



UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS

Faculdade de Engenharia Mecânica

ISABELA DA COSTA CASTANHERA

**A Influência de Estratégias de Usinagem e
de Tratamentos Termoquímicos Sobre
Superfícies Semiesféricas de Punções de
Estampagem a Quente**

CAMPINAS

2019

ISABELA DA COSTA CASTANHERA

A Influência de Estratégias de Usinagem e de Tratamentos Termoquímicos Sobre Superfícies Semiesféricas de Punções de Estampagem a Quente

Tese de Doutorado apresentada à Faculdade de Engenharia Mecânica da Universidade Estadual de Campinas como parte dos requisitos exigidos para obtenção do título de Doutora em Engenharia Mecânica, na Área de Materiais e Processos de Fabricação.

Orientador: Prof. Dr. Anselmo Eduardo Diniz

ESTE EXEMPLAR CORRESPONDE À VERSÃO FINAL DA TESE DEFENDIDA PELA ALUNA ISABELA DA COSTA CASTANHERA, E ORIENTADA PELO PROF. DR. ANSELMO EDUARDO DINIZ.

CAMPINAS

2019

Agência(s): FAPESP

Nº do Proc.: 2013/00551-7

Ficha catalográfica

Universidade Estadual de Campinas

Biblioteca da Área de Engenharia e Arquitetura

Luciana Pietrosanto Milla - CRB 8/8129

C275i Castanhera, Isabela da Costa, 1990-
A influência de estratégias de usinagem e de tratamentos termoquímicos sobre superfícies semiesféricas de punções de estampagem a quente / Isabela da Costa Castanhera. – Campinas, SP : [s.n.], 2019.

Orientador: Anselmo Eduardo Diniz.

Tese (doutorado) – Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica.

1. Fresamento. 2. Torneamento. 3. Estampagem. 4. Rugosidade. 5. Processo de endurecimento superficial. I. Diniz, Anselmo Eduardo, 1959-. II. Universidade Estadual de Campinas. Faculdade de Engenharia Mecânica. III. Título.

Informações para Biblioteca Digital

Título em outro idioma: The influence of machining strategies and thermochemical treatments on semi-spherical surfaces of hot stamping punches

Palavras-chave em inglês:

Milling

Turning

Stamping

Roughness

Surface hardening process

Área de concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Titulação: Doutora em Engenharia Mecânica

Banca examinadora:

Anselmo Eduardo Diniz [Orientador]

Sergio Tonini Button

Adriano Fagali de Souza

Paulo Victor Prestes Marcondes

Amauri Hassui

Data de defesa: 06-12-2019

Programa de Pós-Graduação: Engenharia Mecânica

Identificação e informações acadêmicas do(a) aluno(a)

- ORCID do autor: <https://orcid.org/0000-0003-0888-6734>

- Currículo Lattes do autor: <http://lattes.cnpq.br/0542246353361165>

**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA
MECÂNICA**

DEPARTAMENTO DE MANUFATURA E MATERIAIS

TESE DE DOUTORADO

**A Influência de Estratégias de Usinagem e de
Tratamentos Termoquímicos Sobre
Superfícies Semiesféricas de Punções de
Estampagem a Quente**

Autora: Isabela da Costa Castanhera

Orientador: Prof. Dr. Anselmo Eduardo Diniz

A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou esta Tese:

**Professor Dr. Anselmo Eduardo Diniz
Departamento de Manufatura e Materiais/FEM/UNICAMP**

**Professor Dr. Sérgio Tonini Button
Departamento de Manufatura e Materiais/FEM/UNICAMP**

**Professor Dr. Adriano Fagali de Souza
Grupo de Pesquisa em Manufatura Auxiliada por Computador /Joinville/UFSC**

**Professor Dr. Paulo Victor Prestes Marcondes
Departamento de Mecânica/Setor de Tecnologia/UFPR**

**Professor Dr. Amauri Hassui
Departamento de Manufatura e Materiais/FEM/UNICAMP**

A Ata da defesa com as respectivas assinaturas dos membros encontra-se no processo de vida acadêmica do aluno.

Campinas, 06 de dezembro de 2019.

Dedicatória

Dedico primeiramente este trabalho a Deus e à minha família, meus pais Moacir e Maria Helena e minha irmã Danieli, que me apoiou durante essa jornada acadêmica.

Agradecimentos

Agradeço primeiramente este trabalho a Deus e a todos os trabalhadores da luz que todos os dias sustentam a vida e permitem a realização dos projetos.

Agradeço à minha família e aos amigos que apoiaram este trabalho e possibilitaram a sua realização.

Agradeço ao professor Anselmo Diniz e ao professor Sérgio Button pela realização desse trabalho, pela disponibilidade e pelo apoio que recebi.

Agradeço ao técnico do laboratório de usinagem Aristides Magri, aos professores da Faculdade de Jaguariúna e aos professores do SENAI “Roberto Mange” de Campinas que possibilitaram o êxito na programação das estratégias de fresamento.

Agradeço a “Fundação de Apoio à Pesquisa do Estado de São Paulo – FAPESP” (processo número 2013/00551-7).

Resumo

A obtenção de boa qualidade superficial das ferramentas de processos de conformação mecânica é importante para que os produtos conformados apresentem bom acabamento e para que a vida em serviço das ferramentas de conformação seja longa. Assim, os processos de obtenção das ferramentas de conformação necessitam gerar superfícies com valores de parâmetros de análise de qualidade superficial satisfatórios. Para aumentar a resistência ao desgaste e às avarias, além de adoção de estratégias que geram superfícies mais resistentes, podem-se utilizar tratamentos termoquímicos que aumentam a dureza superficial e que podem tornar a superfície mais ou menos eficiente quanto ao desempenho do lubrificante. Neste trabalho, avaliaram-se a influência das estratégias de usinagem e a influência de tratamentos termoquímicos sobre punções, de material AISI H13, temperados e revenidos, com dureza de 48 HRC. Utilizaram-se seis estratégias de fresamento em processo do tipo *high speed machining* e duas estratégias de torneamento com inserto de cerâmica para a redução do raio da semiesfera do punção. As estratégias de fresamento utilizadas foram circular ascendente, circular descendente, radial ascendente, radial descendente, contornos paralelos e espiral ascendente. Já as estratégias de torneamento foram torneamento ascendente e torneamento descendente. Após a usinagem, os punções foram divididos em três grupos de acordo com a realização de tratamentos termoquímicos, de modo que os punções do grupo ST foram mantidos como controle, sem tratamento termoquímico, os punções do grupo NP foram nitretados a plasma e os punções do grupo NC foram nitrocarbonetados pelo processo conhecido como Tenifer[®]. As peças usinadas com cada estratégia apresentaram resultados de rugosidade diferentes de acordo com a região medida, indicando influência de vibração e flexão da ferramenta de usinagem na proximidade da base da semiesfera e de ocorrência de deformações plásticas na proximidade do topo da semiesfera. A aplicação da nitretação a plasma resultou em tendência a reduzir os valores dos parâmetros de rugosidade e apresentar valores positivos de parâmetro S_{sk} e valor aproximadamente 3 para o parâmetro S_{ku} . A aplicação da nitrocarbonetação apresentou a tendência de aumento dos valores de parâmetros de rugosidade, valores negativos de parâmetro S_{sk} e valores altos de parâmetro S_{ku} . A região a 45° a partir da base apresentou os melhores resultados para os três grupos de punções. Os punções foram submetidos à estampagem a quente de arruelas de aço AISI 1020 aquecidas a 1.000 °C, em duas etapas, em processo que acelerou a evolução do desgaste na região a 45°

da base da semiesfera. As estratégias de torneamento e a estratégia de contornos paralelos apresentaram maior resistência à deterioração que as demais estratégias para o grupo ST. Os punções tratados termoquimicamente apresentaram-se mais resistentes à deterioração que os punções do grupo ST. A estratégia de usinagem utilizada mostrou-se influente também para os punções tratados termoquimicamente. Os punções nitretados a plasma apresentaram maior resistência à deterioração que os punções nitrocarbonetados.

Palavras Chave: fresamento, torneamento, tratamento termoquímico, estampagem a quente, rugosidade.

Abstract

The search for good surface quality of mechanical forming tools is important to obtain good surface finish in the conformed products and to extend the life of these tools. Thus, the processes to obtain the mechanical forming tools need to generate surfaces with suitable values of surface quality parameters, which mean more efficient surfaces to lubricant action during mechanical forming process and also resistant to wear and damages to which mechanical forming tools are exposed. Aiming the increase of the resistance to wear and to damages, thermochemical processes may be applied to increase surface hardness, but they may modify lubrication efficiency during mechanical conformation process. In this work, the influence of machining strategies and the influence of thermochemical treatments were evaluated of punches type samples made of AISI H13, quenched and tempered to 48 HRC. They were machined by six milling strategies, in a high speed machining process, and two turning strategies with ceramic insert to reduce the radius of a semi spherical punch. Milling strategies were circular upward, circular downward, radial upward, radial downward, parallel contours and spiral upward. Turning strategies were turning upward and turning downward. After machining, the punches were divided in three groups, one group, ST, presented punches without thermochemical treatment as a control group. Punches from group NP were submitted to plasma nitriding process and punches from group NC were submitted to nitrocarburizing by process Tenifer[®]. Machining strategies presented different results of surface parameters values according to the measured region, indicating the occurrence of machining tool bending vibration in vicinity of semi sphere base and indicating the occurrence of plastic deformation in the vicinity of semi sphere top. Plasma nitriding application tended to reduce values of roughness parameters, to present positive values of parameter S_{sk} and values around 3 of parameter S_{ku} . Nitrocarburizing application tended to increase values of roughness parameters, to present negative values of parameter S_{sk} and high values of parameter S_{ku} . The region at 45° from semi sphere base presented the best results of surface quality parameters from measured regions. Punches were submitted to hot stamping process. Washers made of AISI 1020 heated to 1000 °C were stamped in a process to accelerate wear evolution at punches region 45° from semi sphere base in two steps. From group ST, turning strategies and parallel contours strategy presented higher resistance to wear and damages. Machining strategies influenced the resistance to surface deterioration even in thermochemically treated

punches. Thermochemical treated punches presented higher wear and damage resistance than not treated punches. Nitrided punches presented higher surface deterioration resistance than nitrocarburized punches.

Key Word: milling, turning, thermochemical treatment, hot stamping, roughness.

Lista de Ilustrações

- Figura 2.1: Exemplos de ferramentas para HSM (SANDVIK, 2017), página 30.
- Figura 2.2: Trajetórias de ferramenta, por LIN et al (2015), página 31.
- Figura 2.3: Superfície usinada com a técnica TSP, por LIN et al (2015), página 31.
- Figura 2.4: *Lead angle* e *tilt angle* (OZTURK et al., 2009), página 33.
- Figura 2.5: Corpo de prova utilizado por SOUZA et al.(2014), página 34.
- Figura 2.6: Esquema dos ensaios de usinagem de cavidades de molde para fabricação de bandeja de ovos (SOUZA et al., 2014), página 35.
- Figura 2.7: Comparação entre o tempo de corte estimado pelo *software* CAM e o tempo de corte medido para as cavidades usinadas por Souza et al. (2014), página 35.
- Figura 2.8: Resultados de rugosidade para as cinco cavidades usinadas por SOUZA et al. (2014), página 36.
- Figura 2.9: Superfícies hipotéticas que apresentam o mesmo valor de R_a (PRECISION DEVICES, 2016), página 40.
- Figura 2.10: Representação de R_{sk} e R_{ku} (adaptado, sem escalas, de MAHR, 2018), página 41.
- Figura 2.11: Função distribuição de amplitude (PRECISION DEVICES, 2016), página 43.
- Figura 2.12: Representação da curva de Abbott-Firestone (PRECISION DEVICES, 2016), página 43.
- Figura 2.13: Representação de parâmetros R_{pk} , R_{sk} e R_{vk} (WHITEHOUSE, 2003), página 44.
- Figura 2.14: Representação no perfil de rugosidade de parâmetros R_{pk} , R_{sk} e R_{vk} (WHITEHOUSE, 2003), página 45.
- Figura 2.15: Procedimento de nitrocarbonetação e oxinitrocarbonetação de MARUŠIĆ et al. (2006), página 50.
- Figura 2.16: Mecanismos de danos a superfícies de moldes e matrizes, por JHAVAR et al. (2013), página 54.
- Figura 2.17: Início de desgaste em superfícies de moldes e matrizes, por JHAVAR et al. (2013), página 54.
- Figura 2.18: Imagens da região de maior incidência do desgaste obtidas por GRONOSTAJSKI et al. (2016) após o forjamento, página 56.
- Figura 2.19: Distribuição, na área transversal da matriz, do desgaste estimado por GRONOSTAJSKI et al. (2016) após o forjamento, página 57.

Figura 2.20: Evolução do desgaste da matriz de GRONOSTAJSKI *et al.* (2016), página 57.

Figura 2.21: Imagens das superfícies obtidas por HIOKI *et al.* (2013), página 58.

Figura 2.22: Modelagem em 3D das superfícies obtidas por HIOKI *et al.* (2013) para a condição 6 e a condição 11, página 59.

Figura 2.23: Superfícies após a usinagem por MAGRI *et al.* (2013), página 60.

Figura 2.24: Superfícies das matrizes após forjamento de 50 peças, por MAGRI *et al.* (2013), página 61.

Figura 3.1: Corpo de prova de aço AISI H13 após dos ensaios de usinagem, página 63.

Figura 3.2: Esquemas das estratégias de fresamento em alta velocidade dos corpos de prova, página 65.

Figura 3.3: Esquema do contato peça-ferramenta durante os processos de fresamento, página 66.

Figura 3.4: Regiões de medição da rugosidade dos corpos de prova, página 69.

Figura 3.5: Esquema do processo de estampagem a quente, página 70.

Figura 4.1: Rugosidade S_a medida para os punções sem tratamento termoquímico, página 74.

Figura 4.2: Rugosidade S_a medida para os punções nitretados a plasma, página 75.

Figura 4.3: Rugosidade S_a medida para os corpos de prova nitrocarbonetados por processo Tenifer[®], página 77.

Figura 4.4: Parâmetro S_{sk} , página 79.

Figura 4.5: Parâmetro S_{ku} , página 82.

Figura 4.6: Rugosidade S_p , página 84.

Figura 4.7: Rugosidade S_v , página 86.

Figura 4.8: Gráficos de efeitos das variáveis – ANOVA, página 89.

Figura 4.9: Imagens das superfícies em inclinação a 45°, página 92.

Figura 4.10: Mapas de perfil de rugosidade a 45° a partir da base, página 94.

Figura 4.11: Resultados da medição da dureza, em HRC, página 100.

Figura 5.1: Rugosidade S_a antes e após a 1ª etapa de estampagem a quente, grupo ST, página 103.

Figura 5.2: Parâmetro S_{sk} antes e após a 1ª etapa de estampagem a quente, grupo ST, página 104.

Figura 5.3: Parâmetro S_{ku} antes e após a 1ª etapa de estampagem a quente, grupo ST, página 105.

Figura 5.4: Rugosidade S_p antes e após a 1ª etapa de estampagem a quente, grupo ST, página 106.

Figura 5.5: Rugosidade S_v antes e após a 1ª etapa de estampagem a quente, grupo ST, página 107.

Figura 5.6: Imagens dos punções obtidos em microscopia ótica após a primeira etapa de estampagem a quente, grupo ST, página 108.

Figura 5.7: Imagens dos punções obtidos em microscopia eletrônica de varredura após a primeira etapa de estampagem a quente, grupo ST, página 110.

Figura 5.8: Imagens dos mapas de rugosidade dos punções após a primeira etapa de estampagem a quente, grupo ST, página 112.

Figura 5.9: Resultados de dureza dos punções após a primeira etapa de estampagem a quente, grupo ST, página 114.

Figura 5.10: Rugosidade S_a antes e após a 1ª etapa de estampagem a quente, grupo NP, página 116.

Figura 5.11: Parâmetro S_{sk} antes e após a 1ª etapa de estampagem a quente, grupo NP, página 117.

