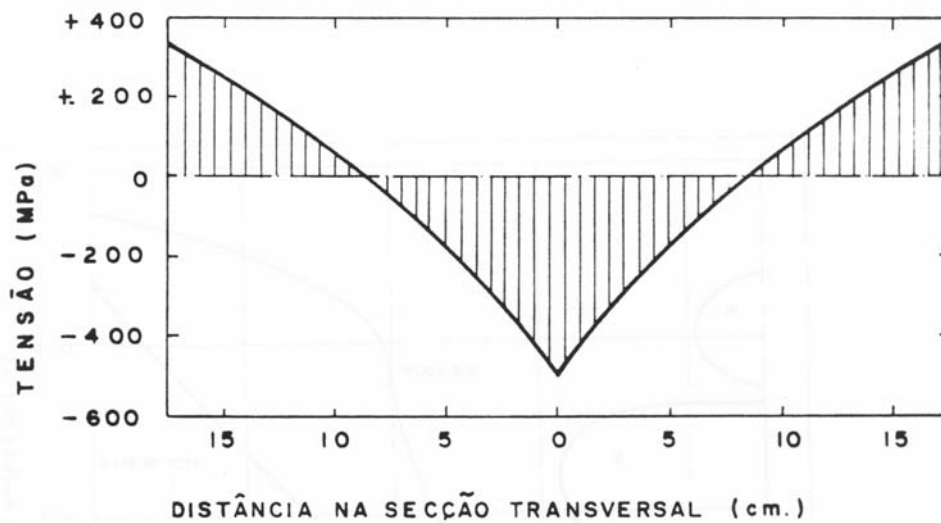


FIG.6.14- Distribuição de tensões residuais devidas a transformação de fases durante a têmpera de um aço [10]

O estado final de tensões devidas às tensões térmicas e a transformação de fases na têmpera dependem da geometria da peça, das características do meio de resfriamento, além do material propriamente dito, que é caracterizado pelo diagrama TTT correspondente. Cabe salientar que o diagrama TTT é em função da composição química, do tamanho de grão austenítico, da temperatura de austenitização etc., além das próprias tensões que, conforme já foi observado, deslocam as curvas de início e de fim de transformação.

Pode-se ilustrar de forma qualitativa o que ocorre com as tensões durante a têmpera de um aço; a Figura 6.15 mostra o desenvolvimento das tensões residuais causadas pela transformação martensítica e pelo gradiente de temperatura num aço [10].

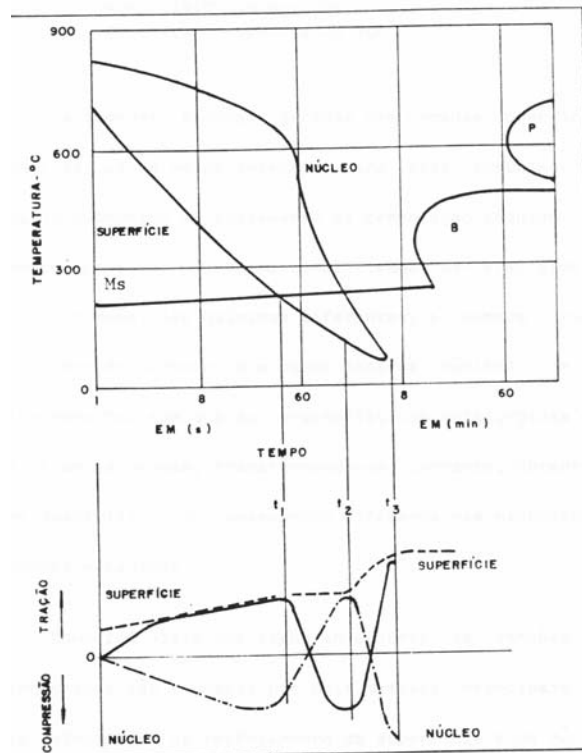


FIG.6.15 - Desenvolvimento de tensões residuais durante o resfriamento de um aço, considerando as tensões térmicas e as tensões devidas a transformação austenita em martensita [10].

CAPÍTULO 7

7. MATERIAIS E MÉTODOS

7.1. MATERIAL UTILIZADO.

O material utilizado para a fase experimental foi o C45Pb K, DIN 1652-4 fornecido pela aceria Villares.

A estrutura de fornecimento é Ferrita e Perlita lamelar, no qual não é admissível alinhamentos de Ferrita e Perlita prejudiciais na usinagem. O grau de pureza em relação a óxidos não deve ser superior ao índice 7 conforme DIN 50 602. Quanto a sulfetos, os sulfetos de manganês não devem ser muito finos, longos e nem muito grossos e devem ser distribuídos uniformemente sobre a seção transversal. Devem ser objetivados sulfetos de manganês correspondentes aos itens 2.2 e 2.3 da série de figuras da tabela SEP 1572-71.

Defeitos internos macroscópicos como, por exemplo, rechupes e inclusões não metálicas não são admissíveis.

7.2. COMPOSIÇÃO QUÍMICA.

Foram analisadas em 3 corpos de prova a composição química via espectrometria, conforme mostrado na tabela 7.1.

TABELA 7.1 – composição química analisada nas amostras – aço c45 pb k

| ELEM. | C | Si | Mn | P | S | Pb | Al |
|---------|----------------|----------|---------------|-----------|------------------|----------------|------------------|
| ESPECIF | 0,40 a 0,50 | < = 0,40 | 050 a 0,85 | < = 0,035 | 0,020 a 0,040 | 0,15 a 0,30 | 0,020 a 0,050 |
| REAL | 0,42 | 0,25 | 0,82 | 0,030 | 0,018 | 0,25 | 0,03 |

7.3. CORPOS DE PROVA.

Os corpos de prova foram usinados na ferramentaria da Robert Bosch com dimensões de 60 mm de comprimento e 17 mm de diâmetro conforme Figura. 7.1.

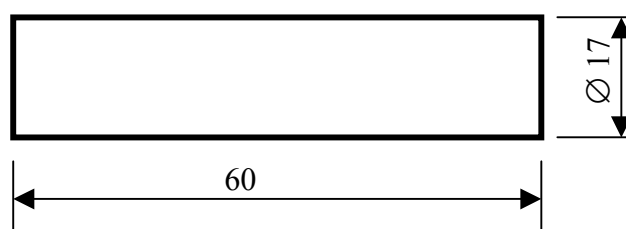


Fig.7.1 – Dimensões dos corpos de prova

7.4. EQUIPAMENTO E MEIO AUXILIAR UTILIZADO PARA USINAGEM.

7.4.1. FRESAMENTO

A máquina utilizada para usinagem dos rasgos é uma fresadora Heller horizontal modelo PFH10 – 1000S com possibilidades de alteração de parâmetros de ajuste como

profundidade de corte, velocidade de rotação da fresa, velocidade da mesa e alteração da vazão do óleo refrigerante. (Fig.7.2).



Fig. 7.2 – Fresadora Heller modelo PFH10

Como ferramenta tem-se uma fresa com corpo de aço rápido com inserto de metal duro com 19 dentes de corte com diâmetro de 250 mm. (Fig.7.3) Utilizou-se o método de fresamento tangencial concordante ou “para baixo”, os movimentos de corte (da ferramenta) e de avanço (da peça) tem, o mesmo sentido, iniciando o corte com a espessura máxima do cavaco. Esta metodologia está demonstrada na revisão bibliográfica conforme item 6.11

Utilizou-se para refrigeração óleo integral com aditivos de extrema pressão a base de enxofre, fósforo e zinco. A viscosidade a 40°C é de 20 a 25 mm²/s.

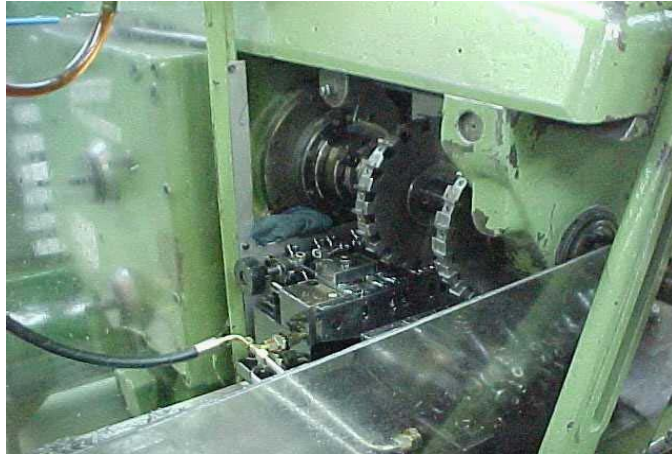


FIG.7.3 – Fresa tangencial de 19 dentes

7.4.2. TRATAMENTO TÉRMICO

Para a execução do tratamento térmico, ou seja, têmpera dos corpos de prova, foi utilizado um forno de atmosfera gasosa marca Aichelin, tipo KVKES-3. (Fig.7.4). Este equipamento utiliza como atmosfera gás endotérmico (Propano e ar) . Os parâmetros de processo são controlados automaticamente por um gerenciador máster Marathon (Fig.7.5). Pode ser monitorado e controlado o tempo, temperatura, injeção de gás e potencial de carbono.

Como dispositivo de fixação dos corpos de prova para tratamento térmico foram utilizados cestos e telas separadoras de aço inox SAE 2520.



FIG.7.4 – Forno de atmosfera gasosa tipo KVKES-3

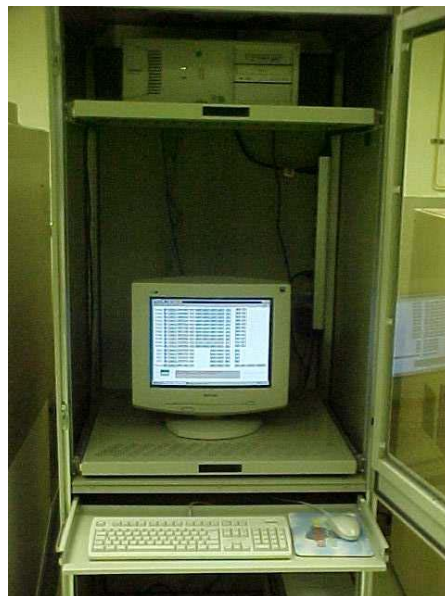


FIG 7.5 – Sistema Marathon

Para a lavagem dos corpos de prova utilizou-se uma lavadora Flexclean à vácuo com 2 estágios, o primeiro para lavagem com concentração de desengraxante de 3 % e o segundo estágio para enxágüe com concentração de 0,5%. (Fig.7.6)



FIG. 7.6 –Lavadora Flexclean

Para a operação de revenimento foi utilizado um forno monocâmara com atmosfera protetora de nitrogênio.(Fig.7.7).



FIG.7.7 - Forno de revenimento VDR-514

7.4.3. RETIFICAÇÃO

A Retificadora utilizada para retificação dos rasgos foi uma Jung F50 semi-automática (Fig.7.8), aonde se tem como possibilidade de ajustes como: rotação do rebolo, velocidade da mesa, avanço vertical e regulagem de lubrificação com válvula manual.

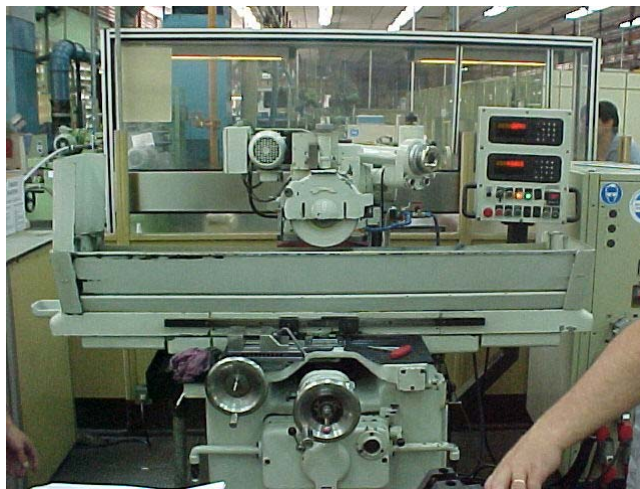


Fig. 7.8 – Retificadora JUNG F50

O rebolo utilizado para faixa de dureza que tínhamos nas amostras, entre 40 a 45 HRC foi de óxido de alumínio. Tipo 38 A 46 KVH do fabricante Norton. (Fig. 7.9)



Fig. 7.9 – Rebolo de óxido de alumínio

7.4.4. EQUIPAMENTOS UTILIZADOS PARA MEDIÇÃO DOS RESULTADOS:

Para a medição dos valores da tensão residual foi utilizado um difratômetro de raios-x, marca Rigako (Fig.7.10), com um programador DMAX2000/PC. Os cálculos são executados segundo a lei de BRAGG conforme se demonstrou no capítulo 4 item 4.5.



FIG.7.10 – Difratômetro de raios-x Rigako

Para a medição de micro dureza e perfil U, utilizou-se um micro durômetro LECO com medição e leitura automática de valores de dureza (Fig.7.11). Para a avaliação da micro estrutura e grau de encruamento foi utilizado um microscópio Leitz de 25 a 1000 X de ampliação e um microscópio eletrônico de varredura marca Philips com sistema EDX

acoplado , para análise pontual quantitativa e qualitativa de micro constituintes na estrutura (Fig.7.12).



FIG.7.11 – Micro durômetro LECO automático



FIG.7.12 – Microscópio eletrônico de varredura com EDX

7.5. PARÂMETROS DE PROCESSO UTILIZADOS

7.5.1. CONDIÇÕES NORMAIS DE USINAGEM NO FRESAMENTO

No fresamento dos rasgos nos corpos de prova em condições normais de usinagem, utilizaram-se no processo um avanço de 2,86 mm, uma velocidade de corte de 140 m/min, velocidade da mesa de 250 mm/min, rotação da fresa de 180 Rpm , diâmetro da fresa de 250 mm e uma refrigeração abundante.

7.5.2. CONDIÇÕES SEVERAS DE USINAGEM NO FRESAMENTO

No fresamento dos rasgos nos corpos de prova em condições severas de usinagem, utilizaram-se no processo um avanço de 0,45 mm por dente, uma velocidade de corte de 1.200 m/min, velocidade da mesa de 250 mm/min, rotação da fresa de 1,6 Rpm, diâmetro da fresa de 250 mm e sem refrigeração no sistema.

7.5.3. PARÂMETROS DE TRATAMENTO TÉRMICO

Para a execução do tratamento térmico utilizou-se como temperatura de austenitização o patamar de 900°C, com um tempo de enxarcamento de 60 minutos. na temperatura. O potencial de carbono na atmosfera foi de 0,45% para manter na atmosfera a mesma porcentagem de carbono analisada nos corpos de prova, isto se evita que nas amostras obtenha-se um enriquecimento superficial (potencial de carbono da atmosfera

do forno maior que o do material dos corpos de prova), ou uma descarbonetação, (potencial de carbono da atmosfera menor que a porcentagem de carbono no material dos corpos de prova). A temperatura do óleo de resfriamento foi de 150°C, com velocidade de resfriamento de 16°C por segundo. Com esta temperatura do óleo se reduz a probabilidade de deformação nos corpos de prova.

A temperatura utilizada para limpeza dos corpos de prova foi de 80°C e no revenimento foram usados como parâmetro de temperatura 450°C e 60 minutos de tempo no patamar.

7.5.4. CONDIÇÕES LEVES DE USINAGEM NA RETIFICAÇÃO

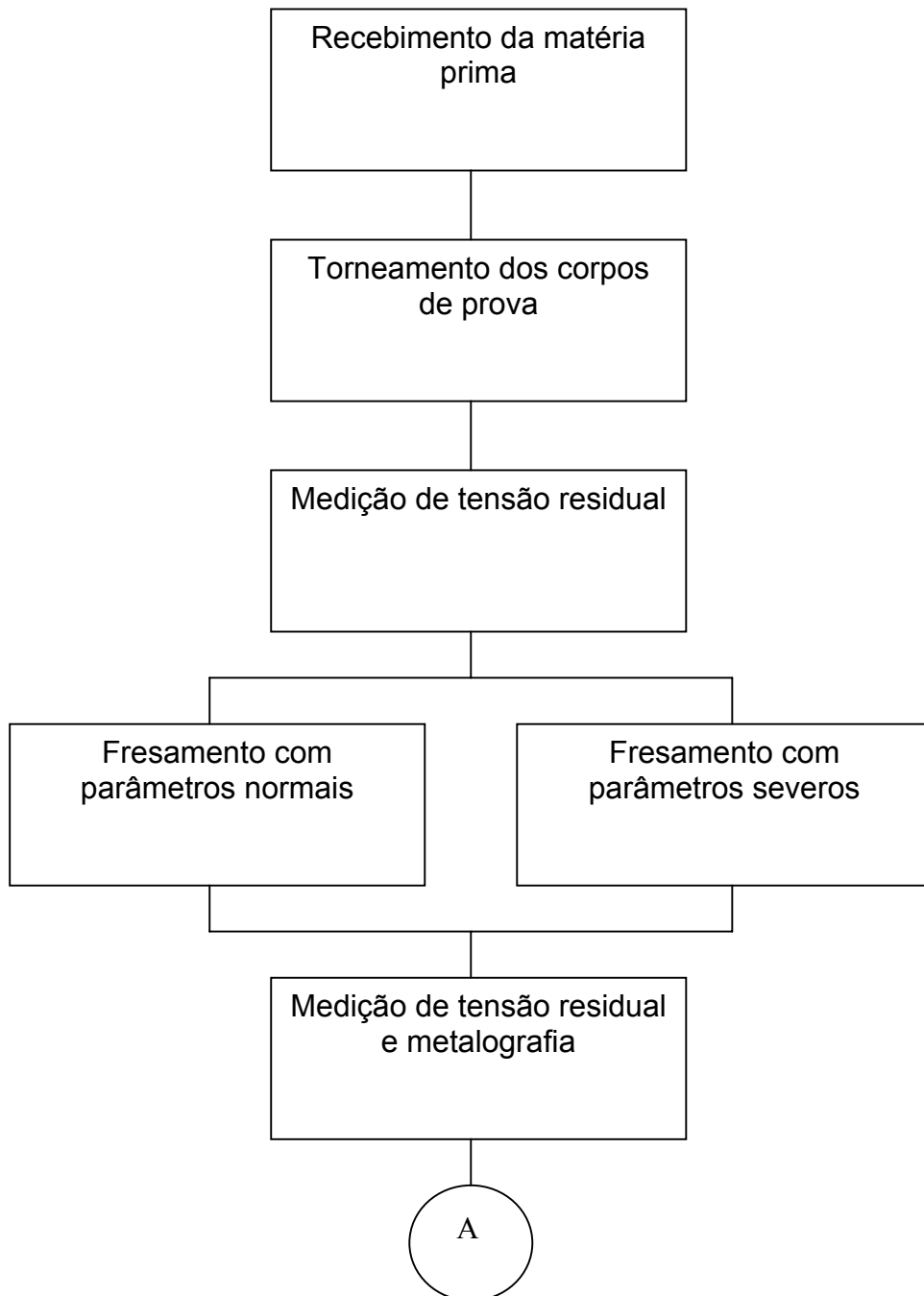
Para os parâmetros normais de retificação utilizou-se como rotação do rebolo 2600 Rpm, diâmetro do rebolo de 250 mm x 25 x 76 mm. velocidade da mesa manual lenta, avanço vertical de 0,02 mm, velocidade de corte 35 m/s com 5 passes e refrigeração abundante.

7.5.5. CONDIÇÕES SEVERAS DE USINAGEM NA RETIFICAÇÃO

Para os parâmetros severos de retificação utilizou-se como rotação do rebolo 2600 Rpm, diâmetro do rebolo de 250 mm x 25 x 76 mm, velocidade da mesa manual rápida, avanço vertical de 0,05 mm com 3 passes e sem refrigeração do sistema.