Figura 5.12: Parâmetro S_{ku} antes e após a 1ª etapa de estampagem a quente, grupo NP, página 118.

Figura 5.13: Rugosidade S_p antes e após a 1ª etapa de estampagem a quente, grupo NP, página 119.

Figura 5.14: Rugosidade S_v antes e após a 1ª etapa de estampagem a quente, grupo NP, página 120.

Figura 5.15: Imagens dos punções obtidos em microscopia ótica após a primeira etapa de estampagem a quente, grupo NP, página 121.

Figura 5.16: Imagens dos punções obtidos em microscopia eletrônica de varredura após a primeira etapa de estampagem a quente, grupo NP, página 123.

Figura 5.17: Imagens dos mapas de rugosidade dos punções após a primeira etapa de estampagem a quente, grupo NP, página 125.

Figura 5.18: Resultados de dureza dos punções após a primeira etapa de estampagem a quente, grupo NP, página 127.

Figura 5.19: Rugosidade S_a antes e após a 1ª etapa de estampagem a quente, grupo NC, página 129.

Figura 5.20: Parâmetro S_{sk} antes e após a 1ª etapa de estampagem a quente, grupo NC, página 130.

Figura 5.21: Parâmetro S_{ku} antes e após a 1ª etapa de estampagem a quente, grupo NC, página 131.

Figura 5.22: Rugosidade S_p antes e após a 1ª etapa de estampagem a quente, grupo NC, página 132.

Figura 5.23: Rugosidade S_v antes e após a 1ª etapa de estampagem a quente, grupo NC, página 133.

Figura 5.24: Imagens dos punções obtidos em microscopia ótica após a primeira etapa de estampagem a quente, grupo NC, página 134.

Figura 5.25: Imagens dos punções obtidos em microscopia eletrônica de varredura após a primeira etapa de estampagem a quente, grupo NC, página 136.

Figura 5.26: Imagens dos mapas de rugosidade dos punções após a primeira etapa de estampagem a quente, grupo NC, página 138.

Figura 5.27: Resultados de dureza dos punções após a primeira etapa de estampagem a quente, grupo NC, página 140.

Figura 5.28: Rugosidade S_a antes e após as 2 etapas de estampagem a quente, grupo ST, página 142.

Figura 5.29: Parâmetro S_{sk} antes e após as 2 etapas de estampagem a quente, grupo ST, página 143.

Figura 5.30: Parâmetro S_{ku} antes e após as 2 etapas de estampagem a quente, grupo ST, página 144.

Figura 5.31: Rugosidade S_p antes e após as 2 etapas de estampagem a quente, grupo ST, página 145.

Figura 5.32: Rugosidade S_v antes e após as 2 etapas de estampagem a quente, grupo ST, página 146.

Figura 5.33: Imagens dos punções obtidos em microscopia ótica após a segunda etapa de estampagem a quente, grupo ST, página 147.

Figura 5.34: Imagens dos punções obtidos em microscopia eletrônica de varredura após a segunda etapa de estampagem a quente, grupo ST, página 148.

Figura 5.35: Imagens dos mapas de rugosidade dos punções após a segunda etapa de estampagem a quente, grupo ST, página 150.

Figura 5.36: Resultados de dureza dos punções após as 2 etapas de estampagem a quente, grupo ST, página 151.

Figura 5.37: Rugosidade S_a antes e após as 2 etapas de estampagem a quente, grupo NP, página 153.

Figura 5.38: Parâmetro S_{sk} antes e após as 2 etapas de estampagem a quente, grupo NP, página 154.

Figura 5.39: Parâmetro S_{ku} antes e após as 2 etapas de estampagem a quente, grupo NP, página 155.

Figura 5.40: Rugosidade S_p antes e após as 2 etapas de estampagem a quente, grupo NP, página 157.

Figura 5.41: Rugosidade S_v antes e após as 2 etapas de estampagem a quente, grupo NP, página 158.

Figura 5.42: Imagens dos punções obtidos em microscopia ótica após a segunda etapa de estampagem a quente, grupo NP, página 159.

Figura 5.43: Imagens dos punções obtidos em microscopia eletrônica de varredura após a segunda etapa de estampagem a quente, grupo NP, página 160.

Figura 5.44: Imagens dos mapas de rugosidade dos punções após a segunda etapa de estampagem a quente, grupo NP, página 161.

Figura 5.45: Resultados de dureza dos punções após as 2 etapas de estampagem a quente, grupo NP, página 162.

Figura 5.46: Rugosidade S_a antes e após as 2 etapas de estampagem a quente, grupo NC, página 165.

Figura 5.47: Parâmetro S_{sk} antes e após as 2 etapas de estampagem a quente, grupo NC, página 166.

Figura 5.48: Parâmetro S_{ku} antes e após as 2 etapas de estampagem a quente, grupo NC, página 167.

Figura 5.49: Rugosidade S_p antes e após as 2 etapas de estampagem a quente, grupo NC, página 168.

Figura 5.50: Rugosidade S_v antes e após as 2 etapas de estampagem a quente, grupo NC, página 169.

Figura 5.51: Imagens dos punções obtidos em microscopia ótica após a segunda etapa de estampagem a quente, grupo NC, página 171.

Figura 5.52: Imagens dos punções obtidos em microscopia eletrônica de varredura após a segunda etapa de estampagem a quente, grupo NC, página 172.

Figura 5.53: Imagens dos mapas de rugosidade dos punções após a segunda etapa de estampagem a quente, grupo NC, página 173.

Figura 5.54: Resultados de dureza dos punções após as 2 etapas de estampagem a quente, grupo NC, página 175.

Figura AA1: Dureza para a inclinação 80° , página 193.

Figura AA2: Imagens dos topos dos corpos de prova, página 194.

Figura AA3: Mapas de perfil de rugosidade a 10° a partir da base, página 196.

Figura AA4: Mapas de perfil de rugosidade a 80° a partir da base, página 200.

Figura AB1: Rugosidade S_z antes e após a 1ª etapa de estampagem a quente, grupo ST, página 204.

Figura AB2: Rugosidade S_z antes e após a 1ª etapa de estampagem a quente, grupo NP, página 205.

Figura AB3: Rugosidade S_z antes e após a 1ª etapa de estampagem a quente, grupo NC, página 206.

Figura AB4: Rugosidade S_z antes e após as 2 etapas de estampagem a quente, grupo ST, página 207.

Figura AB5: Rugosidade S_z antes e após as 2 etapas de estampagem a quente, grupo NP, página 208.

Figura AB6: Rugosidade S_z antes e após as 2 etapas de estampagem a quente, grupo NC, página 209.

Lista de Tabelas

Tabela 3.1: Composição química em porcentagem do aço AISI H13 utilizado, de acordo com o Certificado de Qualidade (Grupo Gonçalves Dias S/A), página 62.

Tabela 3.2: Etapas dos processos de têmpera e revenimento, página 62.

Tabela 3.3: Estratégias de usinagem utilizadas, página 64.

Tabela 3.4: Grupos dos corpos de prova dos tratamentos termoquímicos, página 68.

Tabela 4.1: Tempo de ciclo para cada estratégia de usinagem, página 72.

Tabela 4.2: Influência da estratégia e tratamento termoquímico sobre os parâmetros de análise de superfície antes do processo de conformação plástica, página 89.

Tabela 5.1: Resumo dos parâmetros após a primeira etapa de estampagem a quente para o grupo ST, página 117.

Tabela 5.2: Resumo dos parâmetros após a primeira etapa de estampagem a quente para o grupo NP, página 128.

Tabela 5.3: Resumo dos parâmetros após a primeira etapa de estampagem a quente para o grupo NC, página 141.

Tabela 5.4: Resumo dos parâmetros após a segunda etapa de estampagem a quente para o grupo ST, página 152.

Tabela 5.5: Resumo dos parâmetros após a segunda etapa de estampagem a quente para o grupo NP, página 163.

Tabela 5.6: Resumo dos parâmetros após a segunda etapa de estampagem a quente para o grupo NC, página 176.

Lista de Abreviaturas e Siglas

a_e , incremento ou profundidade radial de corte

a_p , incremento ou profundidade axial de corte

CA, circular ascendente

CAM, fabricação assistidos por computador

CD, circular descendente

CNC, comando numérico computadorizado

CP, contornos paralelos

EA, espiral ascendente

EDM, *electrical discharge machining*, eletroerosão

f , avanço por rotação

FRF, função resposta em frequência

f_z , avanço por dente

HSM, *high speed machining*, usinagem em alta velocidade

Htp, diferença entre dois t_p 's

MRF, marcas de rotação da ferramenta

MTF, marcas de trajetória de ferramenta

NC, nitrocarbonetado

NP, nitretado a plasma

RA, radial ascendente

R_a (S_a), rugosidade média aritmética, linear (tridimensional)

RD, radial descendente

R_q (S_q), rugosidade média quadrática, linear (tridimensional)

R_{sk} (S_{sk}), parâmetro *skewness*, assimetria, linear (tridimensional)

R_k (S_k), altura vertical entre a intersecção das linhas direita e esquerda nos extremos de uma janela mínima de Htp, linear (tridimensional)

R_{ku} (S_{ku}), parâmetro *kurtosis*, distribuição, linear (tridimensional)

R_p (S_p), rugosidade entre a linha média e o pico mais alto, linear (tridimensional)

R_{pk} (S_{pk}), parte da rugosidade com pequenos picos acima do platô da curva de carregamento, linear (tridimensional)

R_t (S_t), rugosidade total linear, (tridimensional)

$R_v (S_v)$, rugosidade entre a linha média e o vale mais profundo, linear (tridimensional)

$R_{vk} (S_{vk})$, parte da rugosidade com pequenos vales abaixo do platô da curva de carregamento, linear (tridimensional)

$R_z (S_z)$, rugosidade entre pico mais alto e vale mais profundo, linear (tridimensional)

ST, sem tratamento termoquímico

TA, torneamento ascendente

TD, torneamento descendente

tp, proporção de comprimento do perfil

TSP, “*traveling salesman problem*”, problema do vendedor ambulante

Sumário

1. INTRODUÇÃO.....	22
2. REVISÃO DE LITERATURA	26
2.1 Usinagem em alta velocidade HSM	26
2.2 Ferramentas de usinagem para a usinagem em alta velocidade	27
2.3 Estratégias de usinagem em HSM	30
2.4 Perfis de rugosidade	39
2.5 Materiais de moldes e matrizes	45
2.6 Tratamentos termoquímicos, coberturas e lubrificantes em moldes e matrizes.....	46
2.7 Desgastes, avarias e falhas em moldes e matrizes.....	51
2.8 Influência de estratégias de usinagem na superfície e na vida de matrizes.....	57
3. PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS.....	62
3.1 Obtenção dos corpos de prova por usinagem	62
3.2 Ensaios de Conformação	70
4. DISCUSSÃO DOS RESULTADOS DOS ENSAIOS DE USINAGEM E DE TRATAMENTOS TERMOQUÍMICOS.....	72
5. DISCUSSÃO DE RESULTADOS DOS ENSAIOS DE CONFORMAÇÃO	102
5.1. Após a 1ª etapa de estampagem a quente	102
5.1.1 Resultados para o grupo ST.....	102
5.1.2 Resultados para o grupo NP	116
5.1.3 Resultados para o grupo NC.....	129
5.2. Após a segunda etapa de estampagem a quente	142
5.2.1 Resultados para o grupo ST.....	142
5.2.2 Resultados para o grupo NP	153
5.2.3 Resultados para o grupo NC.....	164
6. CONCLUSÕES.....	178
6.1 Conclusões dos ensaios de usinagem e aplicação de tratamentos termoquímicos.....	178
6.2 Conclusões dos ensaios de estampagem a quente	179
REFERÊNCIAS DE LITERATURA.....	181
APÊNDICE A - IMAGENS E RESULTADOS COMPLEMENTARES DE ENSAIOS DE USINAGEM.....	193

APÊNDICE B - IMAGENS E RESULTADOS COMPLEMENTARES DE ENSAIOS DE ESTAMPAGEM A QUENTE.....	204
--	-----

1 INTRODUÇÃO

A usinagem em alta velocidade destina-se principalmente à substituição e à redução de processos de acabamento fino como eletro erosão e polimento na fabricação de moldes e matrizes, com melhor custo/benefício. Neste tipo de usinagem, a taxa de remoção de cavaco é menor que em processos de usinagem convencionais, devido aos baixos valores de parâmetros característicos, porém é bem maior que no processo de eletroerosão, que ele pretende substituir. A usinagem em alta velocidade, HSM, *high speed machining*, em inglês, é utilizada principalmente em peças com superfícies complexas previamente tratadas termicamente, no caso de aços ferramenta. Entretanto, pode ser utilizada em peças de materiais de boa usinabilidade, que poderiam ser usinadas por técnicas mais convencionais, devido à complexidade da superfície a ser usinada e ao menor tempo de produção. Devido, dentre outros fatores, às acelerações e desacelerações, mais intensas em usinagem em alta velocidade que em processos convencionais os centros de usinagem HSM necessitam de características não contempladas em outras máquinas. Se este tipo de processo for realizado em centros de usinagem CNC comuns (não preparados para usinagem em alta velocidade), a taxa de avanço real pode diferir da taxa de avanço programada para determinada operação, de modo que o tempo real de corte seja maior que o tempo estimado de corte. Essa discrepância pode ser reduzida por melhores programações de taxa de avanço e com o auxílio de monitoramento em tempo real do processo (ARNONE, 1998; QUIAN *et al.*, 2008; SANDVIK, 2000).

Para a obtenção de bom acabamento superficial é necessário que, além de parâmetros de usinagem adequados, a vibração principalmente da ferramenta seja controlada e minimizada, já que ela é, usualmente, bastante esbelta, com alta relação entre comprimento e diâmetro, a fim de copiar pequenos raios e penetrar em cavidades profundas. Para que isto ocorra, várias abordagens são utilizadas como o uso de sensores e dispositivos, medição de frequências de ressonância do sistema, aumento de rigidez da máquina-ferramenta e sistema de fixação, diminuição de balanço de ferramenta, utilização de valores de parâmetros de usinagem adequados, utilização de materiais que tenham sido processados controladamente e sem defeitos, uso de fluido de corte adequado, isolamento da máquina ferramenta quanto a vibrações externas, utilização de fresas de passo diferencial, controle de temperatura do eixo-árvore devido às dilatações térmicas, utilização de ferramentas balanceadas, controle do desgaste da ferramenta, entre outras medidas. Deve haver conhecimento básico sobre a microestrutura do material para que os processos escolhidos e os parâmetros de usinagem

sejam adequados à produção de boa qualidade superficial (ALTINTAS e WECK, 2004; CHENG, 2009; DAVIM, 2008; DAVIM, 2010; DEVILLEZ e DUDZINSKI, 2007; DINIZ *et al.*, 2010; LACALLE e LAMIKIZ, 2009; PARK *et al.*, 2012; PIVETTA 2005; ZOU *et al.*, 2016).

A utilização da estratégia adequada de usinagem pode reduzir o menor custo e o tempo entre elaboração e aplicação para minimização da vibração da ferramenta. Trajetórias diferentes das ferramentas podem propiciar diferentes valores de vida de ferramenta, diferentes valores e comportamentos de rugosidade ao longo da vida de ferramenta e diferentes comportamentos da vibração durante o processo. As alterações na trajetória da ferramenta podem afetar também o tempo de ciclo de produção, para valores reais por vezes diferentes dos valores estimados pelos programas tipo CAM, devido às adequações que o centro de usinagem faz de acelerações e desacelerações da ferramenta, ao processamento de dados durante a execução do programa no centro de usinagem ou a adequações da trajetória da ferramenta pelo sistema operacional do centro de usinagem. A alteração da posição da ferramenta em relação à superfície usinada pode trazer benefícios à vida de ferramenta e promover alterações no acabamento da superfície usinada, que podem ser benéficas ou prejudiciais ao processo. Em acabamento de moldes e matrizes, as ferramentas do tipo esféricas (*ball nose*) são utilizadas para a cópia dos perfis complexos que, muitas vezes, moldes e matrizes apresentam. Entretanto, quando o centro da fresa está em contato com a superfície usinada, podem ocorrer efeitos indesejados decorrentes da baixa velocidade de corte, como deformação plástica de material da peça em vez do cisalhamento do cavaco. Para resolver este problema, pode-se alterar a posição da ferramenta em relação à superfície usinada variando as inclinações do eixo da ferramenta em relação à superfície da peça. A combinação de boa estratégia de trajetória ferramenta com uso de adequadas inclinações do eixo da ferramenta reduz vibração no processo e resulta em superfícies com rugosidade adequada para aplicação em HSM, especialmente em matrizes de forjamento (ARNONE, 1998; CASTANHERA, 2015; KULL NETO *et al.*, 2015; SCANDIFIO, 2015; OZTURK, *et al.* 2009; SOUZA *et al.* 2014).

O acabamento das matrizes de forjamento está relacionado ao acabamento das peças forjadas, de modo que processos de acabamento fino são necessários para que tanto o acabamento das peças forjadas quanto a vida da matriz sejam adequados. O acabamento de uma matriz de forjamento a frio pode provocar aumento do atrito da peça com a matriz o que pode promover defeitos na peça forjada, que podem ser eliminados com melhorias na

lubrificação do processo, retificação e polimento de superfícies específicas das matrizes e mesmo alterações nos projetos das matrizes (BUTTON 2011, SILVA, 2016).

O desgaste apresenta-se como o fator mais apontado para falha em matrizes, respondendo por cerca de 70% de suas falhas. Outras 25% das falhas em matrizes têm como origem fadiga mecânica e trincamento e as demais 5% têm outras origens. (CHEN, 2014; MILLER, 2016 e SCHAEFFER, 2016).

Para a avaliação do desgaste e de deterioração, podem-se utilizar ensaios com aceleração da evolução de desgaste e de deterioração de superfícies. Para este trabalho, escolheu-se a estampagem a quente de arruelas de aço. Esse processo (estampagem de arruelas com parâmetros de aceleração de deterioração) permitiu a realização dos ensaios com a prensa utilizada sem sobrecarregá-la, otimizando o tempo de realização dos ensaios, com até três punções estampando arruelas ao mesmo tempo.

A estampagem a quente de arruelas foi escolhida para simular processos industriais de flangeamento de furos pré-existentes. Alguns exemplos de uso de punções são corte (cisalhamento) de material, forjamento, remoção de peças conformadas e estampagem de material. O flangeamento de furos pode ser considerado um tipo de estampagem em que há incremento de rigidez no furo, que pode ser de qualquer forma desejada, em que há benefícios na relação custo-benefício, considerando tempo de operação e custos, em comparação a outros métodos de conformação de material (ASM 1995e, ASM 1995f, BEHRENS *et al.* 2008, CAO *et al.*, 2016, CRISTINO *et al.* 2014 e DEWANG *et al.* 2017).

As diferentes estratégias de trajetória resultam em diferentes perfis de rugosidade da superfície usinada, tanto em início de vida de ferramenta quanto no seu final da vida, o que gera diferentes acabamentos superficiais e topografia da superfície. Os objetivos desta tese de doutorado são: avaliar a influência de diferentes estratégias de usinagem sobre perfis e valores de rugosidade de punções de estampagem a quente e sobre a deterioração destes punções quando expostos a trabalho a quente; e avaliar a influência de tratamentos termoquímicos de nitretação a plasma e nitrocarbonetação posteriores à usinagem sobre a superfície dos punções e sobre a degradação superficial de punções submetidos a processo de estampagem a quente. Este trabalho apresenta como inovação a avaliação conjunta, em punções, de estratégias de usinagem e de tratamentos termoquímicos, simulando uso industrial, desde a operação de acabamento final até a utilização em processo de estampagem a quente.

No capítulo 1, encontram-se a introdução e o objetivo da tese.

No capítulo 2, encontra-se a revisão de literatura em que se embasa a tese.

No capítulo 3, encontram-se os procedimentos experimentais utilizados.

No capítulo 4, são mostrados e discutidos os resultados obtidos referentes aos ensaios de usinagem.

No capítulo 5, são mostrados e discutidos os resultados obtidos referentes aos ensaios de conformação.

No capítulo 6, encontram-se as conclusões sobre os resultados obtidos e discussão de resultados.

2 REVISÃO DE LITERATURA

2.1 Usinagem tipo *high speed machining* - HSM

A usinagem em alta velocidade, em inglês *high speed machining* (HSM), caracteriza-se principalmente pela utilização de valores baixos de parâmetros de corte, como profundidade axial de corte (a_p) e profundidade radial de corte (a_e), baixos ângulos de contato entre o dente da fresa e a peça em cada revolução da ferramenta e por rotação elevada do eixo-árvore do centro de usinagem. Devido ao pequeno ângulo de contato, pode-se utilizar velocidades de corte mais altas, já que a ferramenta, por passar menos tempo em contato com a peça em cada rotação, não aquece muito. O diâmetro da ferramenta, em geral, é pequeno, já que frequentemente pretende-se copiar raios pequenos da peça, típicos de matrizes. Assim, para se atingir velocidade de corte alta, necessita-se utilizar rotações muito altas do eixo árvore. Também devido ao pequeno ângulo de contato, o avanço por dente não pode ser pequeno para que não se tenha uma espessura média de corte muito pequena e, assim, uma pressão de corte muito alta. Assim, com rotação alta e avanço por dente alto, tem-se velocidade de avanço também bem alta. Daí vem o nome “usinagem em alta velocidade”, isto é, usinagem com alta rotação e alta velocidade de avanço. Apesar do nome, usinagem em alta velocidade, durante o processo podem surgir regiões em que a velocidade efetiva de corte torna-se muito baixa ou com tendência a zero, devido ao pequeno valor do diâmetro de contato da ferramenta com a peça (ARNONE, 1998; SANDIVIK, 2000; MAJERIK e JAMBOR, 2015). O volume de cavaco removido por minuto é, em geral, bem menor que nos processos de fresamento convencionais, mas bem maior que no processo de eletroerosão, que é o processo que a HSM pretende substituir na manufatura de matrizes e moldes.

A usinagem em alta velocidade é aplicada principalmente em usinagem de superfícies complexas de moldes e matrizes em materiais de baixa usinabilidade, principalmente aços endurecidos. Em muitos processos, a peça pode ser inicialmente usinada por processos convencionais (não HSM), na sequência tratada termicamente e, por fim, submetida a processo de super acabamento (HSM, EDM, polimento). Nestes processos, o fato da peça ser reposicionada e, conseqüentemente, precisar de novo procedimento para o armazenamento do zero peça na máquina, pode induzir a erros e imprecisões geométricas ao final do processo. Em diversas peças, estas imprecisões não são problemas, pois as tolerâncias geométricas

absorvem as possíveis imprecisões decorrentes de reposicionamento da peça. Entretanto, para outras peças, minimizar ou, preferencialmente, eliminar estas imprecisões é necessário. Para abertura de pequenas cavidades, a utilização da técnica HSM permite que a cavidade seja aberta com o material bruto já tratado termicamente, evitando reposicionamento da peça na máquina. Em caso de usinagem em acabamento de cavidades profundas de material de baixa usinabilidade, em que não é recomendada a utilização da técnica HSM diretamente sobre a peça (porque a ferramenta teria que ser muito esbelta e pouco rígida, o que aumenta a vibração por deflexão da ferramenta), a usinagem em alta velocidade pode ser utilizada para a fabricação dos eletrodos para o uso de eletroerosão. (ARNONE, 1998; GRANDGUILLAUME *et al.*, 2015; SANDIVIK, 2000, WU *et al.*, 2016; ZEILMANN *et al.*, 2015).

Para a realização de usinagem em alta velocidade, há centros de usinagem do tipo cinco eixos que apresentam vantagens para a usinagem, como maior controle de posição de ferramenta, maior rigidez da máquina, maior capacidade de absorver os efeitos de aceleração e desaceleração dos eixos, entre outros. Além destas vantagens, há que se citar o fato de que com 5 eixos de movimentação superfícies mais complexas podem ser usinadas e o eixo de inclinação da ferramenta em relação à peça pode ser mantido constante à medida que a ferramenta percorre a peça, faz com que não haja variação da componentes da força de usinagem e, assim, consiga-se rugosidades mais homogêneas ao longo da peça. Como estes centros de usinagem são caros, o mercado oferece um tipo de centro de usinagem de menor custo de aquisição: os centros de usinagem do tipo 3+2 eixos de usinagem, em que os eixos principais, X, Y e Z se movimentam durante o corte e os eixos auxiliares, IV e V, são eixos de posicionamento e se movimentam durante o tempo em que não há corte efetivo (ARNONE, 1998; SANDIVIK, 2000; ZEBALA e PLAZA, 2014).

2.2 Ferramentas de corte para a usinagem tipo HSM

As ferramentas para utilização em HSM são fresas inteiriças ou pastilhas de metal duro de grão de tamanho micrométrico ou submicrométrico, de modo a permitir menor velocidade de crescimento de desgaste. Os tamanhos de grão variam de grão de tamanho micrométrico, entre 0,8 μm e 1 μm , submicrométrico, entre 0,4 e 0,8 μm , ou ultramicrométrico, entre 0,2 μm e 0,4 μm . Assim, obtém-se aumento tanto da dureza quanto da tenacidade da ferramenta em

relação às ferramentas de metal duro convencionais, de tamanho de grão considerado médio, entre 1 μm e 2 μm . A redução de velocidade de crescimento do desgaste em uma ferramenta de grão de tamanho submicrométrico ocorre tanto devido à melhoria das propriedades mecânicas decorrentes da redução de tamanho de grão, quanto ao menor dano para a aresta de corte, decorrente do arrancamento de uma partícula de tamanho submicrométrico em comparação ao arrancamento de uma partícula de 2 μm de tamanho. Com a menor velocidade de crescimento do desgaste, a velocidade de corte pode ser aumentada a fim de diminuir os tempos de produção e aumento da produtividade. A utilização de cobertura para os insertos intercambiáveis aumenta a vida da ferramenta e incrementa a produtividade, juntamente com os menores tamanhos de grão. Em operações do tipo fresamento, a aresta de corte sofre severa ocorrência de fadiga, pois há momentos em que a aresta está submetida a forte tensão devido aos esforços de corte e momentos em que a aresta de corte não está submetida a tensões. Em usinagem em alta velocidade, geralmente com alta rotação do eixo-árvore, esse fenômeno ocorre muitas vezes por minuto, com intensificação da ocorrência da fadiga. As coberturas mais utilizadas são carboneto de titânio TiC, nitreto de titânio TiN, óxido de alumínio Al₂O₃, carbonitreto de titânio TiCN, nitreto de titânio-alumínio TiAlN e a variante estequiométrica nitreto de alumínio-titânio AlTiN. As coberturas TiAlN e AlTiN foram desenvolvidas visando o corte sem fluido de corte e são muito utilizadas em ferramentas para usinagem em alta velocidade. A utilização mais comum da cobertura TiAlN ocorre com deposição em sistema de multicamadas, em que camadas de cobertura são superpostas umas às outras, seja para aumentar a resistência total da cobertura, seja para intermediar a aderência de demais coberturas, em ferramentas de metal duro para usinagem em alta velocidade. A utilização das coberturas multicamadas de TiAlN e AlTiN permitem um aumento no tempo de vida da ferramenta importante em usinagem em alta velocidade devido ao menor desgaste propiciado, tanto em operações de desbaste (com parâmetros típicos de HSM), quanto em acabamento (superacabamento). Estas camadas apresentam alta resistência à oxidação, alta estabilidade química, espessura fina (menor que 5 μm , para evitar a ocorrência de falha pela fragilidade das coberturas, que são compostos cerâmicos), baixa condutividade térmica, o que propicia menor aporte de calor para a ferramenta com menor tendência de perda de resistência mecânica, alta dureza, de até 3500 HV, baixo coeficiente de atrito, o que atua como redutor de geração de calor e boa tenacidade para cortes interrompidos (ARNONE, 1998; CHENG, 2009; CHINCHANIKAR e CHOUDHURY, 2015; DINIZ, 2014; DINIZ *et al.*, 2010; LACALLE E LAMIKIZ, 2009; TRENT e WRIGHT, 2000; TSCHÄTSCH, 2009).

Com a utilização das ferramentas de material mais nobre conjuntamente com coberturas de maior resistência, a escolha de usinar com técnica HSM sem fluido de corte está em processo de expansão. Com maquinário e ferramentas adequadas, a usinagem sem fluido de corte é capaz de resultar em superfícies com acabamento de alta qualidade e em diversos outros benefícios, relacionados com custos de produção reduzidos, custos de manutenção (limpeza) da máquina, diminuição de riscos à saúde do operador e menor área ocupada na empresa. A reciclagem do resíduo da usinagem (cavaco) é facilitada, visto que o material não apresenta o fluido de corte residual como contaminante. Para remoção de cavacos de dentro das cavidades usinadas para que a ferramenta não puxe o cavaco de volta à região de corte, sugere-se a utilização de ar comprimido, o que pode aumentar a vida de ferramenta e mesmo evitar trincas em ferramentas para materiais de baixa usinabilidade (IOWA WASTE REDUCTION CENTER, 2003; JIANG *et al.*, 2015; SHEN *et al.*, 2015).

Na usinagem de moldes e matrizes, para que se obtenha o perfil desejado, sobretudo em acabamento, utilizam-se ferramentas do tipo *ball nose*, de pontas circulares. Estas ferramentas possibilitam a cópia dos perfis com seus ângulos e raios. O uso destas ferramentas apresenta uma característica considerada indesejada no corte, que é o fato de que a velocidade de corte periférica varia devido à variação do raio do ponto de contato da ferramenta ao longo do contato entre ferramenta e peça (variação do diâmetro efetivo de contato). O diâmetro efetivo zero e suas vizinhanças, em que o diâmetro efetivo é baixo, resultam em velocidades efetivas de corte muito baixas, o que resulta em conformação plástica do material ao invés de cisalhamento do cavaco. As ferramentas do tipo *ball nose* podem ser de inserto único, de duplo inserto (figura 2.1) ou inteiriças para diâmetros pequenos. O uso de ferramentas de duplo inserto pode diminuir o efeito do contato do centro da ferramenta no corte, pois, nesse caso, as pontas das pastilhas sujeitas à baixa velocidade efetiva de corte estão separadas pela estrutura do suporte. Além disso, apresentam duas arestas de corte por pastilha. Assim a aresta de corte pode ser trocada ao final da vida sem a troca da pastilha. A pastilha única com duas arestas de corte não permite a troca das arestas. Entretanto, apresenta como vantagem uma melhor rigidez para maiores velocidades de corte, pois a tolerância é única na pastilha, enquanto em duas pastilhas, a variação da dimensão da pastilha de uma pastilha para outra pode incluir uma fonte de vibração no processo. (KOSHY *et al.*, 2002; OZTURK *et al.*, 2009; SANDVIK, 2017; TSCHÄTSCH, 2009; URBANSKI *et al.* (2000)).

A figura 2.1 apresenta exemplos de ferramentas *ball nose* comerciais para *high speed machining* que utilizam insertos intercambiáveis e de um suporte hidráulico para o suporte de ferramenta.