7.6. DESENVOLVIMENTO E EXECUÇÃO DOS EXPERIMENTOS.

No fluxograma abaixo (Fig.7.13) se demonstra a seqüência para a execução do experimento e coleta dos resultados.



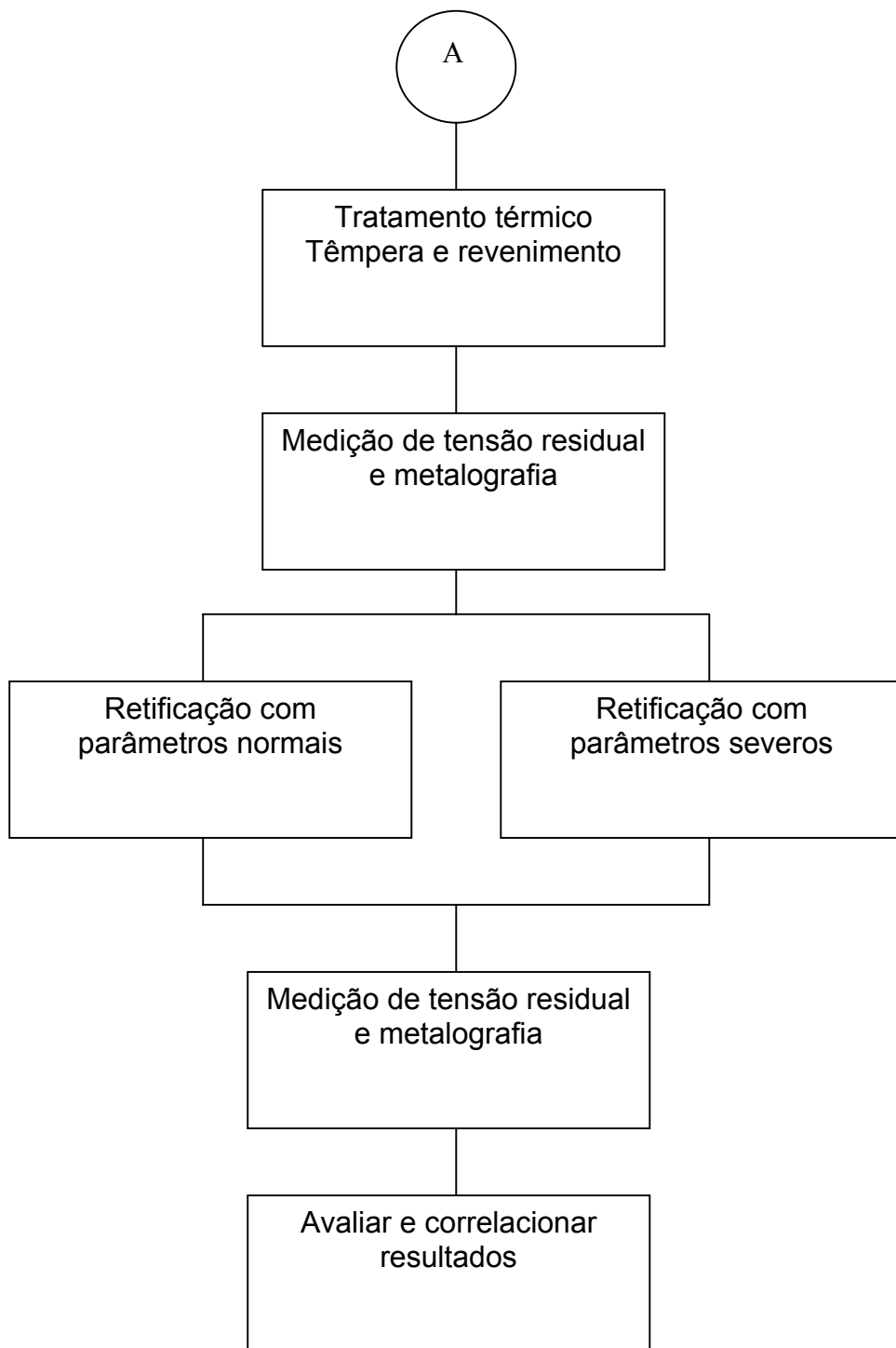


FIG.7.13 – Fluxograma do desenvolvimento experimental

7.7. LOCAIS DE MEDIÇÃO

Os corpos de prova foram obtidos através de barras cilíndricas com diâmetro original de 19 mm. Os mesmos foram torneados nas dimensões citadas no item 7.3, ou seja, 60 mm de comprimento e redução do diâmetro para 17 mm. Após a usinagem dos corpos de prova, os mesmos foram submetidos ao tratamento térmico de alívio de tensão a uma temperatura de 550°C com um tempo de patamar de 120 minutos para alívio das tensões de usinagem. Foi medido em 6 corpos de prova, em 5 pontos de medição a tensão residual pelo método de raios-x (7.14).

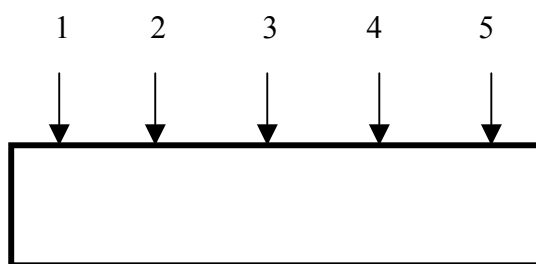


FIG. 7.14 – Locais de medição de TR's nos Corpos de prova

Em seguida em 12 corpos de prova foi executada a fresagem do rasgo, seis corpos de prova com parâmetros normais e seis com parâmetros severos conforme parâmetros mencionados no item 7.5.1 e 7.5.2. Novamente os corpos de prova foram submetidos ao exame de tensão residual em 5 pontos de medição. Três pontos no rasgo e dois pontos fora do local usinado pelo fresamento (Fig.7.15). Em um corpo de prova de cada processo

de fresamento foi avaliado a micro estrutura para verificação do grau de encruamento na superfície.

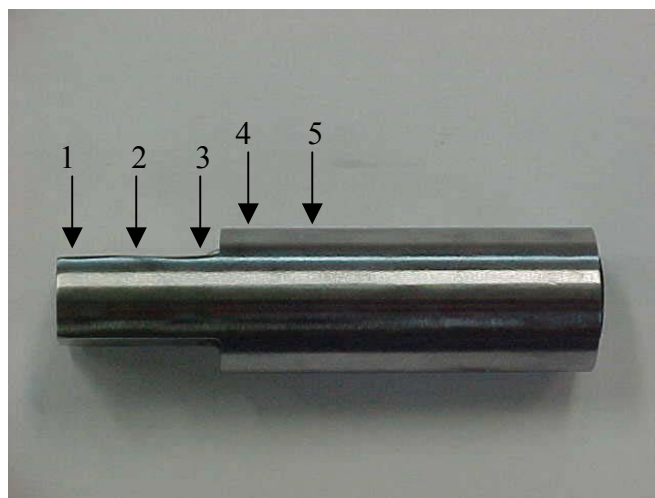


FIG.7.15 - Locais de medição após fresamento do rebaixo

Após a realização do exame de tensão residual os corpos de prova foram submetidos ao tratamento térmico de têmpera plena e revenimento conforme parâmetros descritos no item 7.5.3. e novamente medido as tensões residuais provenientes do tratamento térmico. Os locais de medição foram os mesmos, conforme indicado na figura 7.15. Em um corpo de prova executou-se análise metalográfica e perfil de dureza para levantamento da curva U. (curva de temperabilidade).

O próximo passo do experimento foi submeter os corpos de prova a operação de retificação do rasgo, utilizando a mesma metodologia, ou seja, quatro corpos de prova foram retificados com parâmetros normais de retificação e quatro com parâmetros severos. Os parâmetros foram definidos conforme demonstrado no item 7.5.4 e 7.5.5. Da mesma forma foi avaliado as tensões residuais após a retificação e metalografia para verificação do grau de encruamento na superfície e ainda uma probabilidade de se encontrar queima e retempera nos corpos de prova.

CAPÍTULO 8

8. RESULTADOS

Na tabela 8.1 é demonstrado um resumo dos resultados de TR's gerados em toda a fase experimental.

Tabela 8.1 – Resumo dos resultados na parte experimental

| Operação nas amostras | Valor médio \bar{x} / | Desvio padrão S |
|--|---|------------------------|
| Após alívio de tensão | - 234,78 | 53,11 |
| Após fresamento com parâmetros normais na região fresada | - 576,40 | 43,74 |
| Após fresamento com parâmetros normais na região não fresada | - 277,50 | 46,90 |
| Após fresamento com parâmetros severos na região fresada | 45,08 | 11,95 |
| Após fresamento com parâmetros severos na região não fresada | - 199,40 | 28,96 |
| Após tratamento térmico sem revenimento | 416,9 | 5,3 |
| Após tratamento térmico com revenimento | - 60,83 | 27,61 |
| Após retífica com parâmetros normais na região retificada | - 496,54 | 11,98 |
| Após retífica com parâmetros normais na região não retificada | - 57,46 | 19,47 |
| Após retífica com parâmetros severos na região retificada | - 504,09 | 37,20 |

8.1. METALOGRAFIA E DUREZA SUPERFICIAL APÓS ALÍVIO DE TENSÃO

Para a avaliação da dureza nos corpos de prova foi empregado um micro durômetro tipo KL2 e a dureza utilizada foi Vickers com uma carga de 300 gramas. (HV 0,3). Os valores estão indicados na tabela 8.2.

TABELA 8.2 – Valores de micro dureza após alívio de tensão

| | | | | |
|-----------|-----|-----|-----|-----|
| Periferia | 190 | 196 | 186 | 186 |
| Núcleo | 175 | 197 | 174 | 180 |

8.2. ESTRUTURA:

A estrutura avaliada se compõe de matriz ferrítica + perlita lamelar.(Fig 8.1 e 8.2)

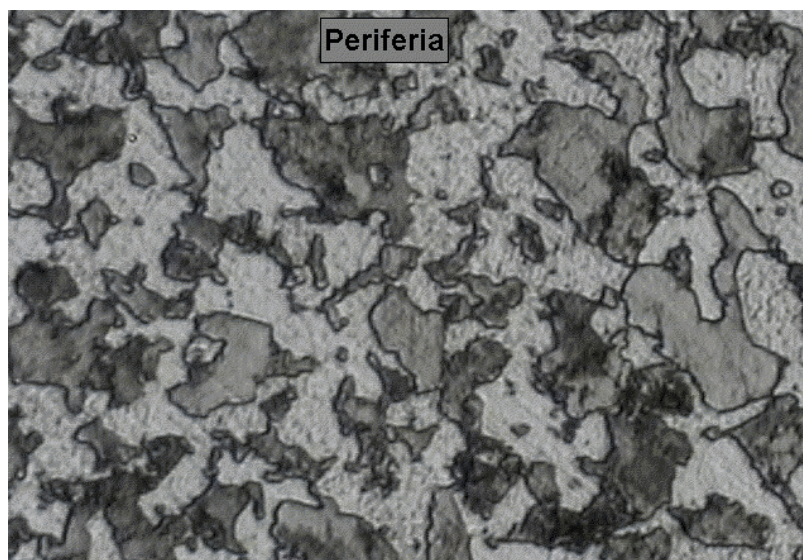


Fig. 8.1 – Estrutura metalográfica na periferia após alívio de tensão – Ampliação de 400X

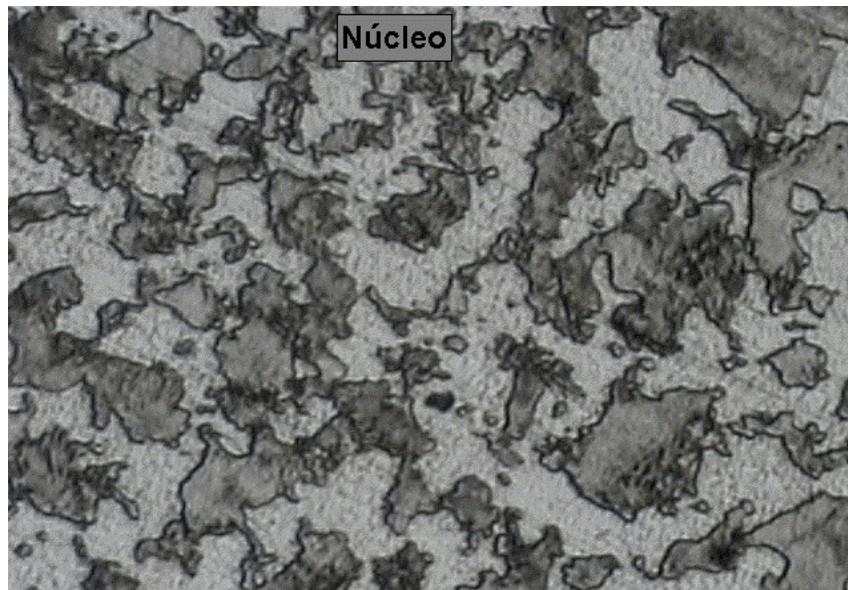


Fig. 8.2 – Estrutura metalográfica no núcleo após alívio de tensão – Ampliação de 400X

8.3. TAMANHO DE GRÃO

Conforme ASTM entre 7 e 8 (Fig. 8.3)

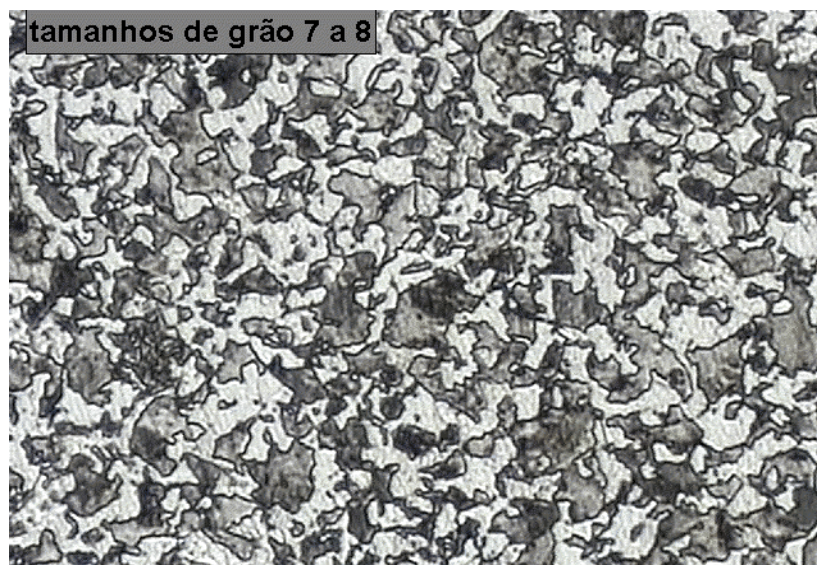


Fig. 8.3 – Estrutura mostrando o tamanho de grão – Ampliação de 200X

8.4. TENSÃO RESIDUAL APÓS ALÍVIO DE TENSÃO

A tabela 8.3 mostra os valores de tensões residuais após o alívio de tensões.

TABELA 8.3 – valores de TR's após alívio de tensões nos corpos de prova

| MPa | Peç 1 | Peç 2 | Peç 3 | Peç 4 | Peç 5 | Peç 6 |
|-------|--------|--------|--------|--------|--------|--------|
| Pto 1 | -150,3 | -234,5 | -226,9 | -205,5 | -197,9 | -197,9 |
| Pto 2 | -198,6 | -175,8 | -284,8 | -218,6 | -166,2 | -171,7 |
| Pto 3 | -319,3 | -322,0 | -322,7 | -256,5 | -284,8 | -218,6 |
| Pto 4 | -166,2 | -171,7 | -215,8 | -265,8 | -198,6 | -201,5 |
| Pto 5 | -241,0 | -235,8 | -301,4 | -305,6 | -287,8 | -300,2 |
| Núc. | -244,8 | | | | | |

Abaixo um gráfico estatístico dos valores de tensões medidas, o qual se obteve tensão compressiva com valor médio de $-234,78$ MPa e desvio padrão de $53,11$ MPa.

(Fig.8.4)

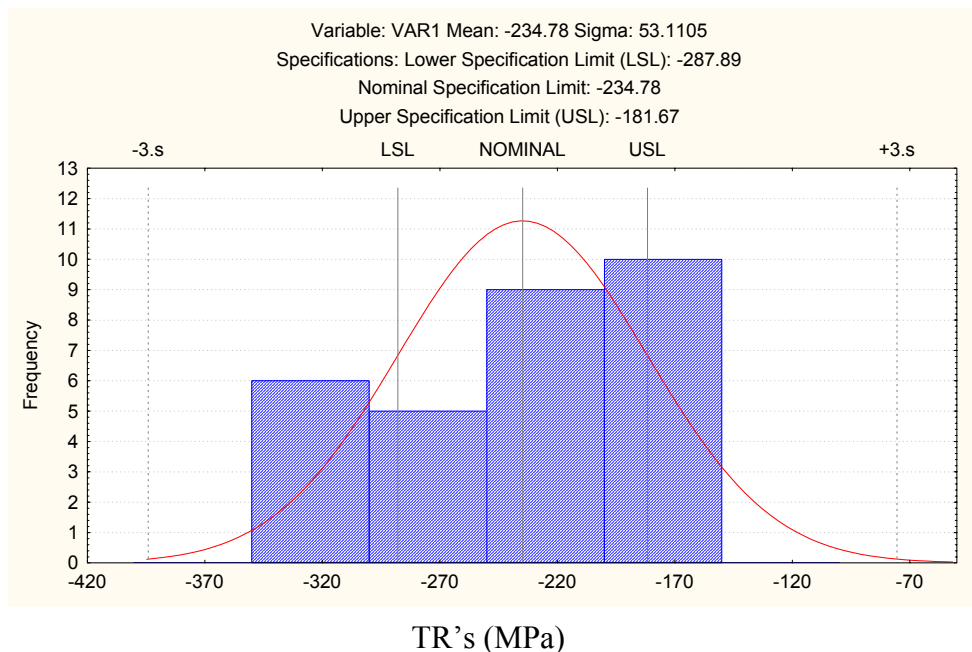


FIG. 8.4 – Gráfico estatístico dos valores de TR's após alívio de tensão.

8.5. TENSÃO RESIDUAL COM PARÂMETROS NORMAIS DE FRESAMENTO.

A tabela 8.4 mostra os valores de TR's medidos após fresamento com parâmetros normais de processo e o gráfico abaixo (Fig.8.5) representa o valor médio de $-576,4$ MPa. e o desvio padrão de $43,73$ MPa na região usinada.