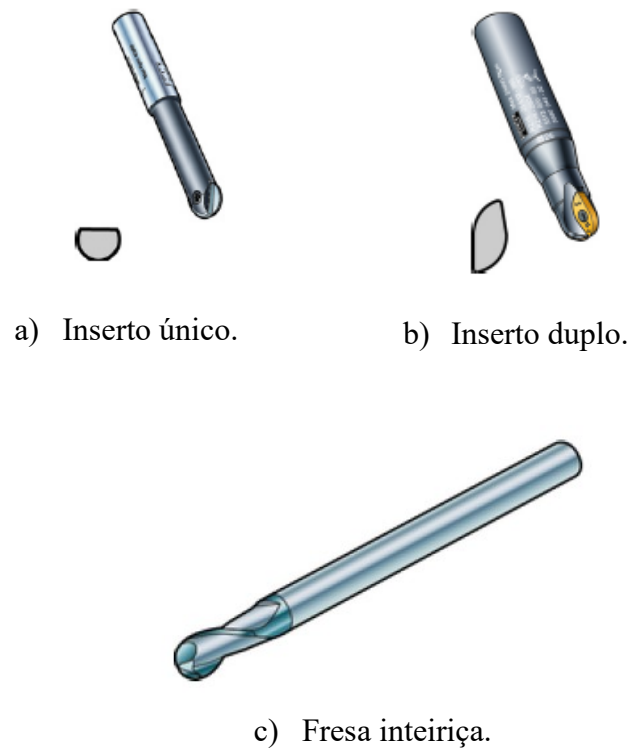


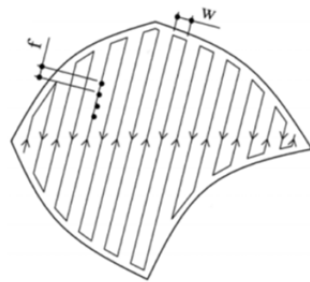
Figura 2.1: Exemplos de ferramentas para HSM (SANDVIK, 2017).

2.3 Estratégias de usinagem em HSM

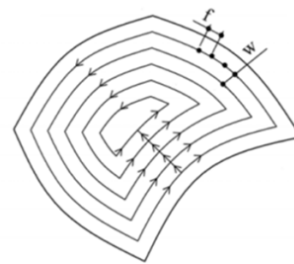
As estratégias de usinagem, sobretudo em operações de acabamento, são importantes para que a superfície gerada na matriz seja adequada, de modo que as matrizes de forjamento apresentem o escoamento de lubrificante desejado e, com isso, maior resistência ao desgaste. Em regiões de intersecção de formas complexas, como a junção de uma curva complexa, cilíndrica, e uma superfície plana, por exemplo, pode ser necessária a readequação da ferramenta utilizada, dos parâmetros de usinagem e das estratégias de usinagem para a obtenção de uma superfície com qualidade adequada a uma matriz de conformação (IŽOL *et al*, 2016).

LIN *et al* (2015) analisaram a utilização da técnica TSP (“*traveling salesman problem*”, problema do vendedor ambulante), em que a trajetória de ferramenta percorre a superfície a ser usinada de modo que possa mesclar os tipos de trajetórias mais comuns (trajetória paralela, espiral ou contorno paralelo, apresentadas na figura 2.2, em que “f” é o avanço e “w”

é o incremento radial de corte), especialmente em regiões de inflexão da superfície complexa. Assim, para minimizar inconvenientes na usinagem de cantos e outras partes com inflexão na superfície, o tipo de trajetória da ferramenta pode ser alterado, por exemplo, de contornos paralelos para espiral apenas na região da superfície em que o contorno espiral seja considerado mais favorável. Os autores analisaram um método na forma de iteração para otimizar a programação das trajetórias de ferramenta com base na técnica TSP e concluíram que a trajetória que utiliza a técnica TSP pode resultar em boa qualidade superficial, em diversas superfícies complexas, com a seleção automática do sentido de usinagem mais adequado a uma boa qualidade superficial. A figura 2.3 apresenta uma superfície usinada com a técnica TSP. Nas regiões indicadas, I e II, observam-se algumas regiões com alteração do caminho do contorno.



a) Trajetória paralela.



b) Contornos paralelos.

Figura 2.2: Trajetórias de ferramenta, por LIN et al (2015).

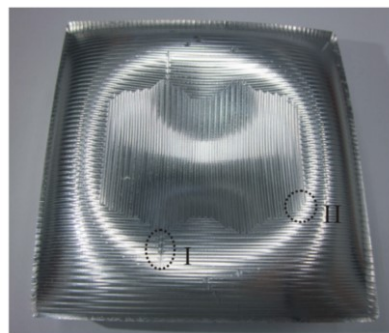


Figura 2.3: Superfície usinada com a técnica TSP, por LIN et al (2015).

YU *et al.* (2016) apresentam um algoritmo para otimizar a orientação de ferramenta para que melhores trajetórias de ferramenta sejam programadas em máquinas do tipo 3+2 eixos, expansível para tipos 4+1 eixos de usinagem. O método estudado pelos autores consiste em iterações de cálculos envolvendo escolha de pontos em uma malha derivada da superfície a ser usinada, condições de contorno adequadas e a orientação da ferramenta como variável a ser otimizada. Os autores concluíram que os métodos utilizados satisfatoriamente podem resultar em trajetórias de ferramenta melhoradas, respeitando as tolerâncias das peças com superfícies complexas, aproximando a eficiência de centros de usinagem de 3+2 eixos de usinagem com centros de usinagem cinco eixos de usinagem.

Em situações em que o centro da fresa está em contato com a peça, o diâmetro efetivo da fresa é também zero e, assim, a velocidade de corte. Além disso, nas vizinhanças do centro a velocidade é próxima a zero. Velocidades de corte zero ou próximas a esse valor são insuficientes para levar ao cisalhamento do cavaco, de modo que ocorre deformação plástica do material, com desgaste excessivo e mesmo quebra da ferramenta e acabamento superficial ruim. Muitos *softwares* de programação CAM não conseguem executar a compensação da rotação para os diferentes diâmetros efetivos de corte, especialmente quando há variação da inclinação da superfície complexa em usinagem em três eixos. Para que se evite o contato do centro da fresa com a peça, existem dois tipos de inclinação da ferramenta com relação à superfície usinada definidos pelos chamados *tilt angle* e *lead angle*. O *tilt angle* é o ângulo entre o vetor normal à superfície usinada e o eixo da ferramenta no plano perpendicular ao avanço, com influência na rugosidade e na força no sentido perpendicular ao avanço. O *lead angle* é o ângulo entre o vetor normal à superfície usinada e o eixo da ferramenta no plano perpendicular à largura fresada (a_e) (figura 2.4). Assim, com valores destes ângulos diferente de zero, a usinagem é realizada sempre com diâmetro efetivo também diferente de zero e, portanto, a velocidade de corte, mesmo pequena em alguns momentos do contato, consegue efetuar o cisalhamento do material. Em operações de acabamento, recomenda-se que as inclinações sejam mínimas para que seja evitada flexão da ferramenta com conseqüente minimização de erros de forma na peça (ARNONE, 1998, OZTURK *et al.*, 2009, SANDVIK, 2014).

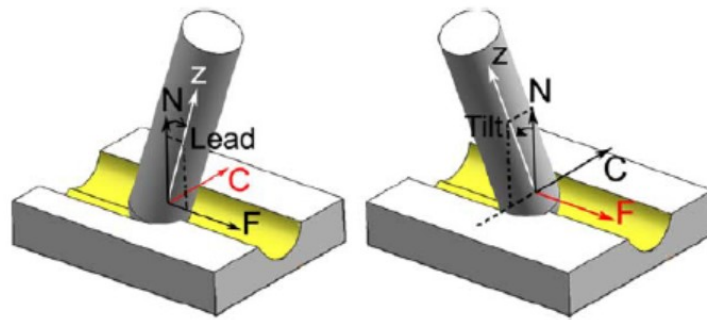


Figura 2.4: *Lead angle* e *tilt angle* (OZTURK *et al.*, 2009).

OZTURK *et al.* (2009) concluíram que as variações do *tilt* e do *lead angles* afetam de maneira importante a dinâmica das forças e da deflexão das ferramentas. A estabilidade do corte é alterada, visto que as direções das forças envolvidas no corte são alteradas, com a intensidade da alteração dependendo da configuração da máquina. Com as inclinações, é possível a obtenção de aumento de até quatro vezes na estabilidade do corte, com aumento na produtividade. Entretanto, a escolha dos valores de *tilt* e *lead angles* deve fazer com que o centro da fresa não esteja presente no corte. Em seus ensaios, analisaram que em corte de superfícies curvas, a combinação entre o sentido do movimento descrito pela ferramenta, horário ou anti-horário, descrevendo corte concordante ou discordante, e os valores escolhidos para as inclinações pode afetar negativa ou positivamente a estabilidade do corte. É recomendável que o *lead angle* seja pequeno de modo a preservar a força e a potência de corte com valores baixos. Como as regiões da ferramenta engajadas no corte são diferentes e os valores das forças são alterados pelas inclinações da ferramenta, a deflexão da ferramenta é diferente em relação a um corte sem as inclinações e com os mesmos parâmetros de corte, o que altera os resultados da vibração. Os autores recomendam o estudo do sistema quanto à deflexão com análise de simulação de modelo do processo. As estratégias de trajetória da ferramenta influenciam nos valores medidos de rugosidade. Se a rotação da ferramenta tiver sentido horário a resposta melhor é obtida com valores de *tilt* e *lead angles* positivos e, com a ferramenta de corte em sentido anti-horário, com *tilt* e *lead angles* negativos. Valores negativos de *tilt angle* resultaram em acabamento superficial ruim para as condições ensaiadas com ferramenta de rotação em sentido horário e possibilitaram maior deflexão da ferramenta, o que torna o sentido negativo de *tilt angle* não recomendável. O valor do sobremetal influencia no valor dos ângulos de inclinação da ferramenta em relação à superfície, visto que valores de profundidade de corte abaixo de um valor crítico evitam o contato do centro da ferramenta com o corte. Os autores utilizaram em seus ensaios

ferramenta do tipo *ball nose* (ponta esférica) de diâmetro de 12 mm, em material Ti6Al4V, rotação de 1000 rpm, com diferentes valores de inclinações

A estratégia de corte influencia de forma importante o tempo de usinagem de peças. Os *softwares* do tipo CAM podem calcular o tempo de usinagem baseados na simulação do corte pela trajetória escolhida. Entretanto, como já citado, o *software* de comando numérico e a capacidade da máquina não apresentam capacidade de obediência plena ao programa gerado de usinagem. Em outras palavras, a máquina pode não ter aceleração ou não ter tempo de processamento do CNC suficientes para promover mudanças de direção da trajetória da ferramenta de tal maneira a manter a velocidade de avanço constante. Assim, o tempo calculado pelo *software* de CAM pode ser bem maior que o tempo real de usinagem.

SOUZA *et al.* (2014) analisaram a influência de diferentes estratégias de usinagem para a usinagem de um molde de material aço ferramenta P20, de dureza de 30 HRC. Os autores utilizaram uma ferramenta do tipo *ball nose* (ponta esférica) de 6 mm de diâmetro, inteiriça de metal duro com cobertura TiAlN, em rotação de 18.000 rpm, em fresamento concordante, com retirada de sobremetal de 0,2 mm, com diferentes estratégias. A cavidade 1 foi usinada com a trajetória de ferramenta de contornos circulares, com corte a partir da base. A cavidade 2 foi usinada com contornos de forma espiral, a partir da base. A cavidade 3 foi usinada com curvas radiais, a partir da base. A cavidade 4 foi usinada com curvas radiais, a partir do topo. A cavidade 5 foi usinada com trajetos paralelos, de sentido único. A figura 2.5 apresenta o corpo de prova e a figura 2.6 apresenta as trajetórias e penetração de trabalho de cada cavidade usinada.

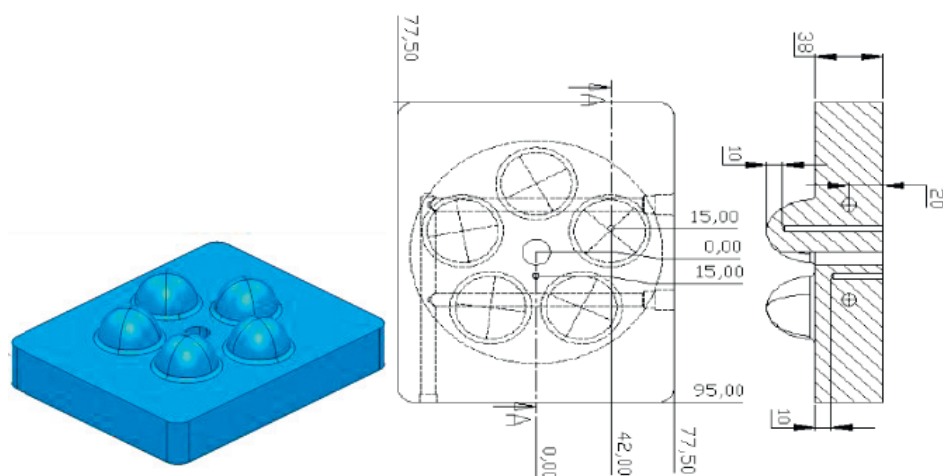


Figura 2.5: Corpo de prova utilizado por SOUZA *et al.*(2014).

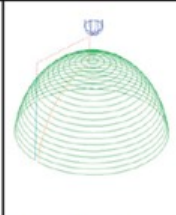
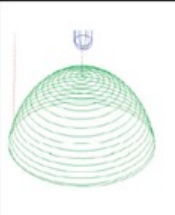
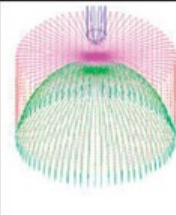
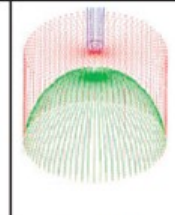
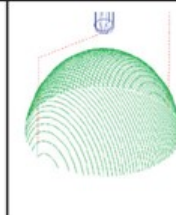
		Cavidade				
		Cav. 1	Cav. 2	Cav. 3	Cav. 4	Cav. 5
Percurso da ferramenta						
		Corte em 3D, círculos, a partir da parte inferior	Corte em espiral, da parte superior para inferior	Corte radial, da parte inferior para superior	Corte radial, da parte superior para inferior	Cortes paralelos, sentido único
Passo da ferramenta		0,15 mm	0,14 mm	0,81 grau	0,81 grau	0,135 mm

Figura 2.6: Esquema dos ensaios de usinagem de cavidades de molde para fabricação de bandeja de ovos (SOUZA *et al.*, 2014).

Os autores analisaram os tempos de corte estimados para cada estratégia pelo *software* CAM e os tempos de corte medidos. A figura 2.7 apresenta os resultados obtidos, com a usinagem das cavidades 3, 4 e 5 apresentando importante diferença entre os valores estimados e os valores medidos de tempo de corte. Como pode ser visto na figura, a trajetória utilizada para a usinagem da cavidade 2 (corte em espiral a partir do topo) foi a única que obteve tempos de corte estimado e real iguais. Nas outras estratégias, o tempo de corte real foi sempre maior que o estimado.

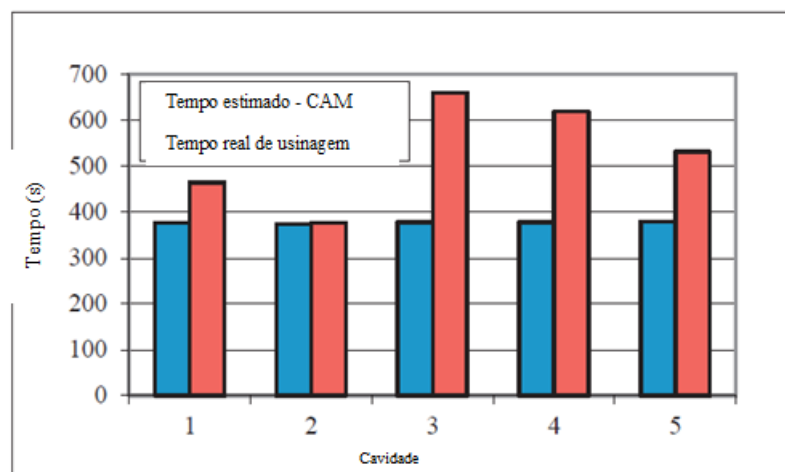


Figura 2.7: Comparação entre o tempo de corte estimado pelo *software* CAM e o tempo de corte medido para as cavidades usinadas por Souza *et al.* (2014).

A figura 2.8 apresenta os resultados da rugosidade obtidos para as cinco cavidades usinadas. Cada estratégia resultou em superfícies com rugosidades diferentes, com variação importante no padrão geométrico da rugosidade e valores de rugosidade. A cavidade 4 apresentou os maiores valores para os parâmetros de rugosidade medidos. A diferença entre as estratégias das cavidades 3 e 4 foi o início do corte, na base da cavidade 3 e no topo da cavidade 4, o que pode ter provocado diferente comportamento de vibração.






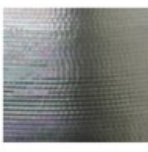
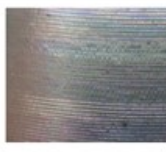



	Cav. 1	Cav. 2	Cav. 3	Cav. 4	Cav. 5
Cavidade					
Vista ampliada					
Ra (μm)	0,81	0,77	0,67	4,25	2,18
Rt (μm)	5,42	6,27	4,11	21,54	15,31
Rz (μm)	5,25	6,09	3,84	20,84	10,39

Figura 2.8: Resultados de rugosidade para as cinco cavidades usinadas por SOUZA *et al.* (2014).

KULL NETO *et al.* (2016) analisaram a influência de estratégias de usinagem e balanço da ferramenta sobre a rugosidade de uma superfície circular convexa de material AISI D6 endurecido a 62 HRC. Usinou-se o perfil convexo de um quarto de círculo com raio de 27 mm. Os autores utilizaram ferramenta de inserto intercambiável do tipo *ball nose* (ponta esférica), de 12 mm de diâmetro, para remover sobremetal de 0,2 mm com incremento radial de corte (a_e) 0,3 mm e avanço por dente f_z de 0,1 mm/dente. A ferramenta foi posicionada de modo que a usinagem ocorreu em três eixos, com o quarto e o quinto eixos utilizados para posicionamento e não alterados após o início da usinagem. Foram utilizadas três inclinações axiais da ferramenta (*lead angle*) de -16° , 0° e 16° , de modo que os resultados das duas inclinações em que não há contato do centro da ferramenta com a superfície usinada sejam comparados aos resultados de inclinação neutra, 0° , em que o centro da ferramenta participa do processo corte de material. Para medição de rugosidade, os autores utilizaram três regiões do quarto de círculo: região 1, na qual o *tilt angle* era de 5° ; a região 2, com *tilt angle* de 45° e região 3, com *tilt angle* de 85° . Foram utilizadas duas estratégias de corte, ascendente (em

que o início do corte ocorria com o diâmetro máximo e o término com o diâmetro mínimo) e descendente (inverso do ascendente). Estas estratégias de trajetória de ferramenta foram combinadas às diferentes inclinações axiais e balanço de ferramenta. A usinagem ocorreu com o eixo Z constante em cada passagem da ferramenta, isto é, a coordenada Z era mantida constante em cada passada da ferramenta e variava de passada a passada, de tal maneira que o *tilt angle* variava de passada a passada. Os autores utilizaram como critério de análise de força os valores de picos de componentes da força de corte. A estratégia de trajetória de ferramenta descendente e inclinação axial -16° apresentou os maiores valores de rugosidade para ambos os valores de balanço de ferramenta testados. Para esta combinação de parâmetros, a força radial atingiu os maiores valores pois esta componente da força atua na direção menos rígida da ferramenta, o que resultou no alto valor de rugosidade obtido. Com a estratégia de corte ascendente e inclinação axial 0° , obteve-se os menores valores de rugosidade e os menores valores de forças radiais. Nas condições utilizadas pelos autores, os valores de rugosidade e de cargas radiais tendem a ser menores em estratégia de corte ascendente que em corte descendente.

KULL NETO *et al.* (2015) analisaram a influência da frequência de entrada de dentes e estratégias de corte na vibração durante a usinagem em alta velocidade com ferramentas delgadas. Os autores usinaram a mesma superfície descrita no trabalho anterior com a mesma ferramenta. E mesmas condições de usinagem. Foram utilizados dois valores de balanço de ferramenta, 97 mm e 112 mm para simular operações de usinagem de cavidades de diferentes profundidades. Mediram-se as respostas FRF's com acelerômetro para determinação das frequências naturais do sistema para ambos os valores de balanço de ferramenta. As frequências de ressonância do sistema medidas foram utilizadas para determinação das rotações do eixo-árvore, pois a frequência de entrada de dentes (f_{ed}) é a principal frequência excitação em processos de fresamento, e é relacionada à rotação do eixo-árvore e ao número de dentes da ferramenta. Após a determinação das frequências de ressonância do sistema, determinou-se o critério de determinação das rotações baseados nos picos do gráfico FRF: f_{ed1} correspondendo a 60% da frequência de ocorrência do primeiro pico; $f_{ed 2}$ correspondendo a 80% da frequência de ocorrência do primeiro pico; $f_{ed 3}$ correspondendo a 100% da frequência de ocorrência do primeiro pico; $f_{ed 4}$ correspondente à menor frequência entre os dois primeiros picos e $f_{ed 5}$ correspondendo à frequência do segundo pico, que resultaram as respectivas rotações: 7.006,4 rpm, 9.421,8 rpm, 11.777,3 rpm, 15.468,8 rpm e 19.984 rpm para balanço de ferramenta 97 mm e 6.644,7 rpm, 8.859,6 rpm, 11.074,5 rpm, 15.468,8 rpm e 18.105 rpm para balanço de ferramenta 112 mm. As estratégias de corte

(ascendente, descendente e ângulos de inclinação) foram as mesmas do trabalho de KULL NETO et al (2016) já citado e usaram o critério de análise de valores de pico das componentes de força. Os autores concluíram que o aumento do balanço de ferramenta promoveu uma diminuição pequena da frequência natural do sistema, mas com efeitos pouco significantes na rugosidade da superfície usinada. Contrariamente às expectativas dos autores, a rotação relativa à frequência de entrada de dentes a 100% da frequência natural do primeiro pico das curvas FRF não resultou em rugosidade com considerável diferença em relação às demais rotações. Os autores concluíram que o fator mais importante para a determinação de rugosidade da superfície usinada é a estratégia de corte. A estratégia descendente resultou em menores valores de rugosidade R_a e em menores variações na força radial, que é a componente da força de corte responsável pela deflexão da ferramenta e, conseqüentemente, a vibração influente na rugosidade da superfície usinada.

SCANDIFFIO *et al.* (2016) analisaram estratégias de usinagem em alta velocidade de material em aço AISI D6 endurecido a 60 HRC. Os autores utilizaram ferramenta de metal duro com tamanho de grão submicrométrico e cobertura TiAlN de 16 mm de diâmetro de nas duas fases de experimentos: cópia de um perfil de um quarto de círculo com raio de 27 mm e cópia de superfície plana inclinada. Para a primeira fase de ensaios, os autores utilizaram como estratégia de trajetória de ferramenta o corte ascendente e estratégia de trajetória de ferramenta descendente. Para a segunda fase de ensaios, o corpo de prova com superfície plana foi, juntamente com a mesa do centro de usinagem, inclinado a 5° , 45° e 85° em relação à posição neutra da mesa do centro de usinagem. Os autores utilizaram rotação de 7.162 rpm, sobremetal de 0,2 mm, avanço por dente de 0,1 mm/dente e incremento radial de corte de 0,3 mm. Concluíram que, para a usinagem da superfície circular, a vibração foi mais intensa com a estratégia ascendente, que resultou em alta rugosidade e baixa vida da ferramenta. Já na estratégia descendente houve menos vibração e, conseqüentemente, menor rugosidade na superfície usinada e maior vida da ferramenta. Na usinagem de superfície plana, as inclinações de 45° e 85° não indicaram influência de velocidade de corte na vida de ferramenta. Entretanto, devido à menor estabilidade do sistema (maior flexão da ferramenta), a vida de ferramenta foi menor que a observada para a inclinação de 5° .

CASTANHERA (2015) analisou a usinagem em alta velocidade de corte para uma superfície de um quarto de círculo, com raio 27 mm, de material AISI D6 endurecido a 60 HRC, com ferramenta de metal duro com grão submicrométrico e cobertura TiAlN em camada única. Foram utilizadas as estratégias de trajetória de ferramenta ascendente e descendente e três valores de inclinação axial (*tilt angle*): 16° , 0° e -16° . As medições de

rugosidade ocorreram em três posições da peça com ângulos de posição radial: 5° , 45° e 85° a partir do ponto em que o contato da ferramenta com a superfície usinada ocorre com o diâmetro efetivo máximo. Utilizou-se a rotação do eixo-árvore de 11.075 rpm, sobremetal de 0,2 mm, avanço por dente de 0,1 mm/dente e incremento radial de 0,3 mm. Na primeira fase de ensaios, realizaram-se ensaios comparativos entre as estratégias de trajetória de ferramenta e inclinação de ferramenta. Na segunda fase do ensaio, analisou-se a vida de ferramenta relacionada às estratégias de trajetória de ferramenta e inclinações axiais. A autora concluiu que a inclinação inadequada pode ser ruim para a rugosidade da superfície usinada. Na primeira fase de ensaios, a estratégia de corte descendente com inclinação axial de 0° e a estratégia de corte ascendente com inclinação axial de -16° apresentaram os menores valores e comportamentos de rugosidade. A estratégia de trajetória de ferramenta descendente e inclinação axial 0° apresentou a maior vida de ferramenta com valores baixos de rugosidade durante toda a vida de ferramenta. A vibração causada pela força radial apresentou influência no comportamento da rugosidade. As estratégias de trajetória de ferramenta ascendentes apresentaram menor vida de ferramenta, com influência da inclinação axial. As estratégias descendentes apresentaram mesma vida de ferramenta, independentemente da inclinação axial.

Nos trabalhos de KULL NETO *et al.* (2015), KULL NETO *et al.* (2016), SCANDIFFIO *et al.* (2016) e CASTANHERA (2015), em que houve estudo de vibração por esforços de corte, houve correlação entre altas dispersões observadas para os resultados de parâmetros de rugosidade e altas dispersões observadas para os resultados de forças, especialmente força radial, indicando assim a presença de vibração.

2.4 Perfis de rugosidade

Rugosidade é um dos parâmetros de determinação da qualidade de uma superfície. Em processos HSM, baixos valores de rugosidade são importantes, principalmente quando aplicadas a moldes para fabricação de peças plásticas e a matrizes de estampagem, que são processos finais de fabricação de uma peça. Assim, a rugosidade do molde ou da matriz pode ser reproduzida na peça final produzida.

Os principais parâmetros de rugosidade utilizados para caracterização de superfícies são os parâmetros R_t , R_z , R_a e R_q , amplamente descritos na literatura (NOVASKI (2003),

PRECISION DEVICES (2016) e WHITEHOUSE (2003). Quando estes parâmetros forem medidos tridimensionalmente eles são chamados de S_t , S_z , S_a e S_q .

Para diversas peças, especialmente aquelas produzidas por processos convencionais, estes parâmetros de rugosidade são suficientes. Entretanto, eles podem não representar a totalidade de informações sobre a rugosidade de uma determinada superfície, especialmente quando esta superfície é complexa e apresenta alguma necessidade funcional, como capacidade de armazenar lubrificante, por exemplo. PRECISION DEVICES (2016) apresenta, na figura 2.9, um exemplo de diferentes superfícies que resultam no mesmo valor de rugosidade R_a , mas perfis de rugosidade diferentes e que podem apresentar desempenhos tribológicos diferentes.

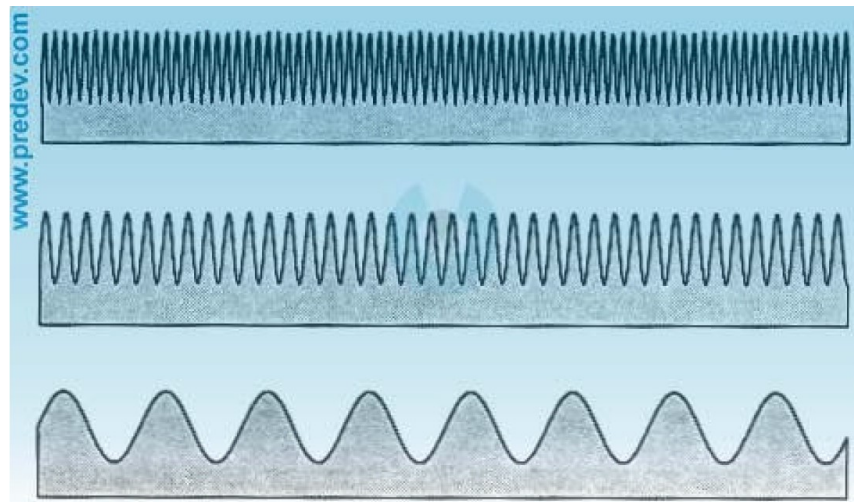


Figura 2.9: Superfícies hipotéticas que apresentam o mesmo valor de R_a (PRECISION DEVICES, 2016).

WHITEHOUSE (2003), IMAGEMET (2016), PRECISION DEVICES (2016) e o manual da fabricante do equipamento utilizado, NANOVEA (2019), apresentam outros parâmetros de rugosidade baseados em função de distribuição de amplitude, estatística, e parâmetros de natureza espacial, que podem ser importantes em algumas ocasiões.

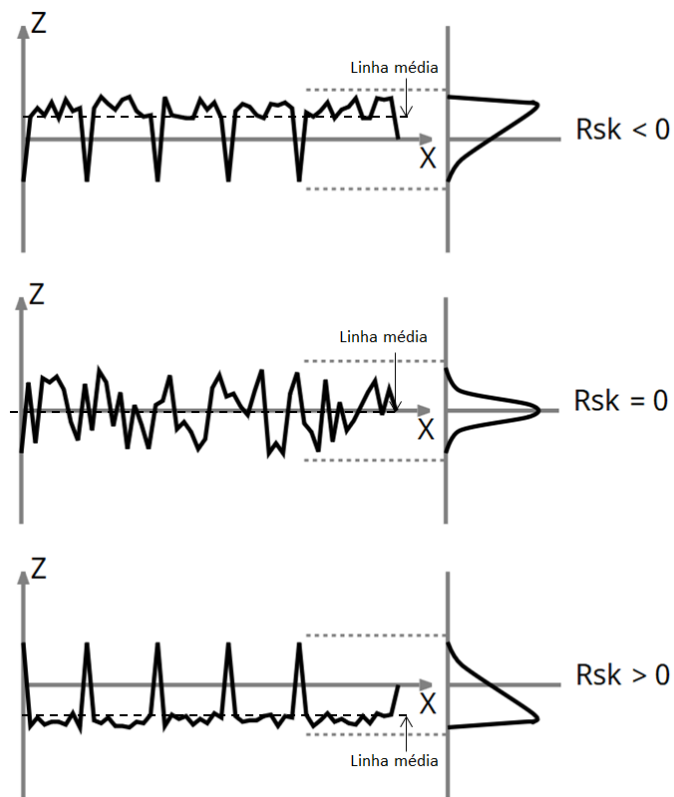
- Parâmetros de natureza estatística:
 - Parâmetro *skewness* R_{sk} (equação 2.4): parâmetro referente à assimetria da medição do perfil de rugosidade. Valores positivos de R_{sk} referem-se a superfícies em que predominam picos acima de platôs, valor zero de R_{sk} refere-se a superfícies com distribuição de picos e vales mais homogênea e aleatória e valores negativos de R_{sk} referem-se a superfícies com maior

predominância de vales abaixo dos platôs. Valores de R_{sk} acima de 1,5, positivo ou negativo, indicam superfície sem forma simples e não recomendada à caracterização com um perfil de rugosidade apenas, como rugosidade R_a (ver figura 2.10a); quando este parâmetro for medido tridimensionalmente ele é chamado de S_{sk} .

$$R_{sk} = \frac{1}{R_q^3} \left[\frac{1}{l_r} \int_0^{l_r} z^3(x) dx \right]$$

Equação 2.4 (MAHR, 2018)

em que l_r é o comprimento de amostragem e $z(x)$ é o valor lido da altura da superfície em um comprimento dentro do comprimento de amostragem.



a) R_{sk} .