TABELA 8.4 – TR's com parâmetros normais de usinagem

| (Mpa) | Ponto 1 | Ponto 2 | Ponto3 |
|--------|---------|---------|---------|
| Peça 1 | - 591,0 | - 587,5 | - 497,3 |
| Peça 2 | - 628,9 | - 515,2 | - 610,2 |
| Peça 3 | - 562,7 | - 596,3 | - 598,5 |

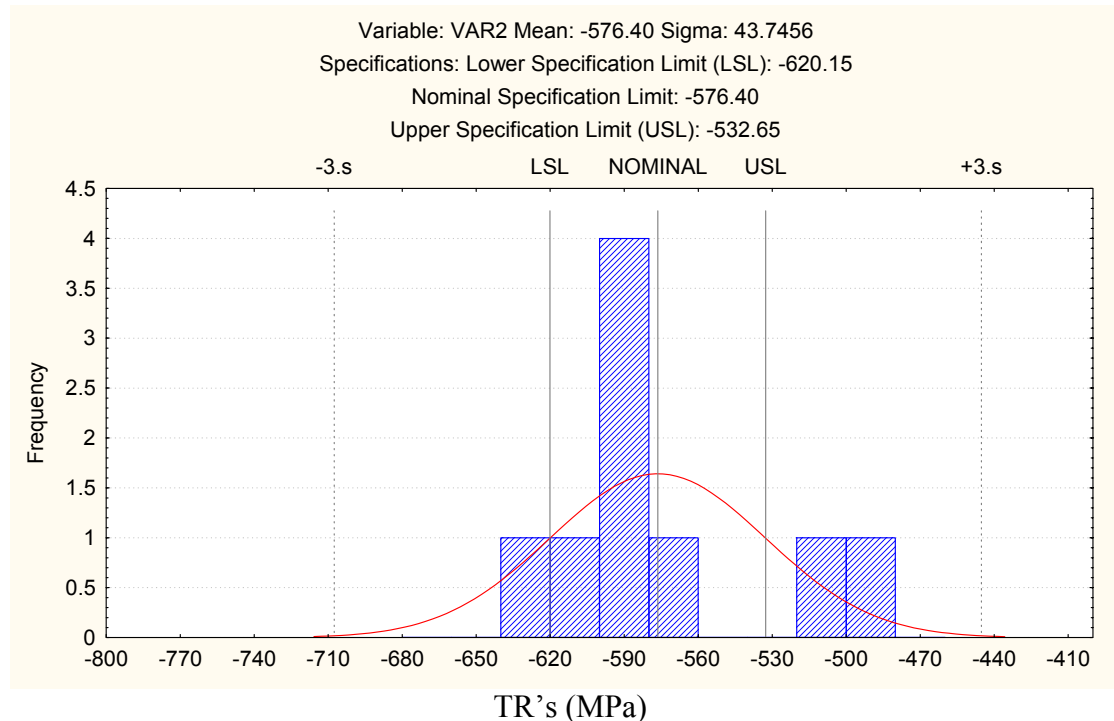
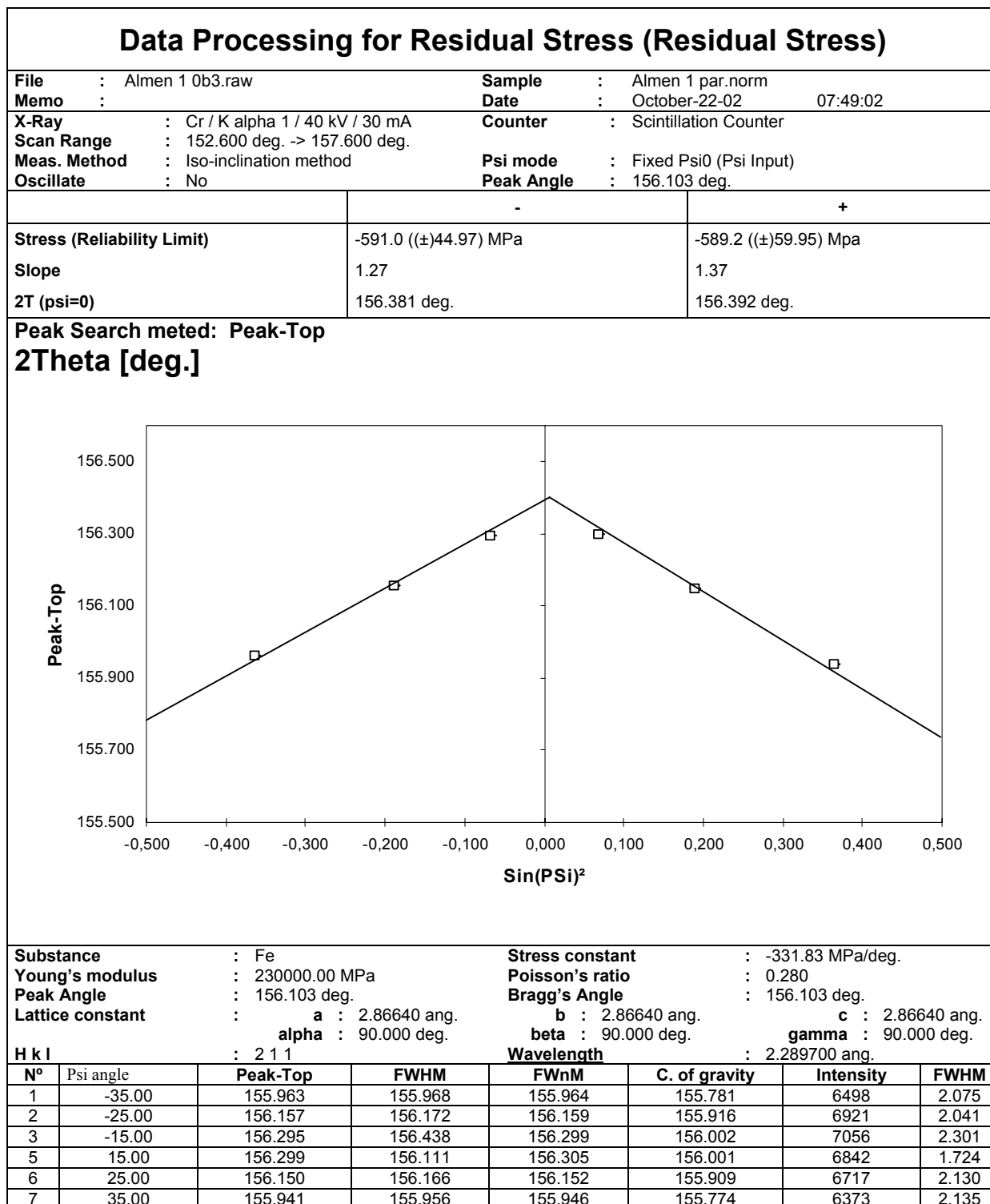


FIG. 8.5 – Gráfico estatístico dos valores de TR's após fresamento normal.

Abaixo se demonstra a curva distância x seno quadrado de psi gerada na medição das TR's. Os resultados estão discutidos no capítulo 9.



A tabela 8.5 mostra os valores de tensão residual na região aonde não sofreu processo de fresagem. Nota-se que os valores se mantiveram em média os mesmos após alívio de tensão.

TABELA 8.5 – Valores de TR's nos pontos sem influência do fresamento

| (Mpa) | Ponto 4 | Ponto 5 |
|--------|---------|---------|
| Peça 1 | -319,3 | -322,0 |
| Peça 2 | -322,7 | -256,5 |
| Peça 3 | -284,8 | -218,6 |

O gráfico abaixo (Fig.8.6) indica na região não usinada valores de TR's compressivas com valor médio de $-277,5$ MPa. Com desvio padrão de $45,9$ MPa.

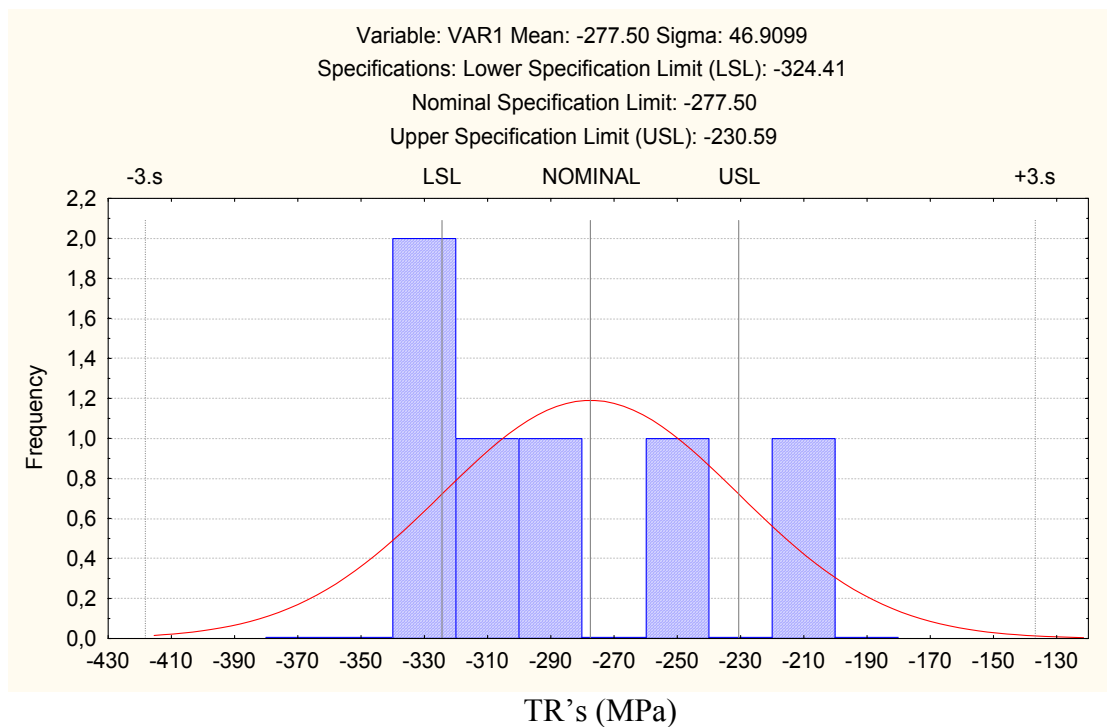


FIG.8.6 -Gráfico estatístico dos valores de TR's na região não fresada.

8.6. METALOGRAFIA APÓS FRESAMENTO

Mostra-se abaixo (Fig.8.7 a 8.10) exames executados após fresamento normal para avaliação do grau de encruamento em MEV.

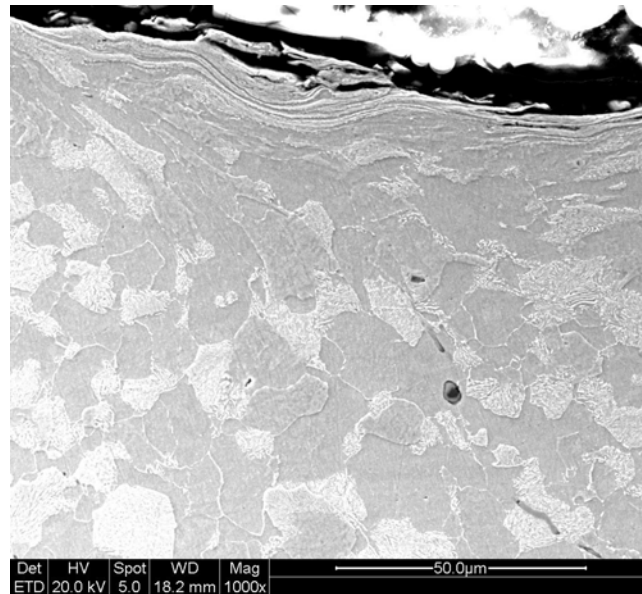


FIG. 8.7 – Grau de encruamento na superfície de 10 µm – 1000 X

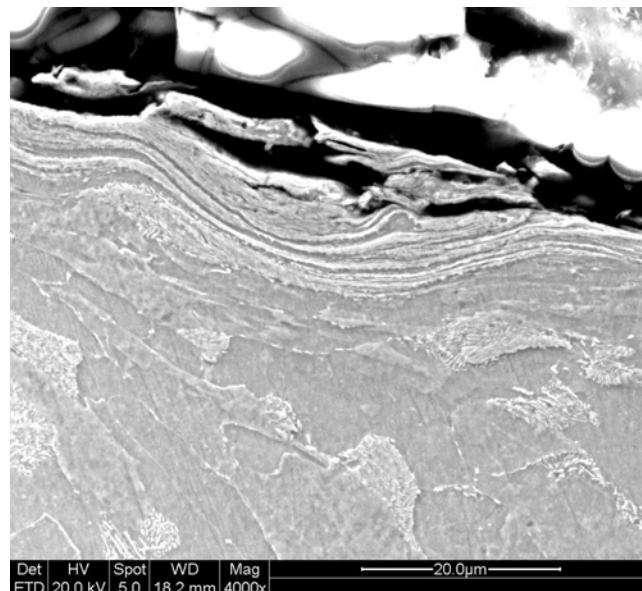


FIG. 8.8 – Grau de encruamento na superfície de 10 µm – 4000 x

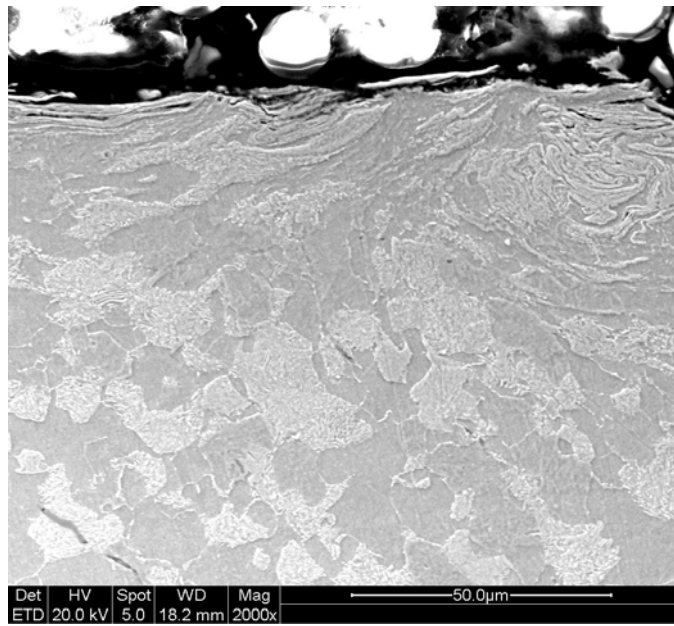


FIG. 8.9 – Grau de encruamento na superfície de 10 µm – 2000 x

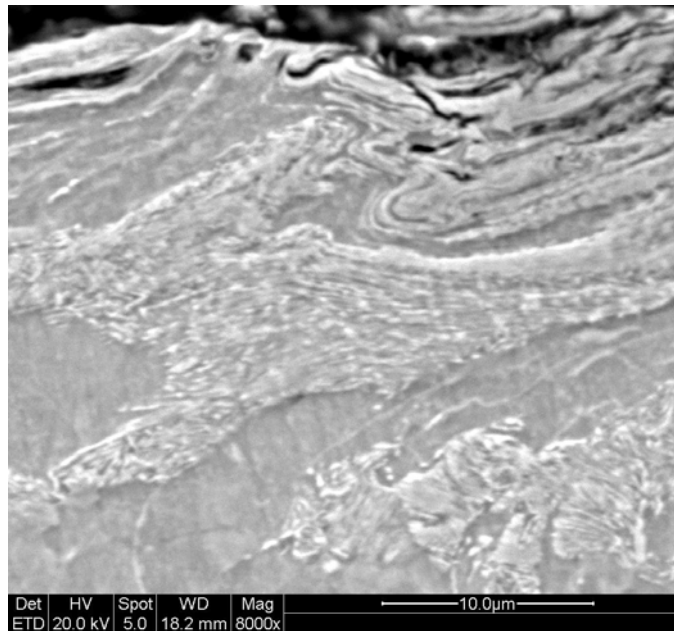


FIG. 8.10 – Grau de encruamento na superfície de 10 µm – 8000 x

8.7. TENSÃO RESIDUAL COM PARÂMETROS SEVEROS DE FRESAMENTO.

A tabela 8.6 mostra os valores de TR's levemente tratativas, medidos após fresamento com parâmetros severos de processo e o gráfico abaixo (Fig.8.11) representa o valor médio de 45,08 MPa. Com um desvio padrão de 11,96 MPa na região usinada.

TABELA 8.6 – Valores de TR's nos pontos com influência do fresamento

| (Mpa) | Ponto 1 | Ponto 2 | Ponto3 |
|--------|---------|---------|--------|
| Peça 1 | 28,3 | 82,1 | 55,4 |
| Peça 2 | 12,4 | 25,4 | 46,3 |
| Peça 3 | 53,1 | 59,3 | 24,4 |

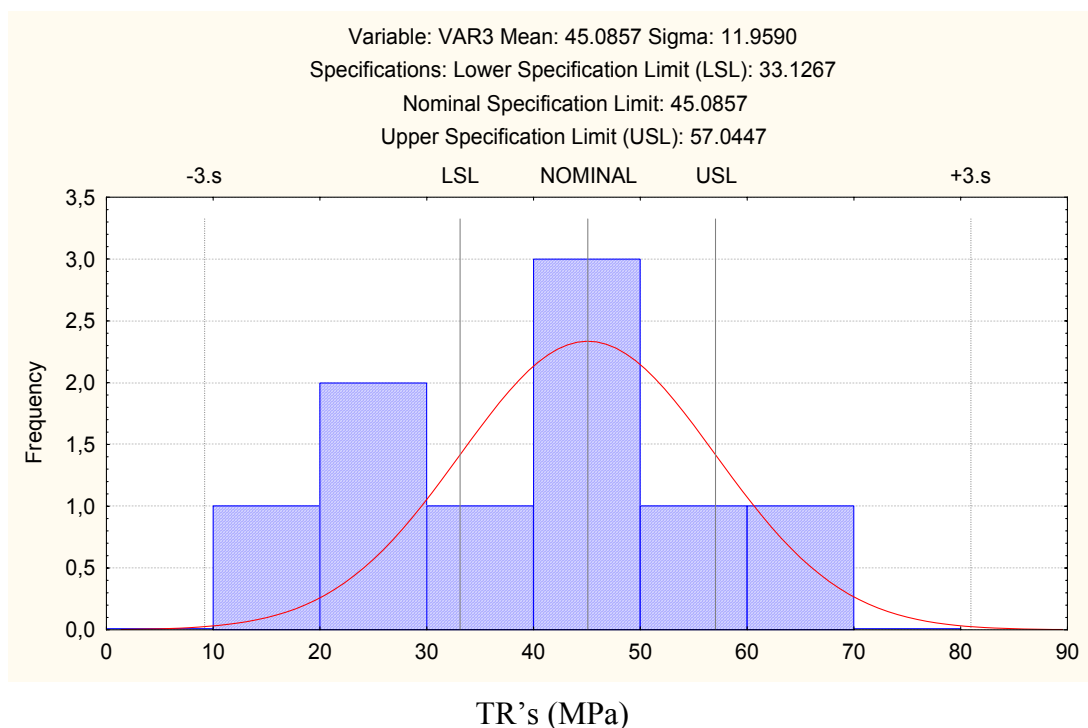


FIG.8.11 -Gráfico estatístico dos valores de TR's na região fresada

A tabela 8.7 mostra os valores de tensão residual na região aonde não sofreu processo de fresagem severa. Nota-se que os valores também se mantiveram em média os mesmos após alívio de tensão.

TABELA 8.7 – Valores de TR's nos pontos sem influência do fresamento severo

| (MPa) | Ponto 4 | Ponto 5 |
|--------|---------|---------|
| Peça 1 | -150,3 | -234,5 |
| Peça 2 | -226,9 | -197,9 |
| Peça 3 | -175,8 | -205,5 |

O gráfico abaixo (Fig.8.12) mostra na região não usinada valores de TR's compressivas com valor médio de $-199,4$ MPa. Com desvio padrão de $28,96$ MPa.