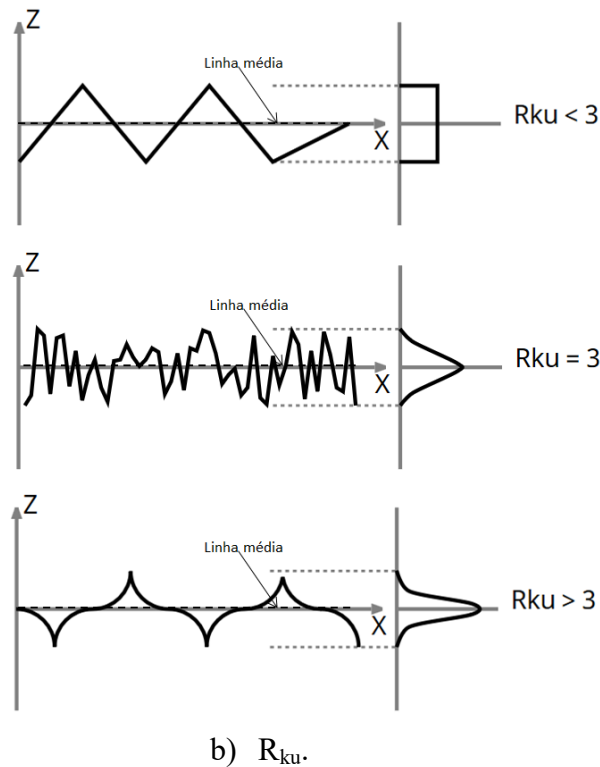


Figura 2.10: Representação de R_{sk} e R_{ku} (adaptado, sem escalas, de MAHR, 2018).

- Parâmetro de curtose R_{ku} (equação 2.5): refere-se à uniformidade da curva da função de distribuição de amplitude dos resultados medidos. Valores iguais a 3 referem-se a perfis com distribuição normal, valores acima de 3 referem-se a perfis com distribuição pontiaguda e valores inferiores a 3 referem-se a análises com distribuição achatada (figura 2.10b); quando este parâmetro for medido tridimensionalmente ele é chamado de S_{ku}

$$R_{ku} = \frac{1}{R_q^4} \left[\frac{1}{l_r} \int_0^{l_r} z^4(x) dx \right] \quad \text{Equação 2.5 (MAHR, 2018)}$$

em que l_r é o comprimento de amostragem e $z(x)$ é o valor lido da altura da superfície em um comprimento dentro do comprimento de amostragem.

Para superfícies complexas, há parâmetros com características estatísticas (em que o parâmetro de rugosidade R_q é um representante) e parâmetros espaciais, por exemplo, os parâmetros da curva de Abbott-Firestone. A curva de Abbott-Firestone indica a textura da superfície de uma peça a partir do pico mais alto até o vale mais profundo da região de amostragem. A curva de Abbott-Firestone é construída a partir de uma função de nível (altura do pico ou vale) em relação ao comprimento medido. É compreendida como amostra acumulativa da função probabilidade do valor da ordenada $Z(x)$, no comprimento de avaliação

(ABNT, 2002), ou seja, uma fração da superfície apresenta o acúmulo de picos e de vales com determinada altura. Assim, esta curva indica, por exemplo, se uma superfície possui mais picos ou em vales, se os picos mais altos são muito mais altos que os demais picos ou se os vales mais profundos são muito mais profundos que os demais vales e quanto da superfície da peça é ocupado pelos picos mais altos, pelos vales mais profundo e pelos picos e vales menores. Os perfis da curva de Abbot-Firestone são baseados na função de distribuição de amplitude (PRECISION DEVICES, 2016), exemplificada na figura 2.11. Na figura 2.12, apresenta-se a curva de Abbot-Firestone do perfil de rugosidade que tem a função de distribuição de amplitude da figura 2.11, com a indicação de que 15% da superfície apresentam picos entre as alturas registradas no eixo y.

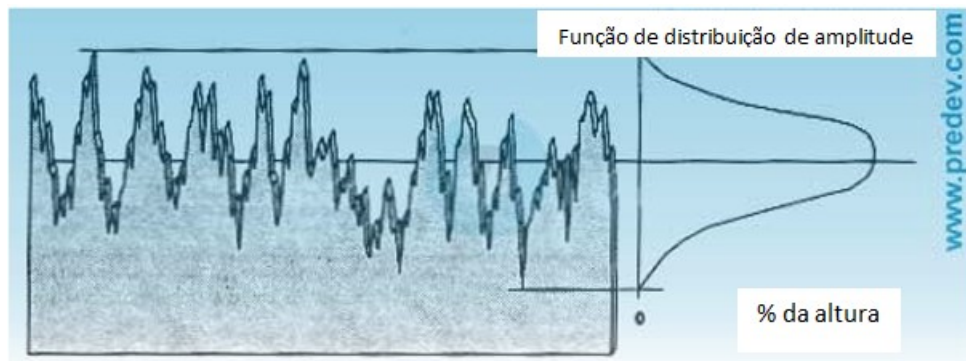


Figura 2.11: Função distribuição de amplitude (PRECISION DEVICES, 2016).

- Principais parâmetros da curva de Abbot-Firestone (parâmetros da curva de apoio, apresentada na figura 2.12):



Figura 2.12: Representação da curva de Abbott-Firestone (PRECISION DEVICES, 2016).

- Proporção de comprimento do perfil, t_p : é a proporção de um comprimento de amostragem em relação ao comprimento total de amostragem;
- Parâmetro R_k (figuras 2.13 e 2.14): altura vertical entre a intersecção das linhas direita e esquerda nos extremos de uma janela mínima de H_{tp} (a diferença de altura entre dois pontos da proporção de t_p , t_{p1} e t_{p2}) de 40%. Refere-se à parte da rugosidade que suportará o carregamento da peça assim que a parte referente a R_{pk} for desgastada; quando este parâmetro é medido tridimensionalmente ele é chamado S_k .
- Parâmetro R_{pk} (figuras 2.13 e 2.14): refere-se à parte da rugosidade com pequenos picos acima do platô da curva de carregamento e é a parte da rugosidade a ser desgastada no início da utilização da peça. Em geral, o valor desejado de R_{pk} deve ser pequeno; quando este parâmetro é medido tridimensionalmente ele é chamado S_{pk} .
- Parâmetro R_{vk} (figuras 2.13 e 2.14): refere-se à parte da rugosidade com pequenos vales abaixo do platô da curva de carregamento e é a parte da rugosidade responsável pela retenção de lubrificantes na superfície; quando este parâmetro é medido tridimensionalmente ele é chamado S_{vk} .

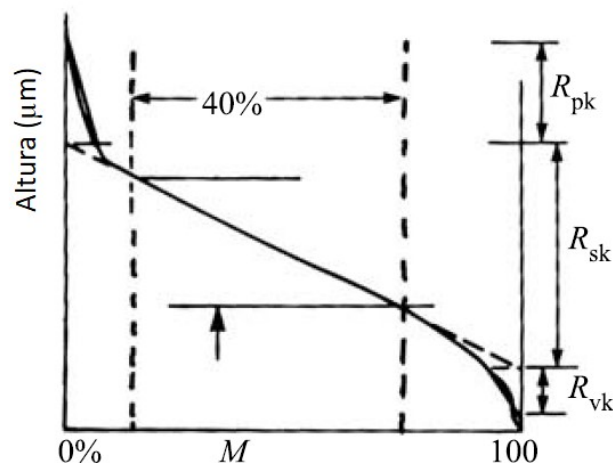


Figura 2.13: Representação de parâmetros R_{pk} , R_{sk} e R_{vk} (WHITEHOUSE, 2003).

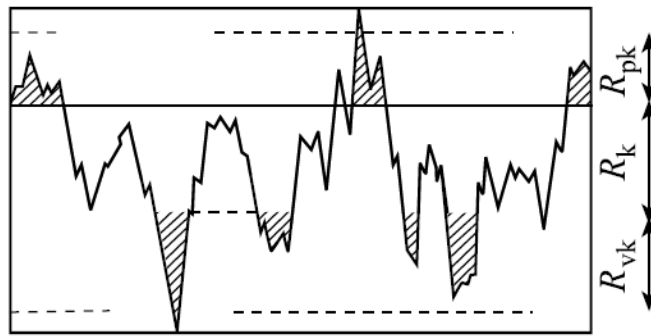


Figura 2.14: Representação no perfil de rugosidade de parâmetros R_{pk} , R_{sk} e R_{vk} (WHITEHOUSE, 2003).

2.5 Materiais de moldes e matrizes

O desenvolvimento de aços ferramenta foi feito de maneira empírica, desde a Revolução Industrial até meados do século XX, sempre visando o aumento da vida das ferramentas fabricadas. Após este período, com o avanço dos conhecimentos em desenvolvimento de materiais, a inovação em aços ferramenta originou diversos materiais com características específicas e para tratamentos específicos. Não apenas a vida de ferramenta foi aumentada, mas também as solicitações, em termos de esforços de trabalho (corte ou conformação, por exemplo), como resultado do desenvolvimento de aços de maior desempenho. Os primeiros aços ferramentas desenvolvidos tinham como função o trabalho a quente. Os primeiros aços para trabalho a frio foram considerados como evolução dos aços de trabalho a quente. Os aços ferramenta em geral são classificados em série, sendo os aços da série D considerados os primeiros aços desenvolvidos para trabalho a frio, no início do século XX. COSTA E SILVA e MEI (2013) apresentam a classificação AISI dos aços ferramenta:

- Série W: aços temperáveis em água;
- Série S: aços resistentes ao choque mecânico e à fadiga;
- Aços para fins especiais:
- L: tipo baixa liga;
- F: tipo carbono-tungstênio;
- P: aços para moldes;
- Aços para trabalho a frio:

- O: aços temperáveis em óleo;
- A: aços de liga média, temperáveis ao ar;
- D: aços alto carbono, alto cromo;
- Aços para trabalho a quente:
- H1 a H19: aços ao cromo;
- H20 a H39: aços ao tungstênio;
- H40 a H59: aços ao molibdênio;
- Aços rápidos:
- T: aços ao tungstênio;
- M: aços ao molibdênio.

Os aços ferramenta em geral apresentam elementos de liga que proporcionam as propriedades mecânicas desejáveis para a aplicação, como tenacidade e resistência mecânica alta (em comparação aos aços carbono mais comuns). Aços ferramenta com altos teores de carbono necessitam de cuidado adicional no processamento para que a formação de carbonetos e a microestrutura geral, especialmente a matriz martensítica, não fragilizem o material, dificultando a utilização na manufatura. Para aços ferramenta de trabalho a frio, a melhor microestrutura apresenta carbonetos fina e homogênea dispersos em matriz de martensita revenida. Estes aços em geral apresentam alta temperabilidade, com baixa ocorrência de distorções, elevada dureza, temperaturas relativamente baixas de austenitização e boa resistência ao desgaste (COSTA E SILVA e MEI, 2013; SENAI, 2015).

Os aços para trabalho a quente, da série H, como o material dos corpos de prova deste trabalho, apresentam como propriedades a alta resistência à deformação em alta temperatura, resistência ao impacto, resistência à erosão, resistência à distorção em tratamento térmico, resistência a trincas a quente e boa usinabilidade. Estes aços são aplicados principalmente na fabricação de moldes para fundição sob pressão de metais não ferrosos e em matrizes e punções a quente. (ASM 1995a, 1995b; COSTA E SILVA e MEI, 2013; MURAKAMI, 2002; NOVOTNY, 2001; SENAI, 2015).

2.6 Tratamentos termoquímicos, coberturas e lubrificantes em moldes e matrizes

Segundo COSTA e SILVA e MEI (2013) e ASM (1995c, 1995d), a utilização de tratamentos termoquímicos em peças matrizes objetiva o aumento da dureza e da resistência ao desgaste na superfície com a manutenção da tenacidade e da dureza do núcleo da matriz. Existem diversos tipos de tratamentos termoquímicos para diferentes necessidades. A faixa de temperatura em que os tratamentos termoquímicos são realizados é de 300°C a 1200°C, faixa na qual ocorre a difusão dos elementos do meio para a superfície da peça ou matriz. Os processos mais utilizados são cementação, nitretação, cianetação, carbonitretação, nitrocarbonetação, boretação e termorreação. Aqui se comentar sobre os tratamentos utilizados neste trabalho.

Um tratamento termoquímico de interesse neste trabalho é a nitretação, que gera a formação de uma camada dura de nitretos. Os processos de nitretação ocorrem em temperaturas geralmente entre 500°C e 570°C, sem necessidade de têmpera posterior para endurecimento da camada nitretada. COSTA e SILVA e MEI consideram como razões para a utilização do processo de nitretação:

- Obtenção de camadas de dureza de até 70 HRC com alta resistência ao desgaste;
- Melhoria da resistência à fadiga e à corrosão (exceto em aços inoxidáveis);
- Obtenção de superfície resistente ao amolecimento por aquecimento até temperaturas próximas à de nitretação.

A nitretação pode gerar fases de acordo com o teor de nitrogênio absorvido. De acordo com ASM (1995a, 1995b, 1995c, 1995d, 1995e), as fases formadas durante a nitretação são: γ Fe, estrutura CFC e teor de nitrogênio de 0% a 2,8%; α Fe, estrutura CCC e com teor de nitrogênio de 0% a 0,1%; γ' (Fe_4N), estrutura CFC e teor de nitrogênio de 5,7% a 5,9%; ϵ (Fe_{2-3}N), estrutura HC e teor de nitrogênio de 4% a 11% e; Fe_2N , estrutura ortorrômbica e teor de nitrogênio de 11,1%.

Os processos de nitretação podem ser classificados como:

- Nitretação a gás: a peça ou matriz é submetida ao aquecimento entre 500°C e 550°C em ambiente com atmosfera de amônia, podendo ocorrer em estágio único (com a possibilidade de formação de camada branca quebradiça) ou em estágio duplo (que minimiza ou elimina a camada branca). É recomendado que o aço a ser nitretado possua alumínio ou cromo como elementos de liga e não é recomendada a nitretação a gás para aços carbono. Pode aumentar as dimensões da peça em até 0,5 $\mu\text{m}/\text{mm}$ de comprimento e 1,5 $\mu\text{m}/\text{mm}$ de diâmetro;

- Nitretação líquida: a peça ou matriz é aquecida a temperaturas entre 500°C e 570°C em banho de sais não tóxicos de cianetos, possibilitando a adição de carbono ao aço durante o processo. Este processo permite o tratamento de aços para os quais a nitretação a gás não é recomendada, porém a espessura da camada nitretada é menor que a camada obtida pelo processo a gás;
- Nitretação iônica ou a plasma (*glow discharge*): ocorre em câmara a vácuo, em que o plasma é criado pela aplicação de campo elétrico e os íons de nitrogênio são acelerados em direção à superfície de aplicação da nitretação. O bombardeio de íons aquece e limpa a superfície nitretada, além de fornecer nitrogênio para a absorção do aço. Provoca menores distorções na peça e permite melhor controle tanto da espessura quanto da composição das fases da camada nitretada, que pode apresentar duas regiões distintas: região branca (frágil, mas com maior resistência ao desgaste) e região de difusão. Os elementos de liga do aço não interferem na dureza da camada branca, formada pela fase γ' (Fe_4N) (mais tenaz), podendo ocorrer a presença da fase ε (Fe_{2-3}N) (mais resistente ao desgaste e à fadiga). Na região de difusão, há o endurecimento por solução sólida intersticial (nitrogênio ocupando os interstícios na matriz de ferro) e por endurecimento por precipitação pela formação dos nitretos finamente dispersos e coerentes com a matriz. Pré-tratamentos como jateamento com areia ou com esferas de vidro podem aumentar os efeitos desejados da nitretação a plasma, por aumentarem a energia livre na superfície que receberá o tratamento, auxiliando a difusão do nitrogênio, o que reflete em camadas mais finas e com maior resistência ao desgaste e à corrosão (ASM 1995c, 1995d; MIAO *et al.*, 2017 e BIEHLER *et al.*, 2017).