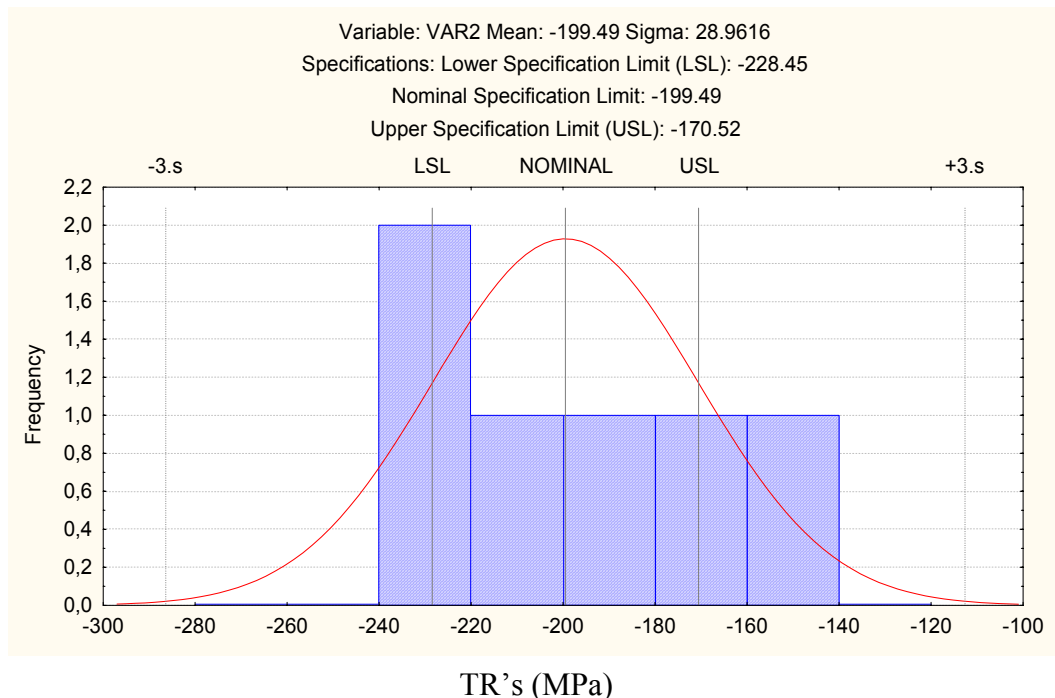


FIG.8.12 -Gráfico estatístico dos valores de TR's na região não fresada

8.8. METALOGRAFIA DOS CAVACOS APÓS FRESAMENTO

Abaixo uma quantidade de cavacos retirados após fresamento com parâmetros normais (Fig.8.13) e com parâmetros severos (Fig.8.14) bem como a metalografia executada nos cavacos com parâmetros severos de fresamento (Fig.8.15).



Fig. 8.13 – Cavacos gerados pelo processo normal de fresamento



Fig. 8.14 – Cavacos gerados pelo processo severo de fresamento

Na metalografia do cavaco não se constatou uma retempera no material, devido a uma possibilidade de excesso de temperatura gerada nas condições de corte severa.

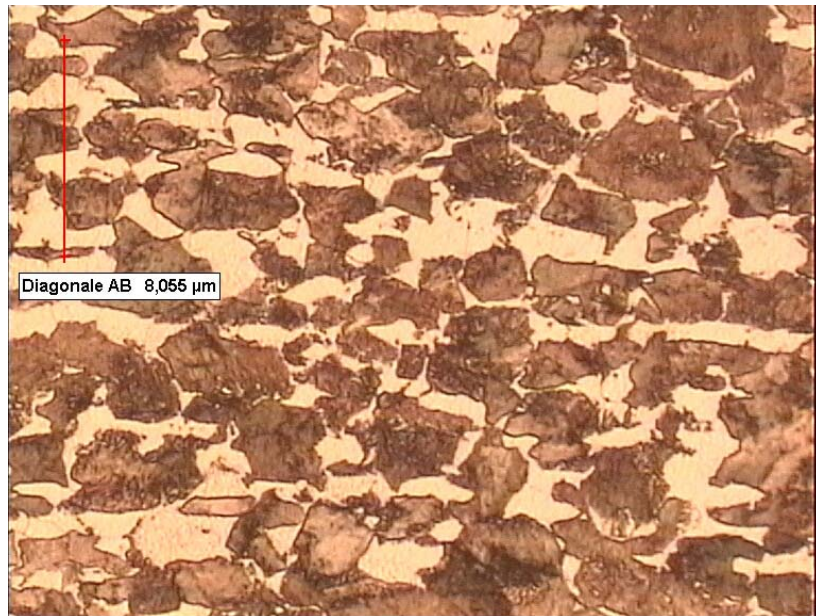


Fig. 8.15 – Metalografia do cavaco gerado pelas condições severas de fresamento

8.9. TENSÃO RESIDUAL APÓS TRATAMENTO TÉRMICO

A tabela 8.8 mostra os valores de tensão residual após têmpera plena e revenimento na região aonde sofreu processo de fresamento com parâmetros normais e severas.

TABELA 8.8 – Valores de TR's após operação de têmpera plena e revenimento.

| (Mpa) | Ponto 1 | Ponto 2 | Ponto 3 |
|--------------------|---------|---------|---------|
| Parâmetros normais | | | |
| Peça 1 | - 54,5 | - 69,0 | - 122,1 |
| Peça 2 | - 52,4 | - 38,6 | - 26,9 |
| Peça 3 | - 75,2 | - 65,2 | - 43,6 |
| Parâmetros severos | | | |
| Peça 1 | - 55,2 | - 51,0 | - 102,1 |
| Peça 2 | - 74,5 | - 43,4 | - 20,7 |
| Peça 3 | - 108,1 | - 71,0 | - 79,3 |

O gráfico a seguir (Fig.8.16) mostra na região usinada valores de TR's compressivas com valor médio de $-60,83$ MPa. Com desvio padrão de $27,61$ MPa.

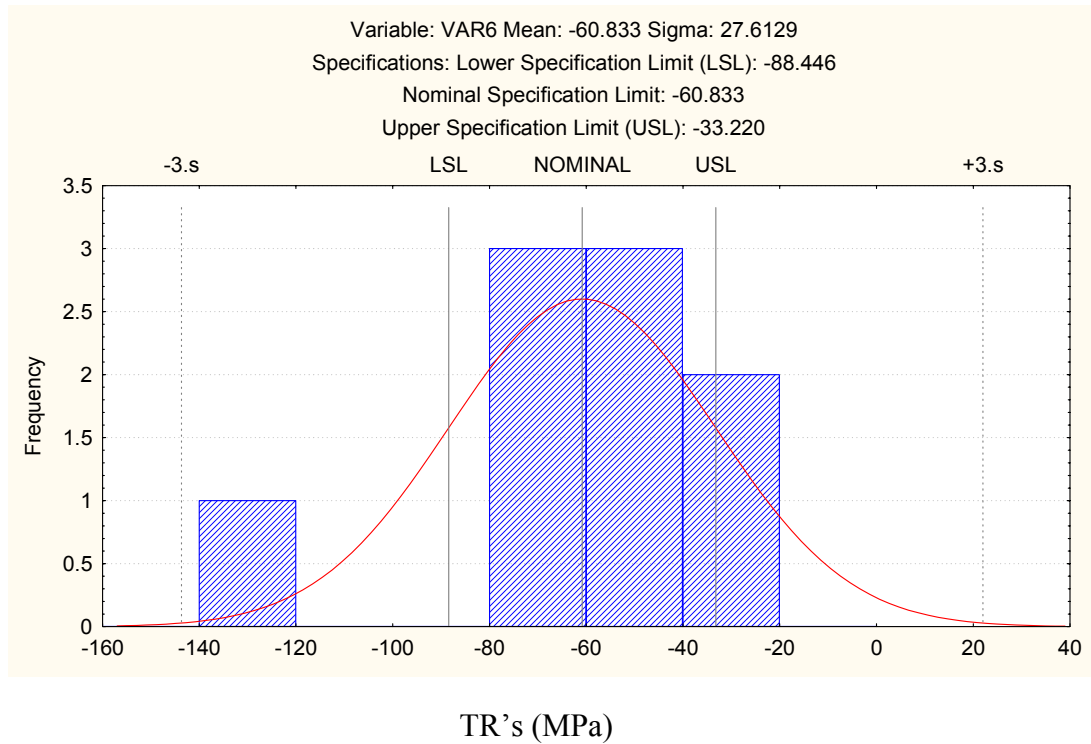


FIG.8.16 -Gráfico estatístico dos valores de TR's após tratamento térmico

A tabela 8.9 mostra os valores de tensão residual após têmpera plena sem revenimento na região aonde sofreu processo de fresamento com parâmetros normais e severos.

TABELA 8.9 – Valores de TR's após operação de têmpera plena sem revenimento.

| (Mpa) | Ponto 1 | Ponto 2 | Ponto 3 |
|--------|---------|---------|---------|
| Peça 1 | 425,25 | 412,36 | 415,91 |
| Peça 2 | 415,47 | 424,29 | 411,33 |
| Peça 3 | 411,39 | 415,00 | 420,75 |

A tabela 8.10 mostra os valores de tensão residual na região aonde não sofreu processo de fresamento. Nota-se que os valores médios foram os mesmos da região fresada após a operação de têmpera plena e revenimento.

TABELA 8.10 – Valores de TR's após operação de têmpera plena e revenimento na região não fresada

| (MPa) | Ponto 4 | Ponto 5 |
|--------------------|---------|---------|
| Parâmetros normais | | |
| Peça 1 | - 62,5 | -75,6 |
| Peça 2 | - 55,2 | - 65,2 |
| Peça 3 | - 75,2 | - 44,3 |
| Parâmetros severos | | |
| Peça 1 | - 22,6 | - 44,9 |
| Peça 2 | - 65,2 | - 47,2 |
| Peça 3 | - 98,6 | - 64,2 |

O gráfico abaixo (Fig.8.17) mostra na região não usinada valores de TR's compressivas com valor médio de $-67,26$ MPa. Com desvio padrão de $27,97$ MPa.

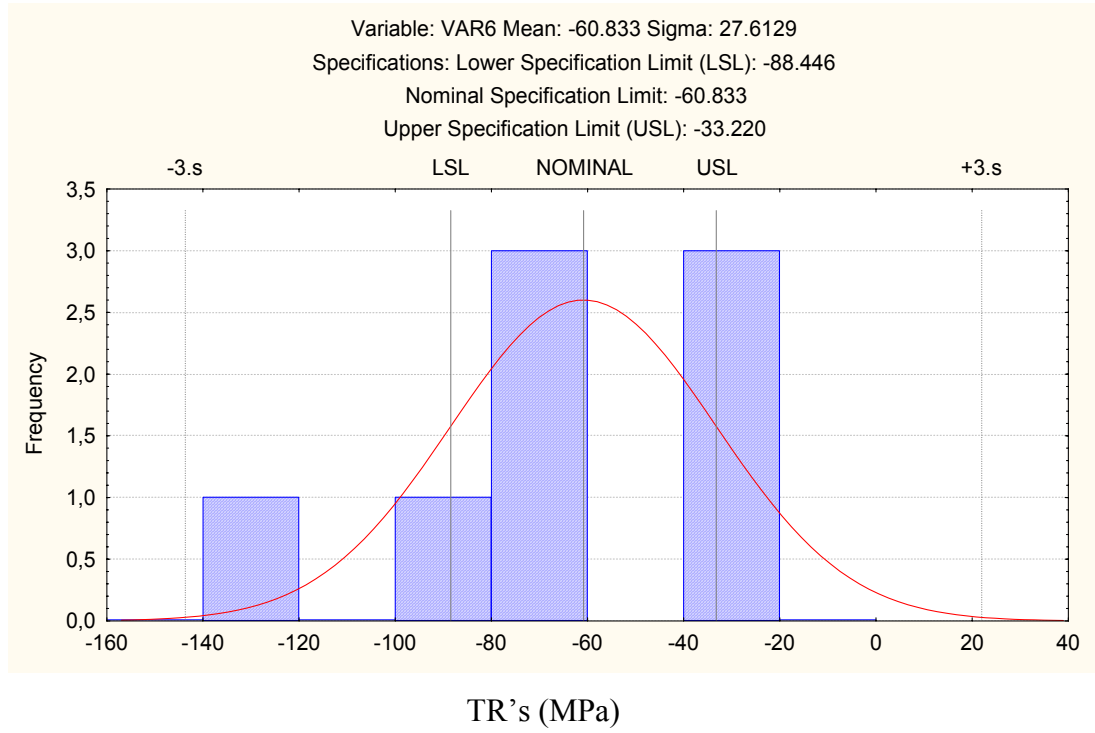


FIG.8.17 - Gráfico estatístico dos valores de TR's após tratamento térmico na região não fresada

8.10. METALOGRAFIA APÓS TÊMPERA PLENA.

A foto abaixo (Fig.8.18) e (Fig.8.19) mostra a estrutura após tratamento térmico, aonde se constata martensita fina revenida na superfície e a foto (Fig.8.20) a estrutura no núcleo, martensita revenida e traços de ferrita.



FIG.8.18 – Estrutura metalográfica na superfície – 200X

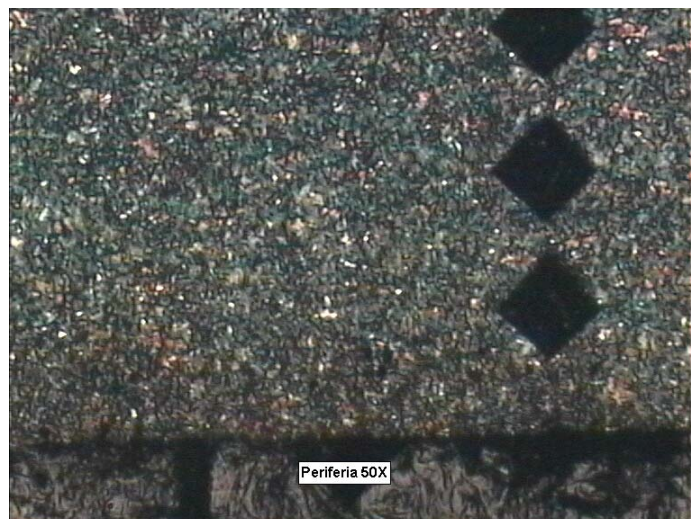


FIG.8.19 – Estrutura metalográfica na superfície – 50X

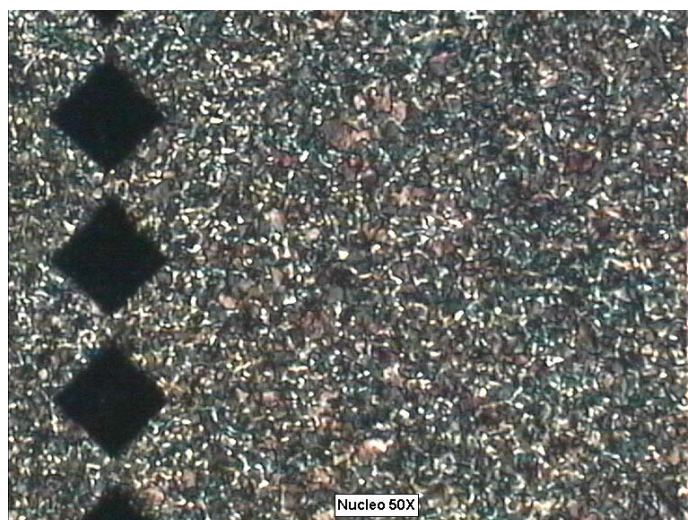


FIG.8.20 – Estrutura metalográfica no núcleo – 50X

8.11. PERFIL DE DUREZA EM AMOSTRAS APÓS TRATAMENTO TÉRMICO (HV1)

A Tabela 8.11 representa o perfil de dureza medido na profundidade de 0,1 a 18 mm da superfície após têmpera plena e revenimento.

TABELA 8.11 – Perfil de dureza após têmpera plena HV1.

| | | | | | | | | | |
|-------------|-------------|-------------|-------------|-------------|-------------|-------------|-------------|-------------|-------------|
| 0,1 | 0,5 | 1,0 | 1,5 | 2,0 | 2,5 | 3,0 | 3,5 | 4,0 | 4,5 |
| 460 | 455 | 450 | 445 | 445 | 440 | 440 | 440 | 442 | 438 |
| 5,0 | 5,5 | 6,0 | 6,5 | 7,0 | 7,5 | 8,0 | 8,5 | 9,0 | 9,5 |
| 435 | 435 | 432 | 432 | 430 | 430 | 427 | 425 | 425 | 420 |
| 10,0 | 10,5 | 11,0 | 11,5 | 12,0 | 12,5 | 13,0 | 13,5 | 14,0 | 14,5 |
| 425 | 425 | 427 | 430 | 435 | 435 | 435 | 440 | 440 | 440 |
| 15,0 | 15,5 | 16,0 | 16,5 | 17,0 | | | | | |
| 440 | 445 | 445 | 452 | 455 | | | | | |

8.12. CURVA U - TEMPERABILIDADE

Abaixo se representa o perfil de dureza graficamente (Fig.8.21).

HV1

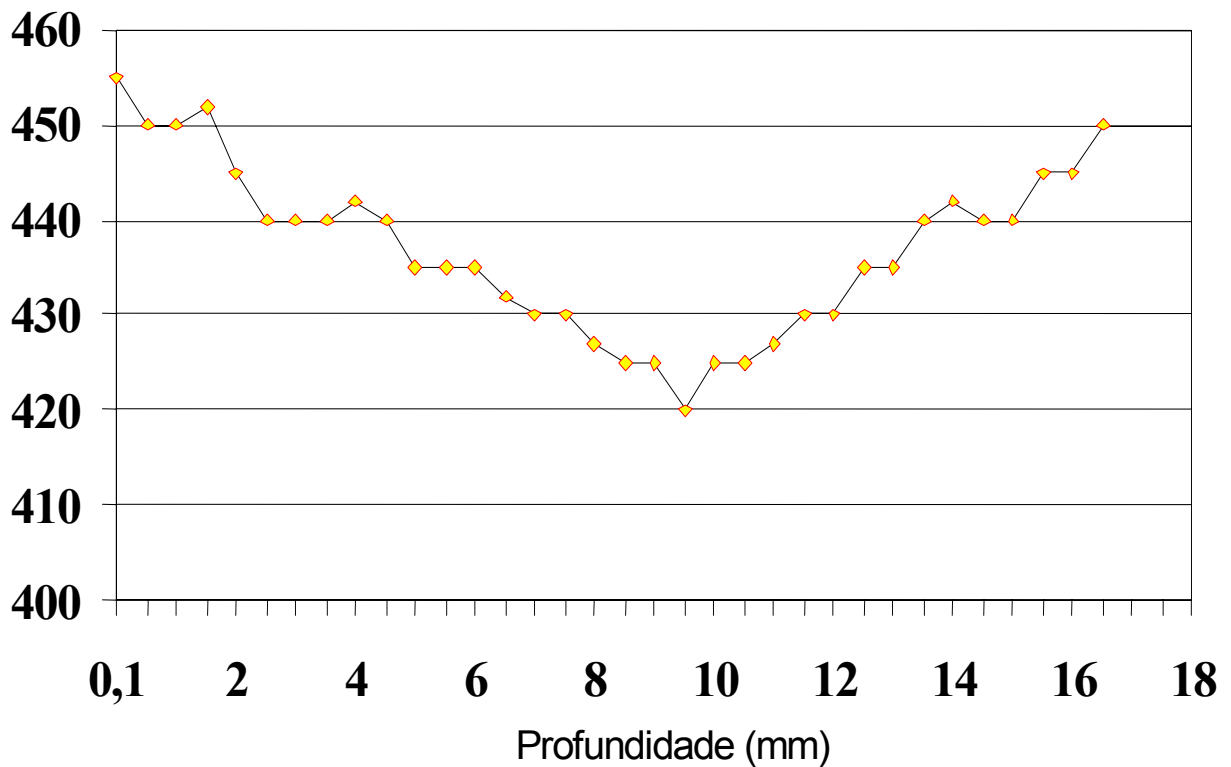


FIG.8.21 – Perfil de dureza Vickers HV1

8.13. TENSÃO RESIDUAL APÓS RETÍFICA DO RASGO.

A tabela 8.12 mostra os valores de tensão residual na região aonde sofreu processo de retificação. O grupo A representa valores nos corpos de prova que sofreram processo de retificação com parâmetros normais e o grupo B com parâmetros severos de retificação.