BORGIOIOLI *et al.* (2016) estudaram os efeitos da nitretação a plasma em aços inoxidáveis das séries 200 e 300, em processos em baixas temperaturas. Os autores utilizaram corpos de prova prismáticos, não retificados ou polidos, de aços AISI 202, AISI 304L e AISI 316L, nitretados a plasma em temperaturas de 400°C e 430°C, com pressão de 1.000 Pa durante 5 h. Concluíram que a temperatura em que o processo ocorre interfere na formação da camada nitretada, com o aumento da resistência à corrosão. Em aços inoxidáveis, fases distintas podem ocorrer, com nitretos de cromo sendo formados, o que pode reduzir a resistência à corrosão. A temperatura em que a nitretação a plasma ocorre influencia a espessura dos nitretos formados, de modo que no processo a 400°C a resistência à corrosão foi aumentada, mas o processo a 430°C reduziu a resistência à corrosão dos corpos de prova de aço AISI 202.

Outro tratamento termoquímico de interesse neste trabalho é a nitrocarbonetação. Pode ser classificada como nitrocarbonetação ferrítica, oxinitrocarbonetação e nitrocarbonetação austenítica, realizada em temperaturas que promovem a transformação austenítica do aço utilizado, o que permite, devido ao resfriamento no tratamento térmico, a formação, na camada subsuperficial, de martensita revenida e bainita, de elevada dureza. Na nitrocarbonetação ferrítica, ocorre a adição conjunta de nitrogênio e carbono ao material, com a formação da região branca para melhorar a resistência ao desgaste. O processo pode ser realizado a gás, com banho de sais não tóxicos e a plasma. A nitrocarbonetação a gás é realizada com temperatura próxima a 570°C por cerca de 1h a 3h e resfriado em óleo, visando o endurecimento por solução sólida na matriz e a formação da região branca composta por nitretos, carbonetos e nitrocarbonetos. Em aços de alto carbono, é possível a ocorrência de descarbonetação da matriz, com migração do carbono para a camada nitrocarbonetada, sem consequências para as propriedades da camada ou da matriz. As fases presentes no diagrama Fe-N-C que podem ser formadas pela nitrocarbonetação a gás são: carbonitreto fase ϵ ($\text{Fe}_x\text{N}_y\text{C}_z$), cementita Fe_3C e; o nitreto γ' (Fe_4N). Na nitrocarbonetação a plasma, o processo é semelhante ao processo de nitretação a plasma, adicionando-se pequena concentração (até 2,5%) de CO_2 na atmosfera. É desejada a formação exclusiva da fase ϵ ($\text{Fe}_x\text{N}_y\text{C}_z$), mas a fase γ' (Fe_4N) e a fase cementita Fe_3C podem surgir. O controle da camada é mais difícil que no processo de nitretação a plasma (COSTA e SILVA e MEI, 2013). Um processo conhecido como Tenifer[®], realizado em banho de sais, oferece como vantagem menor distorção geométrica da peça tratada, menores custos e menor tempo de tratamento. Entretanto, não permite que superfícies da peça sejam tratadas separadamente, o que é possível na nitrocarbonetação a plasma (HIRSCHHEIMER et al. 2017). Os sais utilizados no processo Tenifer[®] são classificados como TF1 (composto por cianetos e cianatos), REG1 (sal regenerador) e AB1 (utilizado em resfriamento, quando necessário) (DURFERRIT, 2018).

SOHI *et al.* (2010) avaliaram a influência da temperatura no comportamento do desgaste de corpos de prova de material AISI 4140 temperados e revenidos submetidos a nitrocarbonetação a plasma. Compararam o desgaste de corpos não tratados termoquimicamente com outros submetidos a processos de nitrocarbonetação a plasma em temperaturas de 530°C, 570°C e 630°C. O comportamento do desgaste foi avaliado após ensaios do tipo pino sobre disco. Concluíram que a nitrocarbonetação reduz o coeficiente de fricção e a temperatura influencia na formação e crescimento das fases ϵ e γ' , especialmente da fase ϵ . O processo em temperatura de 570°C resultou em melhor comportamento ao

desgaste, por apresentar a maior dureza da camada nitrocarbonetada e resultou no menor coeficiente de fricção dentre os corpos de prova nitrocarbonetados.

MARUŠIĆ *et al.* (2006) analisaram os efeitos da nitrocarbonetação realizada por processo Tenifer[®] e oxinitrocarbonetação em corpos de prova de aço carbono tipo C45 e compararam os resultados com corpos de aço inoxidável tipo X5 CrNi18–10 em relação à resistência à corrosão. Os corpos do aço carbono, retificados com classe de rugosidade N5 e quimicamente decapados, foram submetidos a tratamento nas etapas (figura 2.15): 1 – preaquecimento a 350°C por 30 minutos e posterior nitrocarbonetação a 580°C em banho de sal TF1 (Tenifer[®]), sendo divididos em dois grupos; 2 – corpos do grupo de nitrocarbonetação foram resfriados em água, da maneira tradicional do processo Tenifer[®] e; 3 – corpos do grupo nitrocarbonetados com oxidação posterior foram submetidos a banho de sal AB 1 por 10 minutos a 350°C e posteriormente resfriados em água em temperatura ambiente (oxinitrocarbonetação). Os autores realizaram ensaios de resistência à corrosão com solução de cloreto de sódio com eletrólise. Concluíram que a aplicação do processo Tenifer[®] para a nitrocarbonetação de corpos de aços carbono pode ser viável para o aumento da dureza superficial e para incremento das propriedades e resistência à corrosão. Os tratamentos termoquímicos apresentaram a tendência de aumento da rugosidade dos corpos de prova, sobretudo o tratamento de oxinitrocarbonetação, devido às reações químicas envolvidas no processo ocorridas na superfície dos corpos de prova. Concluíram ainda que os tratamentos termoquímicos ensaiados permitiram que os parâmetros eletrolíticos envolvidos na resistência à corrosão dos corpos de prova de aço carbono se assemelhassem aos parâmetros envolvidos na resistência à corrosão do aço inoxidável analisado.

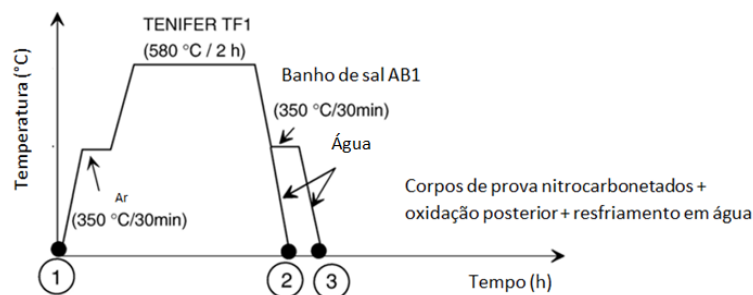


Figura 2.15: Procedimento de nitrocarbonetação e oxinitrocarbonetação de MARUŠIĆ *et al.* (2006).

Já a utilização de coberturas duras em matrizes apresenta como objetivos o aumento de vida da matriz, melhor qualidade superficial das peças conformadas, redução de custos e

incremento de produtividade. A utilização de camadas de coberturas em moldes e matrizes pode também otimizar o uso de lubrificantes, com maior vida da matriz (NÖBAUER, 2006). Entretanto, a utilização de tratamentos termoquímicos, como a nitretação, pode ser preferível à utilização de coberturas de acordo com a aplicação necessária, como processos sujeitos à fadiga térmica (QUAEYHAEGENS *et al.*, 1996).

CORA *et al* (2012) analisaram o efeito de coberturas em matrizes de estampagem de alguns tipos de aço com tratamento térmico. Os autores utilizaram as seguintes combinações de substrato e cobertura: 1 – aço DC 53 com nitretação por difusão térmica, 2 – aço DC 53 com nitretação + cobertura de TiCN (PVD – *Physical Vapour Deposition*); 3 – aço DC 53 com cobertura de TiCN (PVD); 4 – aço DC 53 com coberturas de TiC + TiCN + TiN (CVD – *Chemical Vapour Deposition*); 5 – aço SKD 11 com nitretação por difusão térmica; 6 – aço DRM 3 com nitretação por difusão térmica e 7 – aço DRM 51 com nitretação por difusão térmica. Os autores mensuraram as rugosidades S_a e S_q das matrizes na região de maior ocorrência do desgaste, antes dos ensaios e depois dos ensaios de estampagem e verificaram aumentos nos valores de ambos os parâmetros para todas as matrizes ensaiadas na região mais desgastada da superfície. Concluíram que os aços DRM 3 e DRM 51 apresentaram melhor desempenho de resistência ao desgaste entre os aços com cobertura por difusão térmica e que não houve significativa diferença entre a resistência ao desgaste entre as matrizes com diferentes tipos de cobertura com método PVD.

Uma possibilidade de aumento significativo de resistência ao desgaste pode ser obtida com a combinação de tratamento termoquímico e cobertura PVD. CHEN *et al.* (2015) analisaram os efeitos de nitrocarbonetação a plasma prévia em corpos de prova de aço ferramenta de trabalho a frio SDK11 endurecido a 59 HRC e submetidos a cobertura PVD de AlCrN. O ensaio de resistência ao desgaste ocorreu em sistema bola e disco. Os autores concluíram que o processo de nitrocarbonetação, anterior à aplicação da camada, pode incrementar a resistência ao desgaste da peça e as propriedades mecânicas e tribológicas da superfície.

2.7 Desgastes, avarias e falhas em moldes e matrizes

JHAVAR *et al.* (2013) consideram que o primeiro critério de seleção de um aço ferramenta deve ser a análise das propriedades mecânicas necessárias à peça fabricada. Como

segundo critério de seleção, os autores recomendam a análise da manufatura do material, como usinabilidade, dureza, polibilidade e estabilidade dimensional. Consideram que materiais sujeitos a diferentes condições de serviço resultam em diferentes tipos de falha de moldes e matrizes, considerando falha como deterioração do desempenho devido à alterações na forma, dimensões e propriedades mecânicas. Os autores reportam as causas de falha de moldes e matrizes da seguinte maneira:

- Contribuem para falhas catastróficas:
 - Falhas devido a projeto incorreto como raios, chanfros, entalhes inadequados e mudanças drásticas em seção transversal da peça, que podem resultar em pressão de contato além da capacidade do material e influenciar negativamente o comportamento em fadiga;
 - Atuação com condições inadequadas, como tensão e força superiores à capacidade do molde ou da matriz, problemas durante o processo (falta de eletricidade, problemas com refrigerante ou lubrificante, etc.);
 - Armazenamento impróprio, que pode resultar em reações físico-químicas inadequadas, alteração da microestrutura e corrosão da matriz, e;
 - Falhas por manuseio incorreto do molde ou matriz e transporte inadequado, com a ocorrência de choques mecânicos e/ou térmicos.
- Falhas de manufatura: ocorrem por não conformidades durante o processo ou por problemas dos materiais. Envolvem também ocorrências de defeitos na produção da matéria-prima, manufatura (usinagem) do molde ou matriz e problemas com tratamento térmico do molde ou da matriz. O tratamento térmico inadequado pode resultar em diminuição de resistência à fadiga, diminuição de tenacidade e fragilização do material. Acabamento inadequado, como, por exemplo, usinagem em direção errada gerando perfil inadequado de rugosidade ou retificação incorreta, pode resultar em lubrificação deficiente, propiciando pequenas trincas que se propagam e resultam em falha do molde ou matriz.
- Falhas operacionais: são as principais causas de falhas de moldes e matrizes. São relacionadas às aplicações da matriz. Matrizes de trabalho a quente falham por trincas a quente, fadiga térmica, oxidação e corrosão, devido ao ciclo de aquecimento e resfriamento adicionado à carga mecânica. Já matrizes de trabalho a frio falham pelo impacto e por trincas de fadiga iniciadas em regiões de concentração de tensão.

EBARA *et al* (2009) analisaram a diferença entre falhas catastróficas de alguns aços para matrizes de forjamento a frio. As falhas foram diferenciadas como falhas por impacto e falhas por fadiga. Os autores constataram, utilizando ensaios Charpy, que os aços ferramenta de forjamento a frio são sensíveis à perda de tenacidade com o aumento de dureza, com a superfície de fratura apresentando características de fratura frágil ao invés de características de fratura dúctil. Constataram semelhantes características nas superfícies submetidas à fratura por fadiga em ensaios de três pontos, em que os corpos de prova são apoiados nas extremidades (que aplicam a rotação no eixo dos corpos de prova) e a carga aplicada no meio de seu comprimento. Concluíram ainda que há correlação entre a tenacidade dos aços para fabricação de matrizes de forjamento a frio em situação de impacto com a tenacidade em situação de fadiga para valores semelhantes de dureza.

A falha não é o único fenômeno que ocorre em matrizes. O desgaste é fator relevante por ser também um fator de final de vida dessas ferramentas. JHAVAR *et al.* (2013) estimaram, por elementos finitos, os mecanismos de evolução do desgaste da matriz em processos de conformação plástica. O desgaste apresenta-se como o fenômeno mais comum que ocorre devido à interação de duas ou mais superfícies em contato. Causa a deformação e eliminação de elementos superficiais, como resultado de ação mecânica e é influenciado por diversos fatores, como geometria da matriz, condições ambientais em que a matriz trabalha, impurezas superficiais ou pressão e temperatura de trabalho. Na conformação de materiais dúcteis, o desgaste inicia-se com uma erosão causada por deformação plástica da superfície da matriz, com movimentação e criação de discordâncias. Em trabalho a quente, o tempo de contato, a temperatura, a formação de óxidos e a pressão de trabalho facilitam a deformação plástica. Já as trincas a quente se formam também por fadiga térmica, com formação de gradiente de tensões residuais de origem térmica e podem alcançar longos comprimentos (em comparação a outros tipos de trincas). Em trabalho a frio, especialmente devido à alta dureza e baixa ductilidade, há pouca deformação plástica do material e o desgaste inicia-se com arrancamento de material via quebra, lascamento de pequenas porções do material, com as trincas originando-se destas quebras e lascamentos.

A figura 2.16 apresenta uma compilação de danos a superfícies de moldes e matrizes. A figura 2.17 apresenta o início da ocorrência do desgaste em matrizes feitas de material dúctil e em matrizes feitas de material endurecido, frágil, por JHAVAR *et al.* (2013).