TABELA 8.12 – Valores de TR's após retificação

| (MPa) | Ponto 1 | Ponto 2 | Ponto 3 |
|-------------------|---------|---------|---------|
| Grupo A - normais | | | |
| Peça 1 | - 506,2 | - 507,2 | - 496,3 |
| Peça 2 | - 497,9 | - 486,3 | - 490,0 |
| Peça 3 | - 515,2 | - 494,2 | - 475,6 |
| Grupo B - severos | | | |
| Peça 1 | - 449,6 | - 450,3 | - 520,0 |
| Peça 2 | - 521,8 | - 545,7 | - 546,3 |
| Peça 3 | - 490,0 | - 485,3 | - 527,8 |

O gráfico a seguir (Fig.8.22) mostra na região retificada valores de TR's compressivas com valor médio de $-496,54$ MPa. Com desvio padrão de $11,96$ MPa.

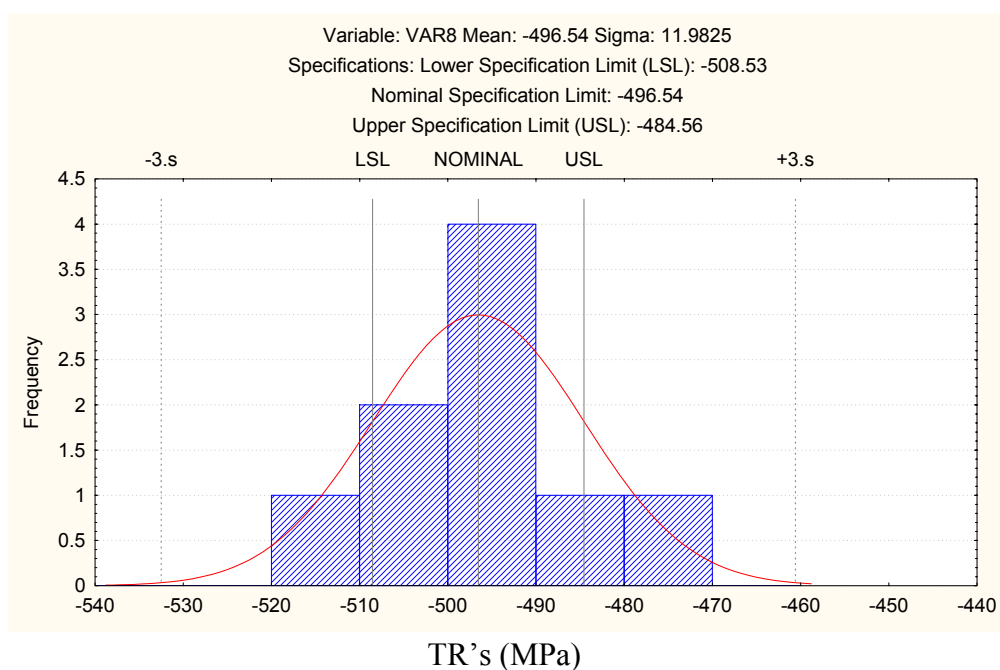


FIG.8.22 -Gráfico estatístico dos valores de TR's após retificação com parâmetros normais de retificação

O gráfico abaixo (Fig.8.23) mostra na região retificada valores de TR's compressivas com valor médio de $-504,09$ Mpa e com desvio padrão de $37,17$ Mpa.

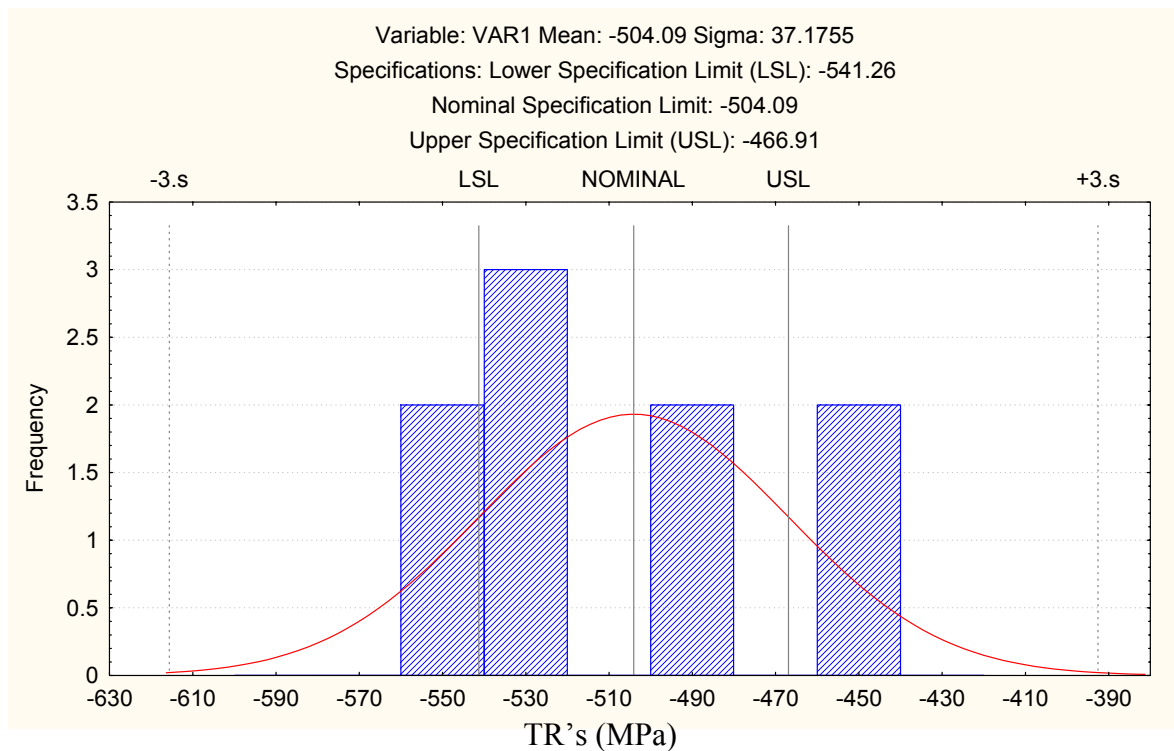


FIG.8.23 - Gráfico estatístico dos valores de TR's após retificação com parâmetros severos.

A tabela 8.13 mostra os valores de tensão residual na região aonde não sofreram processo de retificação.

TABELA 8.13 – Valores de TR's após retificação nos locais não retificados

| (MPa) | Ponto 4 | Ponto 5 |
|-----------------|---------|---------|
| Grupo A normais | | |
| Peça 1 | - 55,3 | - 45,2 |
| Peça 2 | - 75,2 | - 44,3 |
| Peça 3 | - 77,3 | - 45,6 |
| Grupo B severos | | |
| Peça 1 | - 21,6 | - 45,9 |
| Peça 2 | - 68,3 | - 48,4 |
| Peça 3 | - 92,3 | - 70,2 |

O gráfico abaixo (Fig.8.24) mostra na região não retificada valores de TR's compressivas com valor médio de $-57,46$ MPa. Com desvio padrão de $19,47$ MPa

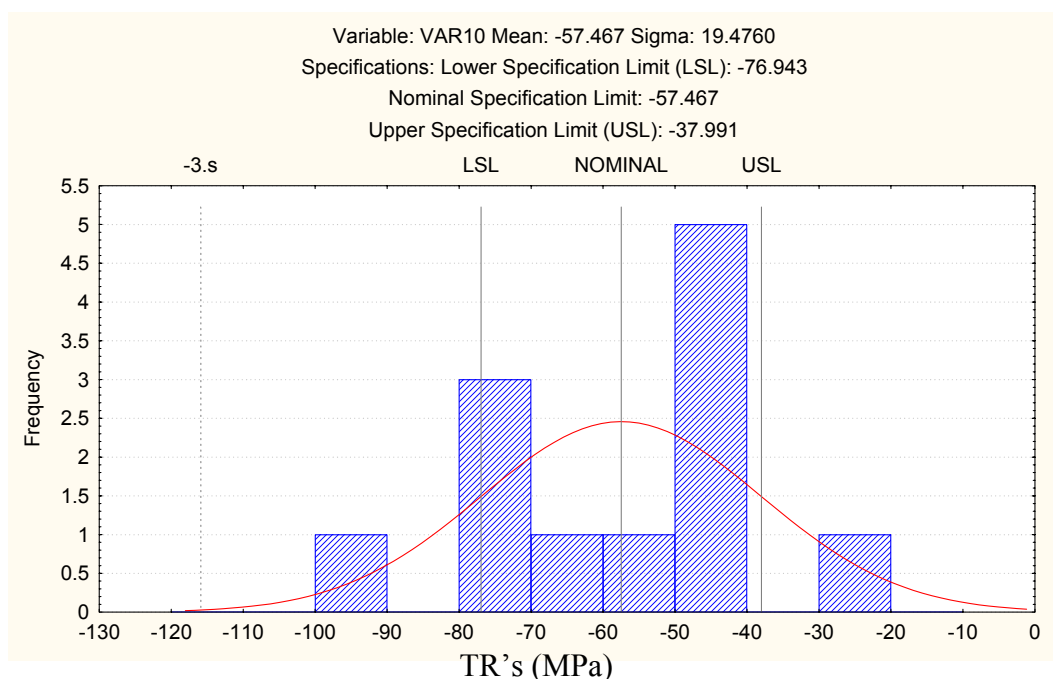


FIG.8.24 -Gráfico estatístico dos valores de TR no local não retificado

8.14. METALOGRAFIA APÓS RETIFICAÇÃO

Abaixo (Fig.8.25 e Fig.8.26) exames executados após retificação para avaliação de queima e retempera e grau de encruamento. A amostra não apresenta queima ou retempera na superfície quando utilizado parâmetros normais de processo, mas apresenta um grau de encruamento de 8 μm .

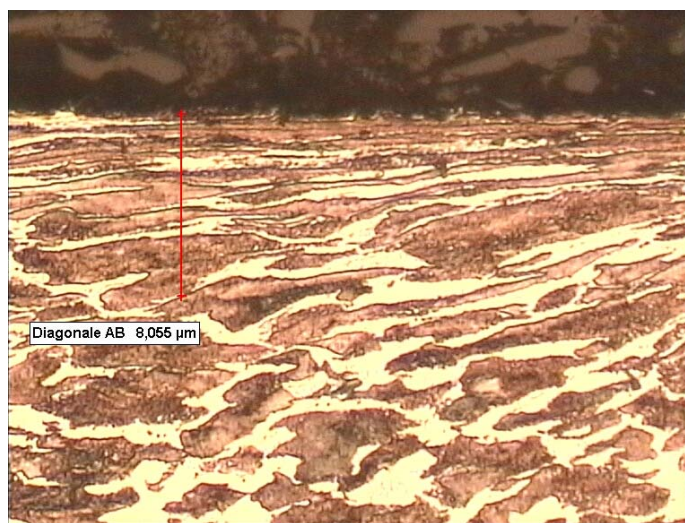


FIG. 8.25 – Superfície com encruamento de 8 μm – 500 X

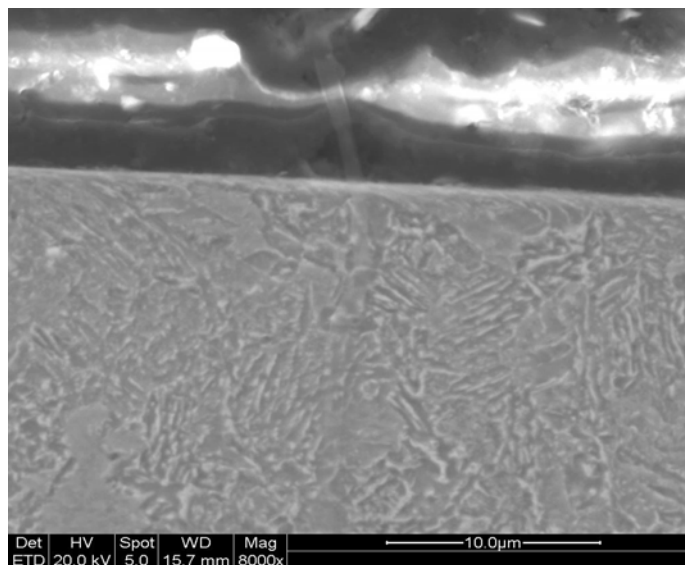


FIG. 8.26 – Superfície sem queima ou retempera – Exame em MEV com 8000 X

Nas (Fig.8.27 e Fig.8.28) exames executados após retificação com parâmetros severos para avaliação de queima e retempera com microscópio ótico e MEV. A amostra apresenta queima na superfície, quando se utilizou parâmetros severos de retificação.

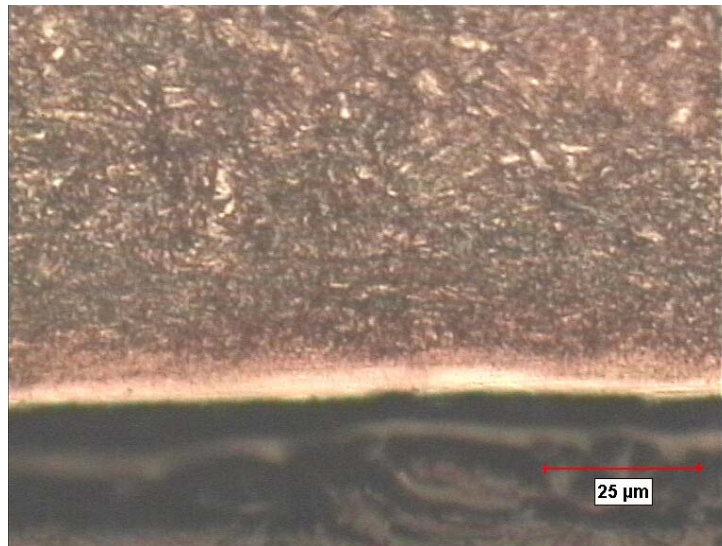


FIG. 8.27 – Superfície com. 5 μm de queima – 500 X

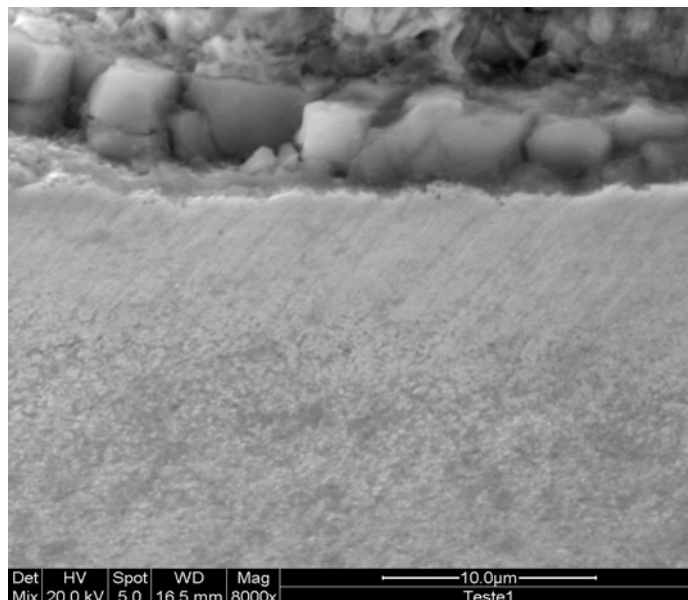


FIG. 8.28 – Superfície com 5 μm de queima – Exame em MEV com 8000 X

8.15. DUREZA SUPERFICIAL HV 0,3 NA REGIÃO RETIFICADA

Abaixo na tabela 8.14 mostra os valores de micro dureza medida após retificação dos rasgos. O grupo A representa o processo de retificação com parâmetros normais e o grupo B o processo com parâmetros severos de retificação.

TABELA 8.14 – Valores de dureza Vickers com carga de 300 gramas (HV 0,3)

| (Mpa) | Ponto 1 | Ponto 2 | Ponto3 |
|---------|---------|---------|--------|
| Grupo A | | | |
| Peça 1 | 436 | 495 | 470 |
| Peça 2 | 561 | 543 | 539 |
| Peça 3 | 496 | 487 | 427 |
| Grupo B | | | |
| Peça 1 | 395 | 420 | 401 |
| Peça 2 | 401 | 475 | 460 |
| Peça 3 | 472 | 401 | 396 |

CAPÍTULO 9

9. DISCUSSÃO

O alívio de tensões executado nas amostras antes da usinagem, na primeira fase das experiências, teve como objetivo aliviar as tensões provenientes de operações anteriores, executadas na barra de aço, como a laminação, por exemplo.

As TR's são aliviadas por deformação plástica. O aumento da temperatura provoca o abaixamento no limite de escoamento do material. Quando as TR's forem superiores ao limite de escoamento na temperatura, o material escoar e as TR's são aliviadas.

O alívio das TR's também é auxiliado pela deformação plástica de fluência, na temperatura de alívio. A contribuição relativa desses dois mecanismos depende de cada sistema em particular como, por exemplo, material, níveis de tensões e temperatura de alívio.

Obteve-se uma redução de cerca de 120 MPa após o alívio de tensão, que ainda não foi suficiente para deixar nos corpos de prova com TR's próximas de zero. A temperatura e o tempo de processo de alívio de tensões as quais as amostras foram submetidas foram as usuais, mas não foram suficientes para a redução desejável. O tratamento adequado neste caso seria uma normalização ou um recozimento pleno. Para verificar a possível diferença foi executado, em cinco corpos de prova um recozimento pleno. As amostras foram submetidas a uma temperatura de 820°C por 120 minutos e resfriadas lentamente até temperatura ambiente. Com este processo as amostras apresentaram redução significativa das tensões residuais que variaram entre 8 a 33 MPa.

Um dos cuidados relevantes na parte experimental foi a utilização de corpos de

prova sempre com as mesmas dimensões e, particularmente a operação de fresamento foi executada simultaneamente nos dois lados dos corpos de prova, utilizando dois trens de fresas com as mesmas especificações técnicas e a máquina ajustada com a mesma rotação e avanço para o fresamento.

Este detalhe na metodologia foi fundamental para que as TR's produzidas nesta operação fossem distribuídas uniformemente nos dois lados do fresado de maneira a evitar a deformação dos corpos de prova induzida pelas próprias TR's e que alterariam o valor das mesmas resultantes da operação de fresamento.

Como foi visto na revisão bibliográfica, capítulo 2, para a operação de fresamento dos rasgos foi utilizado o fresamento tangencial, operação na qual os dentes ativos da fresa estão na superfície cilíndrica da ferramenta e o eixo da fresa é paralelo à superfície que esta sendo gerada. As fresas são chamadas de fresas cilíndricas ou tangenciais.

O fresamento tangencial pode ser discordante ou concordante. O fresamento discordante é aquele onde o ângulo φ cresce de zero a um valor máximo (o sentido do movimento de avanço é contrário ao sentido do movimento de rotação da fresa). O fresamento concordante é aquele onde o ângulo φ começa em um valor máximo e decresce até a zero (o sentido do movimento de avanço é o mesmo do movimento de rotação da fresa).

No fresamento concordante a espessura de corte h_d diminui progressivamente de um valor máximo até zero. A componente vertical da força de usinagem sempre tem o mesmo sentido, isto é, sempre empurra a peça na direção da mesa. Além disso, o fresamento concordante tem as vantagens de prolongar a vida útil da ferramenta, melhorar

o acabamento superficial, menor força e potência para o avanço e caminho mais curto do gume, durante o corte.

O valor de TR's no fresamento com parâmetros normais de usinagem foi compressivo (entre -497,3 a -628,9 MPa). Esses valores foram determinados basicamente pelo encruamento da superfície usinada como comprovado no exame metalográfico óptico e eletrônico. Esses exames mostraram material encruado até 10 μm de profundidade. Esse efeito superou, portanto, o efeito do aquecimento localizado que tende a gerar TR's trativas na superfície.

Tendo em vista a profundidade de penetração do raios-x (radiação Cr $K\alpha$. $\lambda = 2,28962 \text{ \AA}$, 40 KV, 30 mA) utilizado, que é de 5 a 10 μm , é de se esperar que as tensões medidas sejam basicamente as resultantes do encruamento superficial, aonde comprovou-se nos cálculos teóricos em anexo.

As tensões apresentadas no capítulo 8 e resumidos na tabela 8.1, são as componentes normais do tensor de tensões, num plano paralelo à superfície usinada na direção do avanço da ferramenta. É sabido que essas tensões não são as principais, já que, em planos paralelos à superfície desenvolvem-se, também, tensões de cisalhamento. Entretanto, esses valores são próximos dos valores máximos e ou mínimos e podem servir como base para o raciocínio sobre o efeito da usinagem. É sabido também que o estado de tensões no volume medido é aproximadamente bi-axial, com componentes de quase mesmo valor nas direções longitudinal e transversal ao avanço da ferramenta.

Nos resultados aonde se demonstrou a curva distância (2θ) x seno quadrado de ψ verifica-se que o estado era o plano de tensões , aonde existem tensões de cisalhamento

paralela à superfície devido ao fato de haver um alto grau de encruamento na superfície das amostras usinadas.

Quando os planos da estrutura reticular interceptam os eixos dos cristais nas posições $a/h, b/k$ e c/l , este grupo de planos da estrutura reticular é dotado por $(j;k,l)$ os quais são conhecidos como índice de Miller. Mais adiante, estes planos equivalentes ao acima que pode ser formado por operação simétrica, são chamados planos de uma forma e dotados por (h,k,l) . Neste caso o ferro (estrutura cúbica $a = b = c$), por exemplo, de plano equivalente compreendendo 24 tipos de planos tais como $(211), (121) \dots (\bar{2}11)$. Em medida de tensão residual de ferro e aço o plano (211) é freqüentemente o usado. Considerando a primeira ordem de difração ($n=1$), para um $\lambda = 2,28962 \text{ \AA}$ para os planos (211) do ferro ($d_{211} = 1,1702 \text{ \AA}$) e radiação $K\alpha$ do cromo, a posição do pico de difração seria $2\theta = 156,10^\circ$. Nas medições das TR's em cada fase experimental o Scan varreu um ângulo de $152,6^\circ$ a $157,6^\circ$ caracterizando a medição no plano (211) .

Na etapa seguinte do trabalho quando para mesma operação foram utilizados parâmetros severos de usinagem, os valores de TR's passaram a ser trativos, e relativamente baixos. As TR's superficiais que se encontravam antes do fresamento (entre -150 a $-322,7 \text{ MPa}$) passaram para $12,4$ a $59,3 \text{ MPa}$.

Estas tensões levemente trativas podem estar associadas a uma combinação de variáveis como a maior velocidade de corte, maior quantidade de material usinado, menor rotação da ferramenta e mais o efeito térmico devido à falta de refrigeração.

Os corpos de prova temperados e revenidos apresentaram valores baixos de TR's compressivas na superfície, (entre $-20,7$ a $-108,1 \text{ MPa}$) . A estrutura resultante foi 90% de martensita. É de se esperar TR's trativas na superfície de um corpo de prova de aço que

apresenta têmpera plena. Com efeito, da transforma o martensítica na superfície que ocorre antes do núcleo que ainda se encontra em fase austenítica, a transforma o martensítica na periferia provoca alta expansão que é acomodada pelo núcleo através de escoando plástico. No instante que ocorre a transforma o martensítica no núcleo, o mesmo se expande ainda mais; como a periferia já esta martensítica, ela não consegue acomodar as tensões resultando TR's de traço na superfície e de compressão no núcleo.

Os baixos valores de TR's obtidos foram resultantes do tratamento térmico de revenido. Com efeito, novas amostras não revenidas foram preparadas seguindo os mesmos procedimentos, apresentaram, após têmpera, tensões trativas entre 412,36 a 425,25 MPa. na superfície como era de se esperar.

Após a retífica com parâmetros normais de usinagem, observaram-se valores de TR's compressivos, entre $-490,0$ a $-515,2$ MPa . Analogamente ao observado nas amostras fresadas com parâmetros normais, estas amostras apresentaram camada encruada entre 4 a 7 μm de profundidade, como também comprovado no exame metalográfico.

Nos corpos de prova que foram submetidos ao processo de retifica o com parâmetros severos, se observa também após exames de tensão residual valores de TR's compressivas na superfície retificada , valores entre $-449,6$ a $-546,3$ MPa. Neste caso as TR's compressivas medidas não foram devido a um possível grau de encruamento gerado na superfície e sim devido a uma retempera gerada pelo superaquecimento no processo de retifica o entre o rebolo e as amostras. É sabido que quando apenas uma camada superficial sofre uma austenitiza o, praticamente sem aquecer o núcleo e a peça é resfriado, neste caso pelo próprio alto volume frio da amostra, a camada superficial

transforma-se de austenita em martensita, com significativo aumento de volume, como o núcleo encontra-se relativamente frio com estrutura previa de tempera plena (beneficiada) ele não acompanha, por deformação plástica, a variação volumétrica da periferia, resultando, portanto TR's de compressão na superfície.

O fresamento com uma seção de usinagem grande e velocidade de corte baixa obteve-se uma deformação plástica acentuada na superfície da peça. Mantendo a taxa de fresamento, mas aumentando a velocidade de corte, se reduziu a seção de usinagem, diminuindo os esforços sobre a superfície usinada, e conseqüentemente teve-se diminuída também a sollicitação mecânica na superfície trabalhada. Com o aumento da velocidade de ocorreu uma diminuição da força de corte, levando-se a uma diminuição do trabalho realizado por mm³ de material usinado, disponibilizando menos calor para usinagem da amostra, tornando a região de corte mais fria.

Devido a diminuição da seção de usinagem, para o mesmo volume usinado foram gerados mais cavacos, de forma que o trabalho de corte aumentou, compensando, a diminuição do trabalho decorrente do aumento da velocidade de corte. O aumento da velocidade de corte leva a uma distribuição diferente para o calor na usinagem, ao passo que na velocidade de corte menor a quantidade de calor que vai para o cavaco pode ser estimada em 75 a 80%, 5% para a peça e o restante para o meio da ferramenta. A influência da temperatura sobre a peça não foi significativa.

Para a retificação houve uma condição de atrito diferenciada. Trabalhando com uma velocidade de corte de aproximadamente 30 m/s (1800 m/min) com uma taxa de retificação pequena, as deformações plásticas que levaram as tensões residuais foram pequenas. Quando se aumentou a taxa de retificação, as deformações e o atrito aumentaram,

levando a maiores temperaturas e atingindo temperaturas de austenitização na camada superficial.

CAPÍTULO 10

10. CONCLUSÕES

Para o material C45 Pb usinado com parâmetros descritos no capítulo 7 concluiu-se que:

Após tratamento de alívio de tensões, em condições usuais, as TR's foram compressivas com valor médio de $-234,8$ MPa e desvio padrão de $53,1$ MPa.

Após recozimento pleno as TR's foram praticamente desprezíveis, com valor médio de $14,2$ MPa e desvio padrão de $5,6$ MPa.

Após a operação de fresamento com parâmetros normais de processo as TR's medidas foram compressivas, com valor médio de $-576,4$ MPa, e desvio padrão de $43,7$ MPa.

Após fresamento com parâmetros severos de usinagem as TR's analisadas na superfície foram levemente trativas com valor médio de $45,1$ MPa e desvio padrão de $12,0$ MPa.

Após tratamento térmico de têmpera e revenimento, as TR's foram compressivas com valor médio de $-60,8$ MPa e desvio padrão de $27,6$ MPa., e somente com tratamento térmico de têmpera sem revenimento as TR's foram trativas com valor médio de $416,9$ MPa e desvio padrão de $5,3$ MPa.

Após a operação de retífica com parâmetros normais de proceso as TR's medidas foram compressivas com valor médio de $-496,5$ MPa e desvio padrão de $12,0$ MPa.

Da mesma forma, após a operação de retífica com parâmetros severos as TR's foram compressivas também com valor médio de $-504,1$ MPa e desvio padrão de $37,2$ MPa.

Os processos de fabricação de fresamento e retificação atuam diferentemente nas amostras em relação em relações as tensões residuais geradas.

Para operação de fresamento com uma seção de usinagem grande e velocidade de corte baixa houve uma deformação plástica na superfície das amostras em torno de 10 μm .

Devido à diminuição da seção de usinagem para o mesmo volume usinado foram gerados mais cavacos de forma que o trabalho de corte aumentou, compensando a diminuição do trabalho decorrente do aumento da velocidade de corte.

Para uma taxa de retificação pequena as deformações plásticas na superfície foram pequenas com valores em torno de 8 μm .

Com o aumento da taxa de retificação as deformações e o atrito aumentaram levando as amostras a temperaturas elevadas atingindo temperaturas de austenitização na superfície.

CAPÍTULO 11

11. SUGESTÃO PARA NOVOS TRABALHOS

- a) Uso da técnica de difração de raios-x para medir tensões residuais em condições limites de usinagem utilizando-se outros tipos de materiais com diferentes tratamentos térmicos.

- b) Estudo referente ao efeito à fadiga de amostras submetidas a condições limites de usinagem, relacionando-as com os valores de tensões residuais.

CAPÍTULO 12

12. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- 1- ALMEN, J. O.; BLACK, P. H. **Residual Stress and fatigue in metals**, edição 1966
- 2- CALLISTER, W.D.Jr. **Materials Science and Engineering**. New York, EUA: 48ª edição, John Willey , Sons Inc.1997
- 3- DIETER, G.E.Jr. **Mechanical Metallurgy** . Nova York: 28ª edição, McGraw-Hill Book Company ,1979.
- 4- ASTM **Standards** , E 1426-94.
- 5- SILVA. Paulo Sérgio C.P. **Comportamento mecânico de materiais metálicos**. UFPR : edição 1999.
- 6- PERRY, C. **The Strain gage primer**. Nova York: 2ª Ed, McGraw-Hill Book Company.
- 7- NOYAN, I.C.; COHEN, J.B. **Residual Stress. Measurement by Diffraction and Interpretation**. New York: Springer-Verlag ,1987.
- 8- TIMONSHENKO, S.P. **Resistência dos Materiais**. Rio de Janeiro: 3ªedição, Livros Técnicos e Científicos editora S.A., 1975.
- 9- ASTM Standard **Test Method for “Determining Residual Stress by the Hole-Drilling-Strain-Gauge Method,”** ASTM Designation E-837-85 (1985)

- 10- MUNHOZ, Dorival Jr. **Determinação de tensão residual e Austenita retida em aços cementados usando difração de raio X**, 1983.
- 11- NORTON, John T. **X Ray Determination of residual Stress**, 1973.
- 12- BOUND, Willian B. **X Ray Diffraction Studies of the residual Stress level in an MAS 6260**, 1978
- 13- ASTM Standard. **Test method for Determining Residual Stress by the Hole Drilling Strain Gage Method**, E 837-95 (1995)
- 14- ASTM. **Standard test Method for verifying the Alignment of X-Ray Diffraction Instrument. for Residual Stress Measurement**. ASTM designation. E 915-96.
- 15- ASTM. **Standard test Method for Determining the effective Elastic Parameter for X-Ray Diffraction Measurements of Residual Stress**. ASTM designation E1426-94.
- 16- ASTM. **Standard Guide for installing Bonded Resistance Strain Gages**. ASTM designation E1237-93.
- 17- ASTM. **Standard Practice for Analysis of Strain Gage Rosset Data**. ASTM designation E 1561-93.
- 18- ASTM. **Standard test Method for Determining the effective Elastic Parameter for X-Ray Diffraction**
- 20- ANSI. **Surface texture Waviness and Lay**, ASME B 46.1-1985 – American Society of Mechanical Engineers 1985.

- 21- NELSON, D.V; RICKEFS, R.E.; EVANS, W.P. **Residual Stress in quenched and tempered plain carbon steels** , SAE Tech Paper Series. 1-9 1971.
- 22- BELLOWS, G ; TISHILER,D.N **“Introductions to surface Integrity”**. Technical Report TM 70-974. – 1970.
- 23- SOCIETY OF AUTOMOTIVE ENGINEERS. **Residual Stress measurement by X-RAY diffraction**. Warrendale PA. - 1980.
- 24- MACHINING DATA HAND BOOK. Vol. 2 , 1980 p.19-36
- 25- KOENIG,N. **Schleifen mit schleifscheiben in fertigungsverfahren**. Verlag GmbH, VDI, 1980, vol.2
- 26- HAHN, R.S. ; LINDSAY,R.P. **The metal removal parameter**. In: Principles of grinding Machinery: 33-39. Augusty, 1971. Parte II
- 27- HAHN, R.S.; LINDSAY,R.P. **The metal removal parameter**. In: Principles of grinding Machinery: 33-39. September,1971. Parte III
- 28- HAHN, R.S. ; LINDSAY,R.P. **The influence of process variables on material removal, surface integrity, surface finish and vibration in grinding**. International Machine Tool Design an Research Conference.10. September 1969.
- 29- LISDSAY, R.P. **The effect of contact time on forces, whell wear rate and G-ratio during internal and external grinding**. Annals of the CIRP.31/1, 1982.

- 30- SOCIETY OF MANUFACTURING ENGINEERS. **“Surface Integrity”**, ANSI B.211.1,1986.
- 31- PETERS, J. VANHERCK, ; SASTRODINOTO, M. **Assesment of surface Typology Analysis Techniques**, Annals of the CIRP. Vol.28 ,1979.
- 32- DEOCLÉCIO D. **Análise de tensões residuais após torneamento e retificação do aço ABNT 52100 endurecido** , Tese de mestrado , 1993. São Carlos.
- 33- MAEDER. G.; LEBRUM, J. L.; SPRAVEL, J.M. **Present possibilities for the X-ray diffraction Method of stress measurement**. NDT Int., 1981.
- 34- MIDDLETON, J.C. **Residual Stress and X-rays**. NDT International.20. 1987. 291-294.
- 35- DINIZ ,E.; MARCONDES, C.; COPINI, N. **Tecnologia de usinagem dos materiais** , 2ª edição , Agosto 2000.
- 36- STEMMER, C. **Ferramentas de corte I e II** . 1992.
- 37- ISMAEL, C. Noyan ; JERAME, B. Cohen . **Residual Stress measurement by Diffraction and Interpretation** , 1979.
- 38- ISHII, K.et alli . **Residual stress in the induction hardened surface of steel**. SAE tech. Paper Series (710280): 1-7, 1971.
- 39- METALS HANDBOOK – American Society for Metals, 1984.

- 40- HAUK, V.M; OUDELHOVEN; R.W.M; VAESSEN;G.J.H . **The state of residual stress in the near surface region of homogeneous and heterogeneous materials after grinding.** Met. Trans A 13 (7), 1982.
- 41-TOTTEN,G. ; HAUS, M. ; INOVE,T. **Deformation of steel.** ASM international , ISBN 0-87170729.2 – 2002.
- 42- SOCIETY OF AUTOMOTIVE ENGINEERS . Iron an Steel Tech. Committee . **Residual Stress measurement by x-ray diffraction**, 2ª edição, warrendale, PA, 1976.
- 43- RODACOSKI, M. Roberto. **Medição de tensões residuais com holografia eletrônica** 2002.
- 44- ASM Handbook asm . **The Materials Information Society.** Vol.10 -14- 8ª edição.
- 45- CHENG, W. Finnie, I. **Examination of the Computational Model for the layer removal method for residual stress measurement.** p.150-154 , June 1986.
- 46- CHENG, W. Finnie, I ; Vardar, O. **Measurement of residual Stress near of the surface using the crack compliance method.** p.199-204, vol.113, April 1991.
- 47- ISMAEI, C. Noyan ; IEROME B. Cohen. **Residual stress** . Measurement by Diffraction and Interpretation.
- 48- KONIG, W. **Retificação, Brunimento e Lapidação.** Vol. 2, Fevereiro 1980.
- 49- BERTALAN, C. **Retificação com rebolos de nitreto de boro cúbico em máquinas-ferramenta convencionais**, 1997.

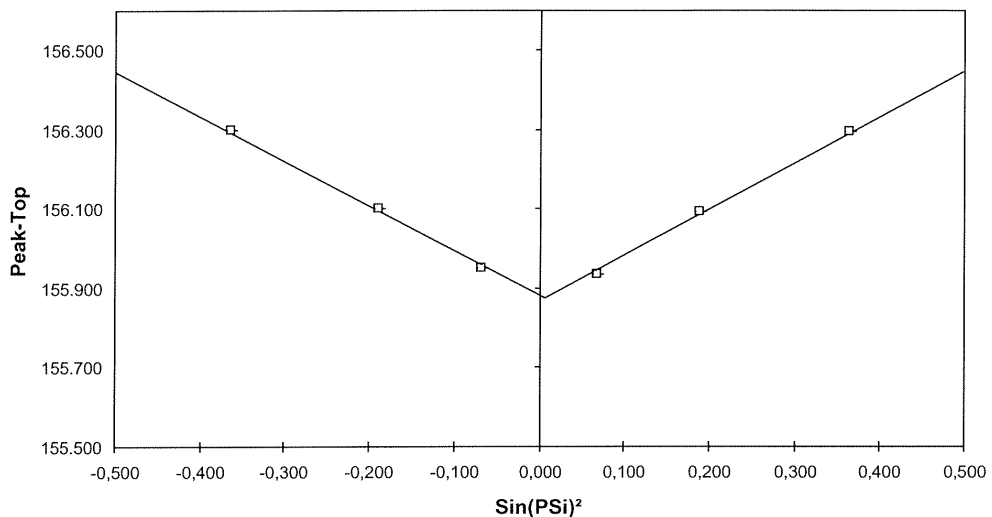
ANEXOS

Data Processing for Residual Stress (Residual Stress)

| | |
|---|-----------------------------------|
| File : Almen 1 0b3.raw | Sample : Após retifica severa |
| Memo : | Date : November 15.02 10:10:35 |
| X-Ray : Cr / K alpha 1 / 40 kV / 30 mA | Counter : Scintillation Counter |
| Scan Range : 152.600 deg. -> 157.600 deg. | Psi mode : Fixed Psi0 (Psi Input) |
| Meas. Method : Iso-inclination method | Peak Angle : 156.103 deg. |
| Oscillate : No | |

| | | |
|----------------------------|----------------------|------------------------|
| | - | + |
| Stress (Reliability Limit) | -449.6 ((±)53.22 MPa | -440.35 ((±)65.27) MPa |
| Slope | 1.65 | 1.54 |
| 2T (psi=0) | 155.985 deg. | 156.125 deg. |

Peak Search meted: Peak-Top
2Theta [deg.]



| | |
|-------------------------------------|------------------------------------|
| Substance : Fe | Stress constant : -331.83 MPa/deg. |
| Young's modulus : 230000.00 MPa | Poisson's ratio : 0.280 |
| Peak Angle : 156.103 deg. | Bragg's Angle : 156.103 deg. |
| Lattice constant : a : 2.86640 ang. | b : 2.86640 ang. |
| | c : 2.86640 ang. |
| | alpha : 90.000 deg. |
| | beta : 90.000 deg. |
| | gamma : 90.000 deg. |
| H k l : 2 1 1 | Wavelength : 2.289700 ang. |

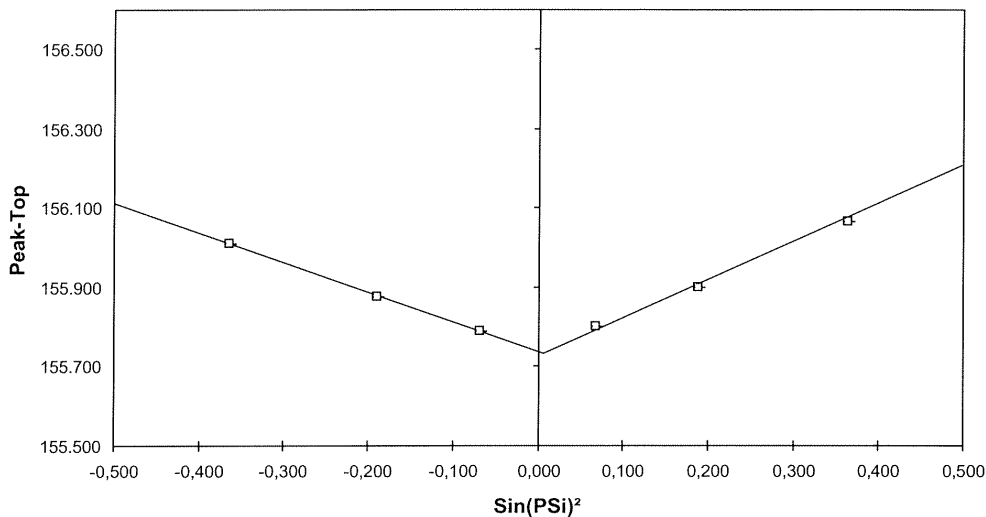
| N° | Psi angle | Peak-Top | FWHM | FWnM | C. of gravity | Intensity | FWHM |
|----|-----------|----------|---------|---------|---------------|-----------|-------|
| 1 | -35.00 | 156.300 | 155.965 | 155.965 | 155.874 | 6578 | 2.100 |
| 2 | -25.00 | 156.100 | 156.110 | 156.230 | 156.210 | 6964 | 2.225 |
| 3 | -15.00 | 155.950 | 156.324 | 156.315 | 156.089 | 6998 | 2.360 |
| 5 | 15.00 | 155.935 | 156.321 | 156.314 | 156.001 | 7056 | 1.724 |
| 6 | 25.00 | 156.095 | 156.125 | 156.154 | 155.993 | 7100 | 1.980 |
| 7 | 35.00 | 156.295 | 156.001 | 155.998 | 155.975 | 6985 | 2.114 |

Data Processing for Residual Stress (Residual Stress)

| | |
|---|-----------------------------------|
| File : Almen 1 0b3.raw | Sample : Após trat.térmico |
| Memo : | Date : October 10.02 14:22:07 |
| X-Ray : Cr / K alpha 1 / 40 kV / 30 mA | Counter : Scintillation Counter |
| Scan Range : 152.600 deg. -> 157.600 deg. | Psi mode : Fixed Psi0 (Psi Input) |
| Meas. Method : Iso-inclination method | Peak Angle : 156.103 deg. |
| Oscillate : No | |

| | | |
|----------------------------|----------------------|----------------------|
| | - | + |
| Stress (Reliability Limit) | -54.5 ((±)17.86) MPa | -58.6 ((±)11.27) MPa |
| Slope | 1.05 | 1.15 |
| 2T (psi=0) | 156.210 deg. | 156.002 deg. |

Peak Search meted: Peak-Top
2Theta [deg.]



| | |
|-------------------------------------|--|
| Substance : Fe | Stress constant : -331.83 MPa/deg. |
| Young's modulus : 230000.00 MPa | Poisson's ratio : 0.280 |
| Peak Angle : 156.103 deg. | Bragg's Angle : 156.103 deg. |
| Lattice constant : a : 2.86640 ang. | b : 2.86640 ang. c : 2.86640 ang. |
| alpha : 90.000 deg. | beta : 90.000 deg. gamma : 90.000 deg. |
| H k l : 2 1 1 | Wavelength : 2.289700 ang. |

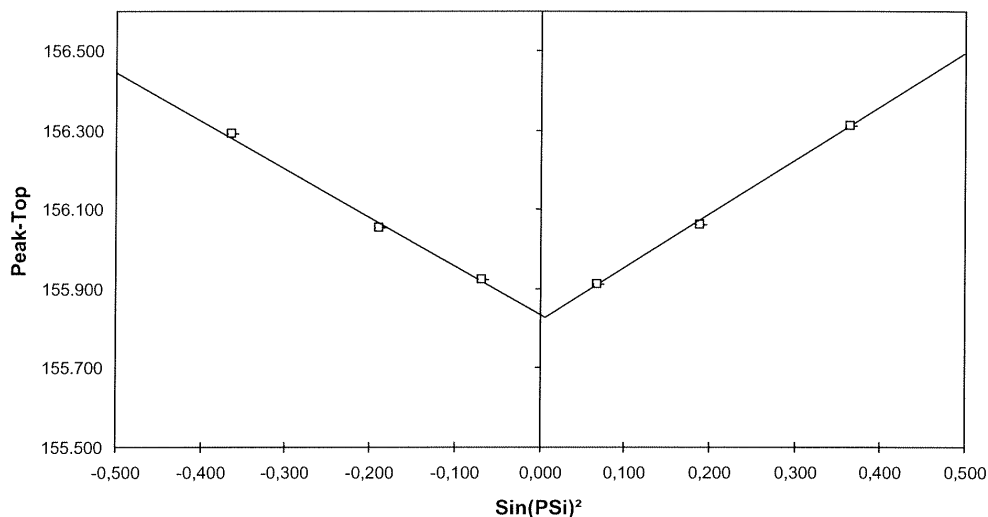
| N° | Psi angle | Peak-Top | FWHM | FWnM | C. of gravity | Intensity | FWHM |
|----|-----------|----------|---------|---------|---------------|-----------|-------|
| 1 | -35.00 | 156.010 | 156.001 | 155.964 | 155.970 | 6985 | 2.100 |
| 2 | -25.00 | 155.875 | 155.920 | 155.935 | 155.941 | 7214 | 2.450 |
| 3 | -15.00 | 155.790 | 155.798 | 155.790 | 155.796 | 7320 | 2.542 |
| 5 | 15.00 | 155.800 | 155.820 | 155.796 | 155.790 | 7232 | 2.125 |
| 6 | 25.00 | 155.900 | 155.925 | 155.930 | 155.924 | 6987 | 2.130 |
| 7 | 35.00 | 156.065 | 156.070 | 156.084 | 156.100 | 7025 | 2.260 |

Data Processing for Residual Stress (Residual Stress)

| | |
|---|-----------------------------------|
| File : Almen 1 0b3.raw | Sample : Após retifica normal |
| Memo : | Date : November 07.02 15:26:15 |
| X-Ray : Cr / K alpha 1 / 40 kV / 30 mA | Counter : Scintillation Counter |
| Scan Range : 152.600 deg. -> 157.600 deg. | Psi mode : Fixed Psi0 (Psi Input) |
| Meas. Method : Iso-inclination method | Peak Angle : 156.103 deg. |
| Oscillate : No | |

| | | |
|----------------------------|----------------------|------------------------|
| | - | + |
| Stress (Reliability Limit) | -506.2 ((±)37.52 MPa | -515.54 ((±)61.25) MPa |
| Slope | 1.27 | 1.34 |
| 2T (psi=0) | 156.240 deg. | 156.100 deg. |

Peak Search meted: Peak-Top
2Theta [deg.]



| | |
|-------------------------------------|--|
| Substance : Fe | Stress constant : -331.83 MPa/deg. |
| Young's modulus : 230000.00 MPa | Poisson's ratio : 0.280 |
| Peak Angle : 156.103 deg. | Bragg's Angle : 156.103 deg. |
| Lattice constant : a : 2.86640 ang. | b : 2.86640 ang. c : 2.86640 ang. |
| alpha : 90.000 deg. | beta : 90.000 deg. gamma : 90.000 deg. |
| H k l : 2 1 1 | Wavelength : 2.289700 ang. |

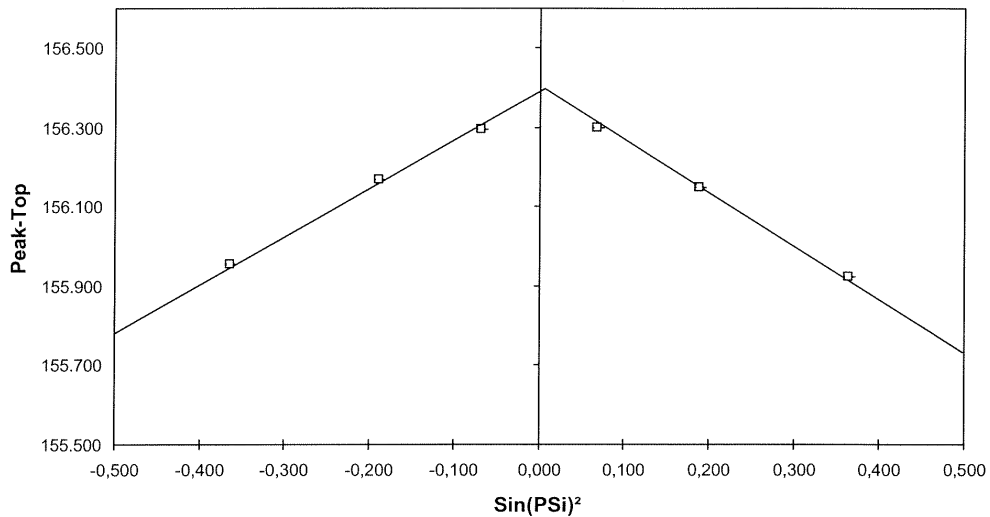
| Nº | Psi angle | Peak-Top | FWHM | FWnM | C. of gravity | Intensity | FWHM |
|----|-----------|----------|---------|---------|---------------|-----------|-------|
| 1 | -35.00 | 156.290 | 155.910 | 155.920 | 156.021 | 6750 | 2.010 |
| 2 | -25.00 | 156.054 | 156.140 | 156.135 | 156.042 | 7250 | 2.400 |
| 3 | -15.00 | 155.924 | 156.438 | 156.440 | 156.320 | 7120 | 2.350 |
| 5 | 15.00 | 155.910 | 156.105 | 156.121 | 156.221 | 6980 | 1.850 |
| 6 | 25.00 | 156.060 | 155.989 | 156.000 | 155.990 | 7020 | 2.145 |
| 7 | 35.00 | 156.310 | 156.090 | 156.110 | 155.985 | 7201 | 2.045 |

Data Processing for Residual Stress (Residual Stress)

| | |
|---|-----------------------------------|
| File : Almen 1 0b3.raw | Sample : Após fresam.severos |
| Memo : | Date : October 5.02 08:42:02 |
| X-Ray : Cr / K alpha 1 / 40 kV / 30 mA | Counter : Scintillation Counter |
| Scan Range : 152.600 deg. -> 157.600 deg. | Psi mode : Fixed Psi0 (Psi Input) |
| Meas. Method : Iso-inclination method | Peak Angle : 156.103 deg. |
| Oscillate : No | |

| | | |
|----------------------------|---------------------|---------------------|
| | - | + |
| Stress (Reliability Limit) | 28,3 ((±)12.81) MPa | 29,4 ((±)10.24) Mpa |
| Slope | -0,98 | -1.11 |
| 2T (psi=0) | 156.911 deg. | 155.992 deg. |

Peak Search meted: Peak-Top
2Theta [deg.]



| | |
|-------------------------------------|--|
| Substance : Fe | Stress constant : -331.83 MPa/deg. |
| Young's modulus : 230000.00 MPa | Poisson's ratio : 0.280 |
| Peak Angle : 156.103 deg. | Bragg's Angle : 156.103 deg. |
| Lattice constant : a : 2.86640 ang. | b : 2.86640 ang. c : 2.86640 ang. |
| | alpha : 90.000 deg. beta : 90.000 deg. gamma : 90.000 deg. |
| H k l : 2 1 1 | Wavelength : 2.289700 ang. |

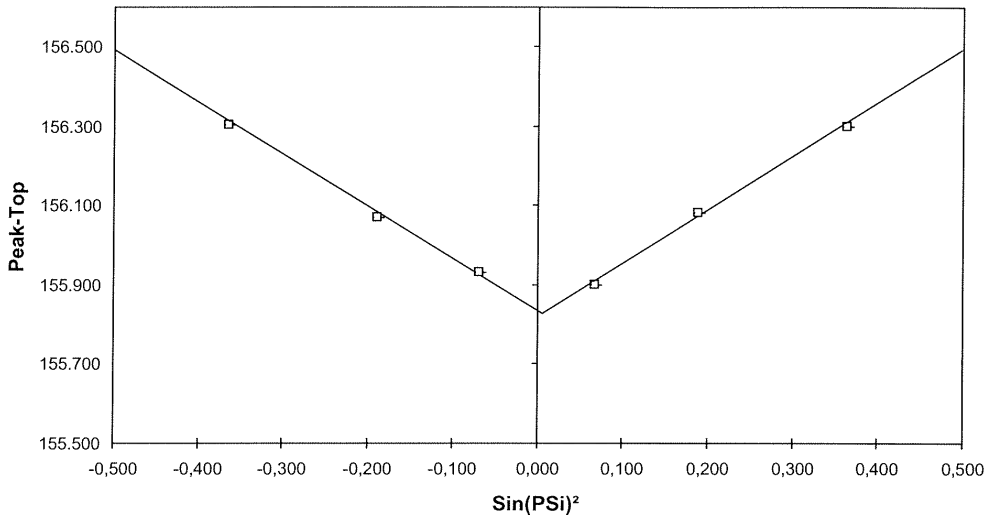
| N° | Psi angle | Peak-Top | FWHM | FWnM | C. of gravity | Intensity | FWHM |
|----|-----------|----------|---------|---------|---------------|-----------|-------|
| 1 | -35.00 | 155.963 | 155.960 | 155.896 | 155.890 | 6570 | 2.100 |
| 2 | -25.00 | 156.168 | 156.170 | 156.143 | 155.962 | 6852 | 2.150 |
| 3 | -15.00 | 156.295 | 156.438 | 156.430 | 156.330 | 6995 | 2.250 |
| 5 | 15.00 | 156.299 | 156.300 | 156.299 | 156.280 | 7002 | 1.960 |
| 6 | 25.00 | 156.150 | 156.142 | 156.130 | 156.100 | 7056 | 2.196 |
| 7 | 35.00 | 155.925 | 155.930 | 155.895 | 155.888 | 6985 | 2.157 |

Data Processing for Residual Stress (Residual Stress)

| | |
|---|-----------------------------------|
| File : Almen 1 0b3.raw | Sample : Após fresam.normal |
| Memo : | Date : September 25.02 08:42:02 |
| X-Ray : Cr / K alpha 1 / 40 kV / 30 mA | Counter : Scintillation Counter |
| Scan Range : 152.600 deg. -> 157.600 deg. | Psi mode : Fixed Psi0 (Psi Input) |
| Meas. Method : Iso-inclination method | Peak Angle : 156.103 deg. |
| Oscillate : No | |

| | | |
|----------------------------|-----------------------|-----------------------|
| | - | + |
| Stress (Reliability Limit) | -591,0 ((±)42.87) MPa | -583.7 ((±)45.96) Mpa |
| Slope | 1.12 | 1.25 |
| 2T (psi=0) | 156.381 deg. | 156.392 deg. |

Peak Search meted: Peak-Top
2Theta [deg.]



| | |
|-------------------------------------|------------------------------------|
| Substance : Fe | Stress constant : -331.83 MPa/deg. |
| Young's modulus : 230000.00 MPa | Poisson's ratio : 0.280 |
| Peak Angle : 156.103 deg. | Bragg's Angle : 156.103 deg. |
| Lattice constant : a : 2.86640 ang. | b : 2.86640 ang. |
| alpha : 90.000 deg. | gamma : 90.000 deg. |
| H k l : 2 1 1 | Wavelength : 2.289700 ang. |

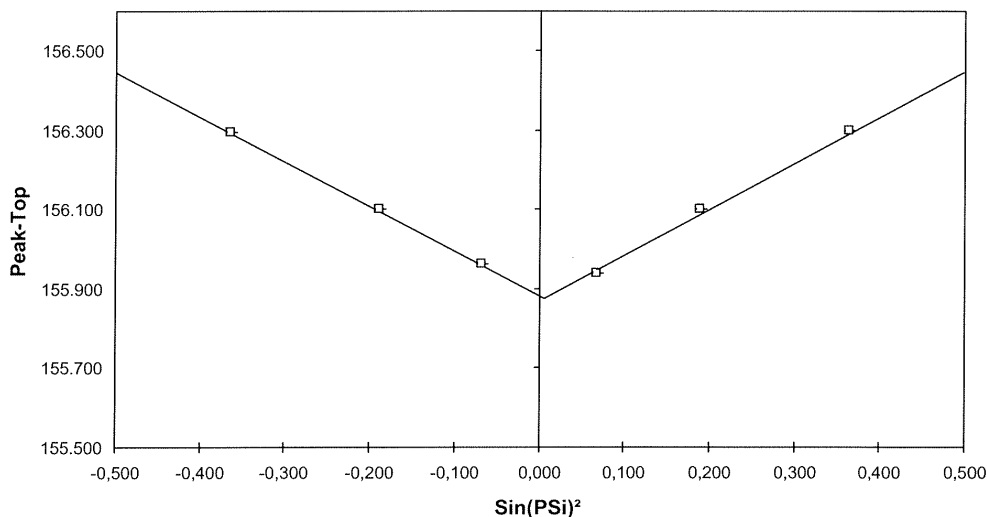
| Nº | Psi angle | Peak-Top | FWHM | FWnM | C. of gravity | Intensity | FWHM |
|----|-----------|----------|---------|---------|---------------|-----------|-------|
| 1 | -35.00 | 156.305 | 156.327 | 156.200 | 156.201 | 6589 | 2.704 |
| 2 | -25.00 | 156.070 | 156.175 | 156.182 | 156.178 | 7002 | 2.042 |
| 3 | -15.00 | 155.930 | 155.985 | 155.990 | 155.981 | 7041 | 2.405 |
| 5 | 15.00 | 155.900 | 156.278 | 156.320 | 156.305 | 6980 | 2.125 |
| 6 | 25.00 | 156.080 | 156.170 | 156.185 | 156.180 | 6782 | 2.130 |
| 7 | 35.00 | 156.300 | 155.100 | 155.095 | 155.115 | 6982 | 2.620 |

Data Processing for Residual Stress (Residual Stress)

| | |
|---|-----------------------------------|
| File : Almen 1 0b3.raw | Sample : Após alívio |
| Memo : | Date : September 15.02 07:49:02 |
| X-Ray : Cr / K alpha 1 / 40 kV / 30 mA | Counter : Scintillation Counter |
| Scan Range : 152.600 deg. -> 157.600 deg. | Psi mode : Fixed Psi0 (Psi Input) |
| Meas. Method : Iso-inclination method | Peak Angle : 156.103 deg. |
| Oscillate : No | |

| | | |
|----------------------------|-------------------------|-----------------------|
| | - | + |
| Stress (Reliability Limit) | -150.3.0 ((±)22.97) MPa | -152.4 ((±)35.98) Mpa |
| Slope | 1.27 | 1.37 |
| 2T (psi=0) | 156.381 deg. | 156.392 deg. |

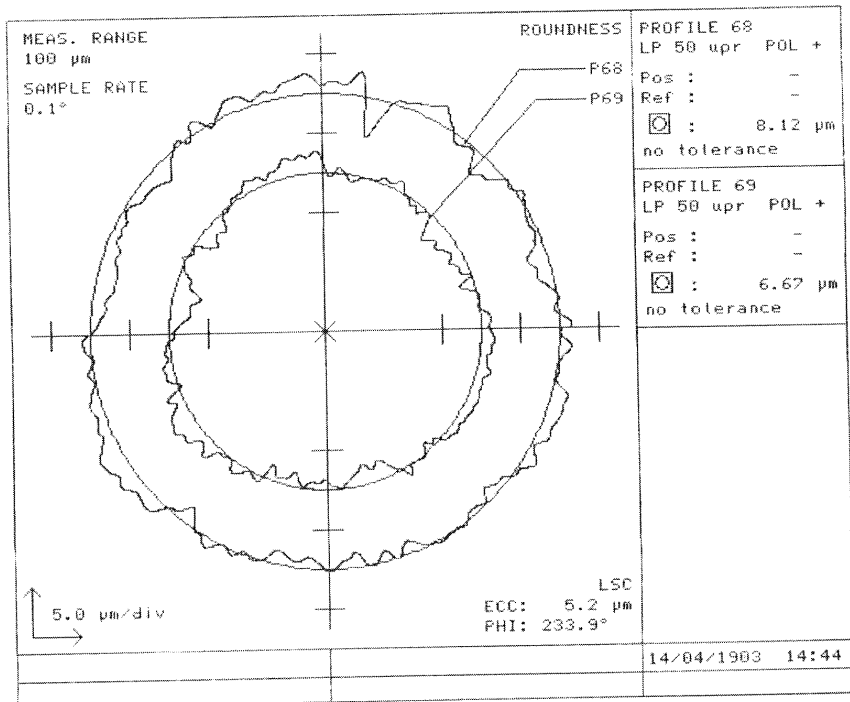
Peak Search meted: Peak-Top
2Theta [deg.]



| | |
|-------------------------------------|------------------------------------|
| Substance : Fe | Stress constant : -331.83 MPa/deg. |
| Young's modulus : 230000.00 MPa | Poisson's ratio : 0.280 |
| Peak Angle : 156.103 deg. | Bragg's Angle : 156.103 deg. |
| Lattice constant : a : 2.86640 ang. | b : 2.86640 ang. |
| | c : 2.86640 ang. |
| | alpha : 90.000 deg. |
| | beta : 90.000 deg. |
| | gamma : 90.000 deg. |
| H k l : 2 1 1 | Wavelength : 2.289700 ang. |

| N° | Psi angle | Peak-Top | FWHM | FWnM | C. of gravity | Intensity | FWHM |
|----|-----------|----------|---------|---------|---------------|-----------|-------|
| 1 | -35.00 | 156.295 | 156.368 | 155.964 | 155.781 | 6498 | 2.075 |
| 2 | -25.00 | 156.100 | 156.172 | 156.159 | 155.916 | 6921 | 2.041 |
| 3 | -15.00 | 155.963 | 155.438 | 156.299 | 156.002 | 7056 | 2.301 |
| 5 | 15.00 | 155.941 | 155.911 | 156.305 | 156.001 | 6842 | 1.724 |
| 6 | 25.00 | 156.100 | 156.166 | 156.152 | 155.909 | 6717 | 2.130 |
| 7 | 35.00 | 156.299 | 156.356 | 155.946 | 155.774 | 6373 | 2.135 |

A

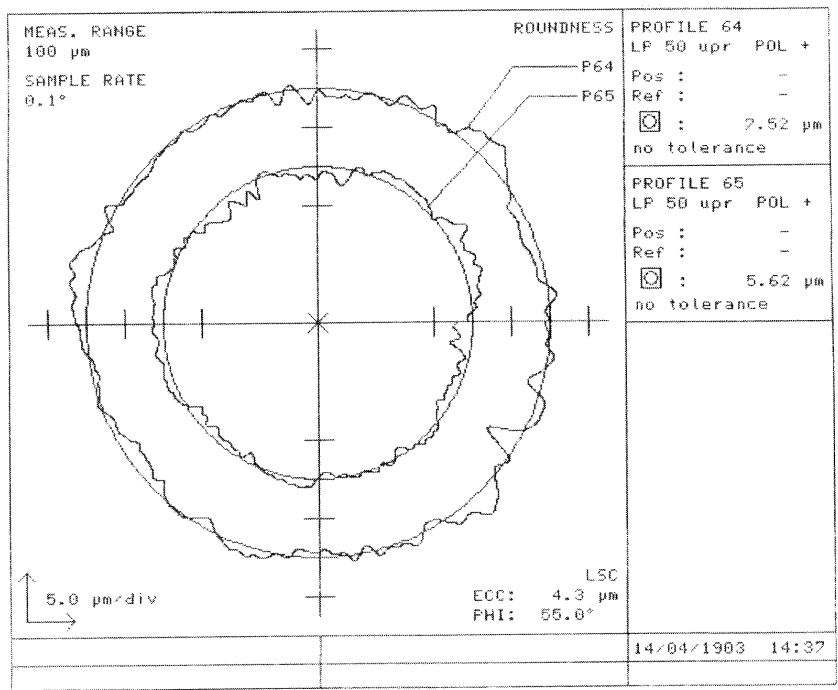


Mahr

Feinprüf

Perthen

N



Mahr

Fehprüf

Perthen

Cálculos teóricos para verificação da profundidade de penetração de raios-x para uma radiação Cr K α .

Dados:

$$\lambda = 2,28962 \text{ \AA} - 40 \text{ KV} - 30 \text{ mA}$$

$$G = 1 - \text{Exp.}(-2 \cdot 0,081077 \cdot X \cdot \text{Sen})$$

$$\text{Sen} = (77 \cdot \pi / 180)$$

| Prof. penet. (X μm) | μm | θ | Sen | G |
|------------------------------------|---------------|----------|---------|--------|
| 1 | 0,081077 | 77 | 0,97737 | 0,1533 |
| 2 | 0,081077 | 77 | 0,97737 | 0,2831 |
| 3 | 0,081077 | 77 | 0,97737 | 0,3930 |
| 4 | 0,081077 | 77 | 0,97737 | 0,4861 |
| 5 | 0,081077 | 77 | 0,97737 | 0,5649 |
| 6 | 0,081077 | 77 | 0,97737 | 0,6666 |
| 7 | 0,081077 | 77 | 0,97737 | 0,6881 |
| 8 | 0,081077 | 77 | 0,97737 | 0,7359 |
| 9 | 0,081077 | 77 | 0,97737 | 0,7764 |
| 10 | 0,081077 | 77 | 0,97737 | 0,8107 |
| 11 | 0,081077 | 77 | 0,97737 | 0,8397 |
| 12 | 0,081077 | 77 | 0,97737 | 0,8643 |
| 13 | 0,081077 | 77 | 0,97737 | 0,8851 |
| 14 | 0,081077 | 77 | 0,97737 | 0,9027 |
| 15 | 0,081077 | 77 | 0,97737 | 0,9176 |

| | | | | |
|----|----------|----|---------|--------|
| 16 | 0,081077 | 77 | 0,97737 | 0,9302 |
| 17 | 0,081077 | 77 | 0,97737 | 0,9409 |
| 18 | 0,081077 | 77 | 0,97737 | 0,9500 |
| 19 | 0,081077 | 77 | 0,97737 | 0,9577 |

| Elemento | Nº Atômico | Coef. de absors. | % química |
|----------|------------|------------------|-----------|
| Fe | 56 | 108,00 | 98,26 |
| C | 12 | 14,46 | 0,42 |
| Mn | 55 | 96,08 | 0,82 |
| Si | 28 | 202,70 | 0,25 |
| Pb | 207 | 480,00 | 0,25 |

| | | |
|---------------------------------|----------------------------|-----------------|
| NORMA BOSCH RBBR | Especificação de encomenda | 9 916 084 325 |
| | ÓLEO DE CORTE | BR-VS 7303 - OI |
| | Ratak MS 335 | |

Substitui a edição de 07.1997

1 Característica do material

Óleo de corte integral com aditivos de extrema pressão a base de enxofre, fósforo e zinco.

2 Estado de fornecimento

Límpido

3 Viscosidade a 40 °C mm²/s

DIN 51 562

20,0 até 25,0

4 Gráfico infravermelho

Conforme padrão anexo.

5 Nome comercial

Ratak MS 335

6 Número do fornecedor 1)

361

6 Fornecimento

Os fornecimentos devem concordar com a amostra aprovada.
Modificações, mesmo que insignificantes, requerem o consentimento por escrito.

Normas Inerentes

N2580-1

Edições anteriores

07.83 (FM 908 0694); 02.90 (FM N081212); 07.1997

Modificações:.

Em relação a edição de 07.1997 foram feitas, com a Folha de Modificação N08 1340, as seguintes alterações:
Incluído Norma Inerente.

1) Veja a norma RBBR BR-VS B parte A.

| | | |
|----------|-------------------------------------|----------|
| RBBR/QSG | Original aprovado por QSG (Arquivo) | 1 Página |
|----------|-------------------------------------|----------|

Instrução de Fabricação e Exame



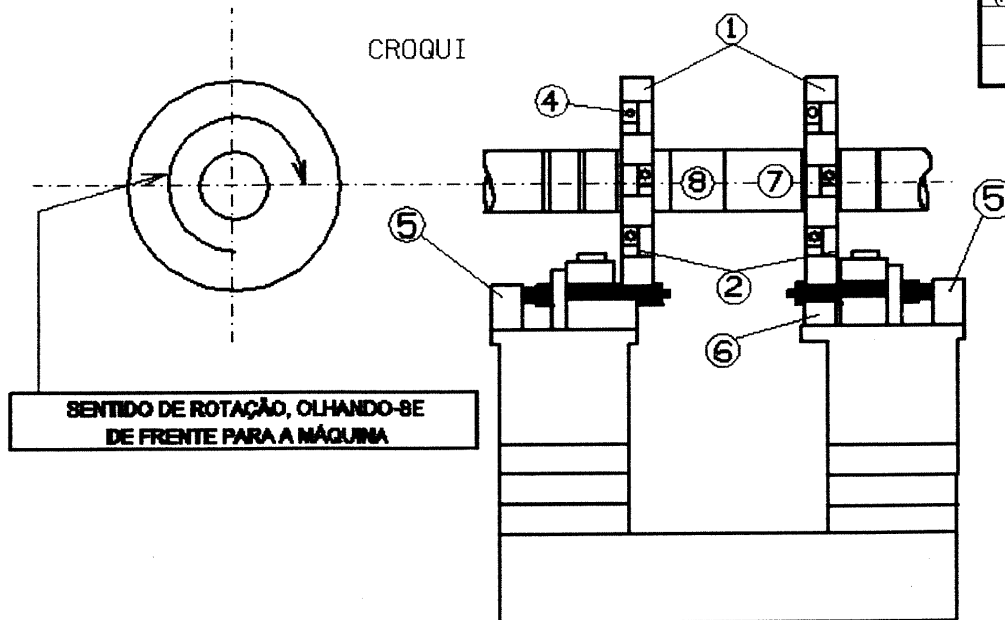
BOSCH

PLANO DE AJUSTAGEM - AM

| | | | |
|--------------|-------------------------------------|------|----------------------------|
| Máquina | Fresadora Universal Wanderer | Peça | N° Ø17mm Série "C" |
| Refrigeração | Sem Refrigeração | Nome | Corpo Porta-Injetor |

| Seq. | Operação / Descrição | Caminho (mm) | Avanço (mm/rot) | Vel. Corte (m/min) | Rotação (rpm) | Vida útil (peças) |
|------|----------------------|--------------|-----------------|--------------------|---------------|-------------------|
| 01 | Fresar SW | 347 | 2,86 | 140 | 180 | 5.000 |

| |
|--------------------|
| Aresta |
| Vel. Mesa (mm/min) |
| 250 |



Demais informações conforme Plano de Fabricação e desenho do produto.

Dados Organizacionais

Elaborado :

Por: **FEB - 34 / Israel** Data: **26.03.01** Visto: *[Signature]*

Aprovado:

Por: **FEB - 34** Data: **26.03.01** Visto: *[Signature]*
C.c.: **S - 36** Data: **26.03.01** Visto: *[Signature]*

N° Instrução:

47.000.01.652

N° Folha: Edição:

1- 6

| BOSCH NORM | Stoff-Bestellvorschrift Vergütungsstahl Prozeßabgesicherte Sondergüte für Hochdruckteile | 5 996 74. ... VS 17867-Su | |
|--|--|-------------------------------------|-----------------|
| Material order specification; tempering steel, process secured special quality Ersatz für Ausgabe 10.97 for high pressure components | | | |
| 1 Anwendungsbereich und Zweck Verwendungsbeispiel: Düsenhaltekörper | | | |
| 2 Überbetriebliche Norm Dieser Werkstoff weicht von der angegebenen überbetrieblichen Norm ab. Die Abweichungen sowie nach dieser Norm zulässige Vereinbarungen und zusätzliche Anforderungen sind mit einem +) gekennzeichnet. | | | |
| Gütenorm | DIN 1652-4 DIN EN 10083-1 | | |
| Kurzname | C 45 Pb K C 45 RPb TS | | |
| Werkstoffnummer | 1.0504 - | | |
| Alter Name | - C 45 Pb C (DIN 17200) | | |
| 3 Erschmelzung +) LD-Stahl, Strangguß Die Prozesse Erschmelzen und Stranggießen sind im Hinblick auf höchste Anforderungen an die Vermeidung makroskopischer innerer Fehler nach dem Stand der Technik abzusichern, z. B. - Kontrolle der Gießspiegelschwankungen innerhalb eingengter Grenzen - Ausreichender Anfangs- und Endenschrott | | | |
| 4 Lieferzustand, Lieferform und Maßabweichung | | | |
| Sachnummer | Lieferzustand | Lieferform | Maßabweichung |
| 5 996 740 000 | warmgewalzt, behandelt auf Scherbarkeit (C/TS), geschält, 100%-ultraschallgeprüft am Knüppel und am Stab | Rundstäbe für Schmiedeteile | nach Bestellung |
| 5 996 742 4.. | kaltgezogen, geschält, (geschliffen zulässig) 100%-ultraschallgeprüft am Knüppel und am Stab | Rundstäbe | N23A 2E01 |
| 5 996 743 2.. | kaltgezogen, 100%-ultraschallgeprüft am Knüppel und am Stab | Rundstäbe | N23A 2E01 |
| 5 996 743 4.. | kaltgezogen, 100%-ultraschallgeprüft am Knüppel und am Stab, geschliffen, rißgeprüft | Rundstäbe | N23A 2C01 |
| 5 996 743 7.. | | Rundstäbe | N23A 1K01 |
| Rundstäbe: Die Geradheit muß eine einwandfreie Verarbeitbarkeit gewährleisten. Enden senkrecht zur Stabachse. An den Enden darf kein Grat über die Mantelflächen vorstehen und die Querschnittsform nicht so verändert sein, daß die Stäbe nicht mehr einwandfrei gespannt werden können (ACHTUNG: gilt nicht für Rundstäbe für Schmiedeteile). | | | |
| 5 Oberfläche +) | | | |
| 5.1 Rundstäbe; warmgewalzt ... nach Bestellung | | | |
| 5.2 Rundstäbe; kaltgezogen, geschält ... glatt, blank; keine Rostflecken, mit geeignetem Rostschutzmittel geschützt. Keine Risse, Riefen und sonstige Oberflächenfehler. Der Abtrag beim Schälen muß einseitig min. 0,4 mm betragen. Zulässige Rauheit R _z max. 25 µm. | | | |
| Fortsetzung Seite 2 bis 3 | | | |
| Fachliche Verantwortung: FV/PLM2 | | | |
| FV/PLN | Sw | | |

5.3 Rundstäbe; kaltgezogen ...

glatt, blank; keine Rostflecken, mit geeignetem Rostschutzmittel geschützt. Risse, Riefen, Entkohlung und sonstige Oberflächenfehler sind bis zu der von der Ist-Oberfläche aus gemessenen Tiefe nach Tabelle 1 zulässig.

Tabelle 1. Fehlertiefe

| Durchmesser in mm | Fehlertiefe einseitig in mm max. |
|-------------------|-------------------------------------|
| 16 bis 20 | 0,20 |
| über 20 bis 36 | 0,01 x Nenndicke |

5.4 Rundstäbe; kaltgezogen ..., geschliffen, rißgeprüft

glatt, blank; keine Rostflecken, mit geeignetem Rostschutzmittel geschützt. Keine Risse, Riefen und sonstige Oberflächenfehler. Der Mindestabtrag beim Schleifen muß einseitig 0,3 mm betragen.

6 Chemische Zusammensetzung +) (Stückanalyse)

| Massenanteil in % | | Massenanteil in % bzw. ppm | |
|-------------------|-----------------|----------------------------|-------------|
| C | 0,40 bis 0,50 | Mo | max. 0,15 |
| Si | max. 0,40 | Ni | max. 0,30 |
| Mn | 0,50 bis 0,85 | Cu | max. 0,30 |
| P | max. 0,035 | Ti | max. 50 ppm |
| S | 0,020 bis 0,040 | O ₂ | max. 50 ppm |
| Pb | 0,15 bis 0,30 | Ca | 1) |
| Al | 0,020 bis 0,050 | | |

1) Eine Ca-Desoxidation ist nicht zulässig.

7 Festigkeitseigenschaften 2)**7.1 Rundstäbe für Schmiedeteile; behandelt auf Scherbarkeit ...**

Härte HB 5/750 max. 255

7.2 Rundstäbe; kaltgezogen ...

| Nenn Durchmesser mm | | Zugfestigkeit N/mm ² | Streckgrenze N/mm ² | Bruchdehnung A ₅ % | Härte ³⁾ HB 5/750 (Anhaltswert) |
|------------------------|-----------|------------------------------------|-----------------------------------|----------------------------------|--|
| von | bis unter | | min. | min. | |
| 16 | 36 | 690 bis 900 | 430 | 6 | 205 bis 265 |

2) Absicherung der Festigkeit durch definierte Ziehgrade

3) Meßstelle: 2/3 Radius von der Oberfläche aus

8 Gefüge +)

Ferrit und lamellarer Perlit, keine die Verarbeitung störende Ferrit/Perlit-Zeiligkeit.

9 Mikroskopischer Reinheitsgrad +)

Gesamt-Summenkennwert für Oxide und Sulfide am Stab (Prüfung nach DIN 50602).

K3 max. 30

Bleieinschlüsse möglichst fein und gleichmäßig über den Querschnitt verteilt, keine Bleianhäufungen und keine Bleizeilen.

10 Makroskopische innere Fehler +)

Makroskopische innere Fehler, z. B. Lunker und nichtmetallische Einschlüsse sind für den Verwendungszweck unzulässig. Es sind Maßnahmen gemäß dem Stand der Technik zu treffen, um derartige Fehler vom Prozess her zu vermeiden.

Zusätzliche Prüfungen:

- Blaubruchprüfung am Halbzeug nach SEP 1584, 6 Proben je Charge, max. Stufe 2
- 100% US–Linienprüfung am Halbzeug nach SEP 1920, KSR max. 3 mm, Gruppe C
- 100% US–Prüfung am Stab, KSR max. 0,7 mm.

11 Kennzeichnung

Jeder Stab ist mit der Marke des Lieferanten und der Schmelznummer haltbar zu kennzeichnen. Bei Stäben die gebündelt angeliefert werden, kann die Marke und Schmelznummer statt auf jedem Stab auch auf einem Anhänger an jedem Bund angebracht sein.

12 Dichte (für Bedarfsermittlung)

7,85 g/cm³

13 Lieferanten

| | |
|--------------------|--|
| Erschmelzen: | Thyssen Stahl AG, Werk Ruhrort, Stahlwerk OX 3 |
| Drahtwalzen: | Nedstaal B.V., Werk Alblasserdam |
| Ziehen: | Edelstahlzieherei Mark (EZM), Werk Wengern |
| Ultraschallprüfen: | GMA, Düsseldorf oder Edelstahlzieherei Mark (EZM), Werk Wengern |
| Schleifen: | Edelstahlzieherei Mark (EZM), Werk Wengern (bei Bestellungen von RBTR) |

Frühere Ausgaben

03.93; 09.93(N15358), 11.93(N15408), 02.95(N15743), 01.96(N16033), 10.96(N16077), 10.97(N16416)

Änderungen

Gegenüber der Ausgabe 10.97 wurden mit Änderungsschein N17371 folgende Änderungen vorgenommen: Maßabweichungen nach N23 1K01 neu aufgenommen. Im Abschnitt Lieferanten bei "Ultraschallprüfen; Edelstahlzieherei Mark (EZM), Werk Wengern" neu aufgenommen.