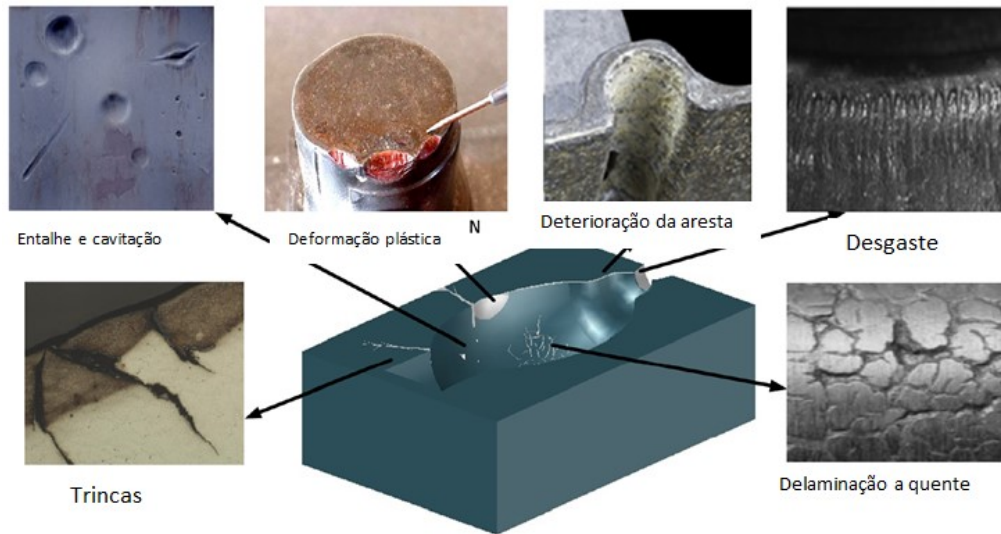
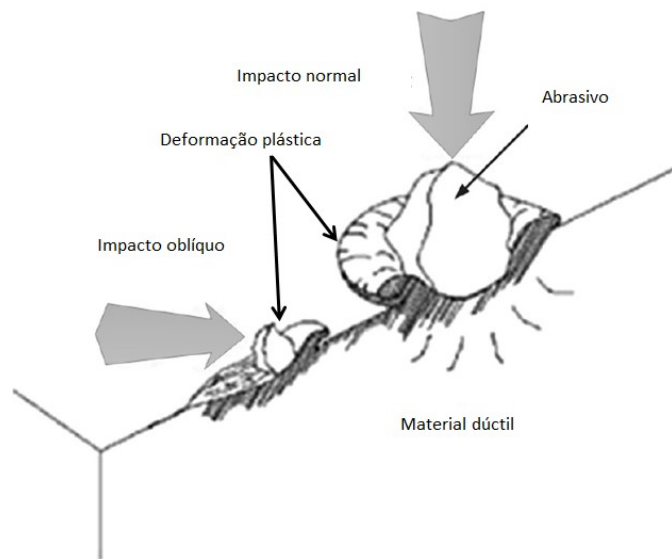
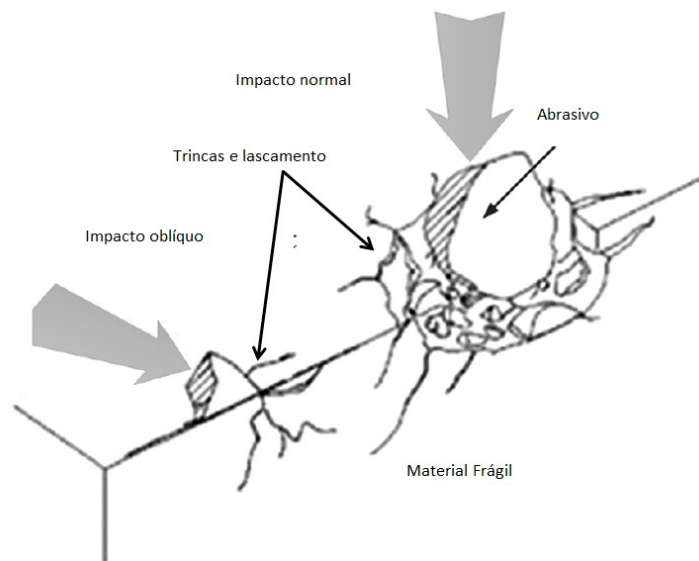


Figura 2.16: Mecanismos de danos a superfícies de moldes e matrizes, por JHAVAR *et al.* (2013).



a) Início de desgaste em material dúctil.



b) Início de desgaste em material frágil.

Figura 2.17: Início de desgaste em superfícies de moldes e matrizes, por JHAVAR *et al.* (2013).

HUSSEIN e EL-AWADY (2016) analisaram a influência de carregamentos cíclicos sobre a rugosidade de um cubo de dimensões nanométricas (tipo nanocristal), para analisar possíveis fenômenos que ocorrem em maior escala em matrizes de conformação. Os autores simularam carregamentos mecânicos cíclicos para estudarem o deslocamento de discordâncias utilizando dados do metal níquel, Ni, com diversos valores de carregamento em um nanocristal cúbico de superfície inicialmente lisa. Os autores utilizaram cristais de diferentes tamanhos de grão e diferentes valores de densidade de discordâncias. Concluíram que cristais de maior tamanho apresentaram maior homogeneidade de concentração de discordâncias e, conseqüentemente, de deformação plástica. Já os cristais de menor tamanho apresentam maior heterogeneidade da concentração de discordâncias e de deformação plástica, o que afetou a rugosidade do nanocristal. Concluíram também que o número de ciclos influencia o fluxo das discordâncias e a concentração elevada das discordâncias pode auxiliar a formação da trinca inicial da fadiga.

GRONOSTAJSKI *et al.* (2016) analisaram a evolução de desgaste de uma matriz de trabalho a quente produzida de aço H13, endurecido entre 1.100 HV e 1.200 HV. Esta matriz conformou uma peça de aço 1.7147. Os autores mediram o desgaste na matriz após o forjamento de 500, 1850, 4300 e 6900 peças. Inicialmente, a temperatura estava em aproximadamente 1150°C e, com a lubrificação por suspensão de grafite, as temperaturas de trabalho chegaram a 500°C (primeira etapa), 250°C (segunda etapa) e 250°C (terceira etapa).

O valor máximo de tensão encontrado nos experimentos foi de 1.000 MPa. Os autores concluíram que a rede de trincas na matriz foi o fator mais adverso na deterioração da superfície e fragilização do material. A evolução do desgaste apresentou três fases: a primeira fase com crescimento acentuado, a segunda fase com crescimento aproximadamente constante e a terceira fase, com crescimento acelerado até o final da medição. Os autores concluíram que diversos mecanismos de falha ocorreram simultaneamente, em diversas regiões da ferramenta, sendo os mecanismos as trincas termomecânicas, desgaste por abrasão e adesão de material e deformação plástica da matriz. A figura 2.18 apresenta imagens da região de maior desgaste. A figura 2.19 apresenta a distribuição do desgaste e a figura 2.20 apresenta a evolução do desgaste na região de maior concentração de desgaste, em uma simulação, na área transversal do perfil da matriz.

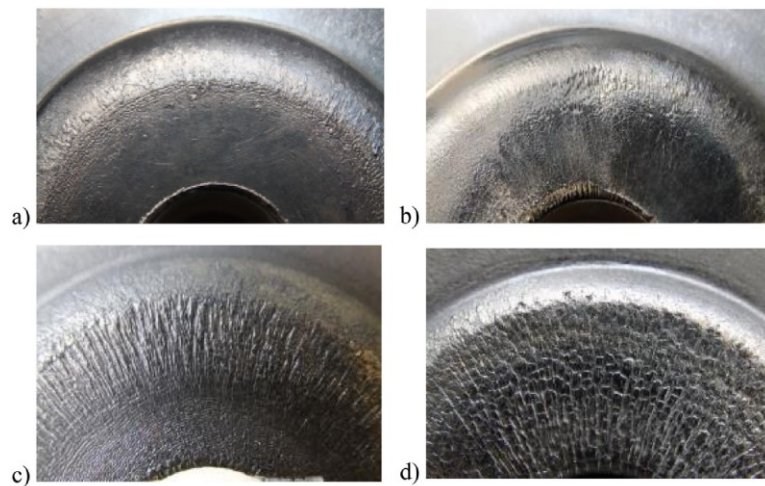


Figura 2.18: Imagens da região de maior incidência do desgaste obtidas por GRONOSTAJSKI *et al.* (2016) após o forjamento de a) 550 peças, b) 1850 peças, c) 4300 peças e d) 6900 peças.

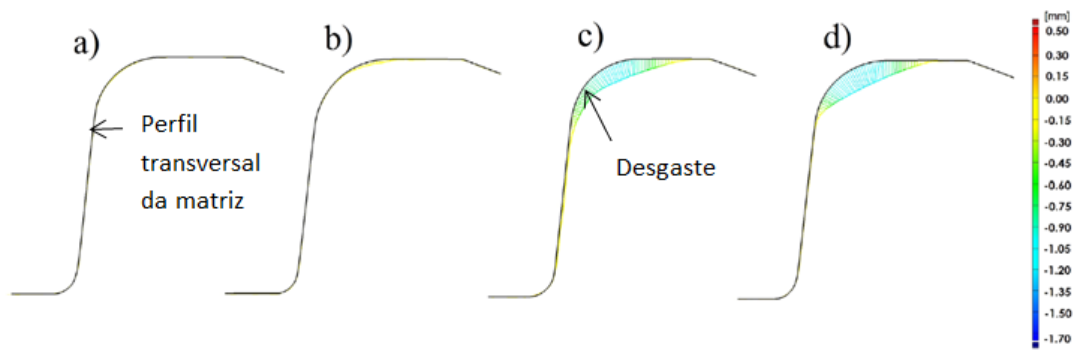


Figura 2.19: Distribuição, na área transversal da matriz, do desgaste estimado por GRONOSTAJSKI *et al.* (2016) após o forjamento de a) 550 peças, b) 1850 peças, c) 4300 peças e d) 6900 peças.

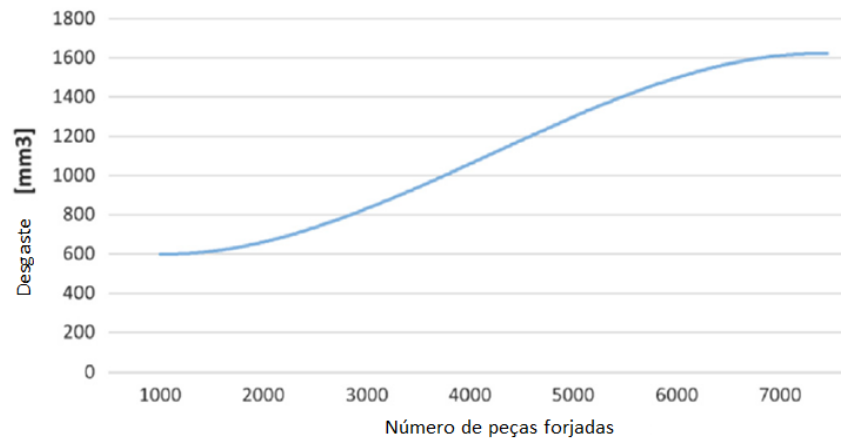


Figura 2.20: Evolução do desgaste da matriz de GRONOSTAJSKI *et al.* (2016).

2.8 Influência de estratégias de usinagem na superfície e na vida de matrizes

HIOKI *et al* (2013) analisaram a influência dos parâmetros de corte em HSM nas características de integridade superficial de uma peça plana de aço H13 endurecido a 565 HV. Os autores utilizaram uma fresa esférica, do tipo *ball nose* (ponta esférica), com velocidades de corte de 150 m/min (condições 1, 6, 10 e 13) e 300 m/min (condições 4, 7, 11 e 16), valores de incremento radial de corte a_e de 0,35 mm (condições 1, 4, 10 e 11) e 0,95 mm (condições 6, 7, 13 e 16), incremento axial de corte a_p de 0,2 mm (condições 1, 6, 10 e 13) e 0,4 mm (condições 4, 7, 11 e 16), avanço por dente f_z de 0,05 mm/dente (condições 1, 4, 6 e 7) e 0,25 mm/dente (condições 10, 11, 13 e 16). Utilizaram como estratégias de trajetória de

ferramenta o corte ascendente e o corte descendente, contornando o perfil. Os autores concluíram que os parâmetros de incremento radial de corte a_e e o avanço por dente f_z apresentaram maior influência na produção da textura superficial, com baixos valores de incremento radial de corte a_e apresentando baixos valores de rugosidade. As condições 10 e 11 apresentaram marcas com geometria circular na superfície, pois os parâmetros a_e e f_z apresentaram valores próximos. O aumento do incremento axial de corte a_p aumentou a espessura da camada branca e a dureza superficial da peça usinada e o aumento do avanço por dente f_z diminuiu a espessura da camada branca e da dureza superficial. A velocidade de corte v_c induziu a uma queda na tensão residual compressiva. Já o incremento radial de corte a_e não apresentou significativa influência nos valores de espessura da camada branca e dureza superficial da peça. Os autores concluíram que a usinagem em alta velocidade é capaz de alterar a integridade da superfície de uma peça, mesmo com o uso de ferramentas sem desgaste. A vida das superfícies, estudada por ensaio de pino-placa, em que o pino se deslocava apenas em um sentido, sem deslocamento lateral, foi inversamente proporcional ao valor de S_q e a combinação de valores zero e negativos de S_{sk} e altos valores de S_{ku} proporcionou maiores vidas de superfície, com desgaste evoluindo de forma mais lenta que as demais combinações entre os parâmetros S_{sk} e S_{ku} . As condições 11 e 10 apresentaram, respectivamente, a superfície com o melhor e o segundo melhor desempenho tribológico. A figura 2.21 apresenta imagens das superfícies obtidas com a combinação de parâmetros apresentada e a figura 2.22 apresenta a modelagem em 3D de superfícies com duas combinações de parâmetros.

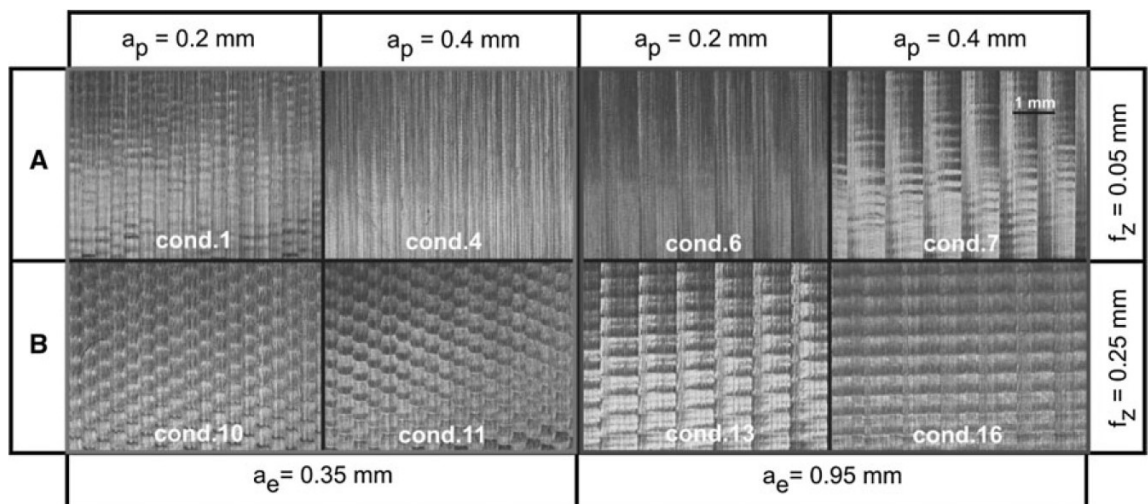


Figura 2.21: Imagens das superfícies obtidas por HIOKI *et al.*. (2013).

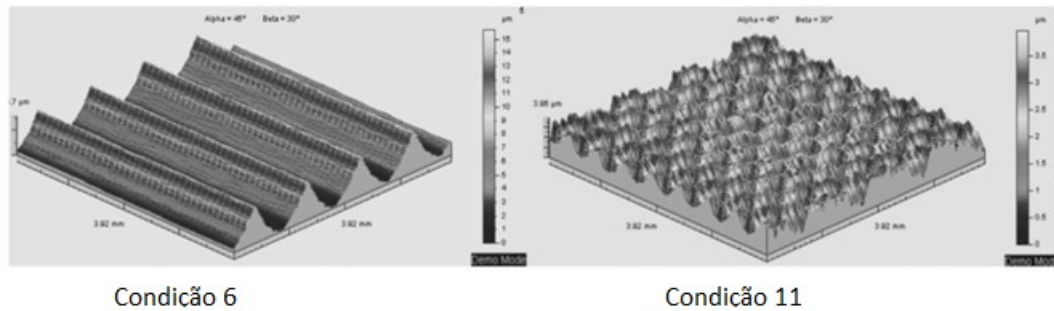


Figura 2.22: Modelagem em 3D das superfícies obtidas por HIOKI *et al* (2013) para a condição 6 e a condição 11.

MAGRI *et al.* (2013) analisaram a influência da topografia de superfície no desgaste de matrizes de aço de trabalho a quente. Inicialmente utilizaram uma simulação do processo de forjamento a quente para determinação da região em que a matriz poderia apresentar os maiores valores de desgaste. Para os experimentos, utilizaram aço de trabalho a quente H13 endurecido a 56 HRC que foi usinado por ferramenta de metal duro de 8 mm de diâmetro. Utilizaram os seguintes parâmetros de usinagem para a primeira fase de ensaios (usinagem de matrizes que forjaram 50 peças cada): velocidade de corte programada de 150 m/min, avanço por dente f_z de 0,25 mm/dente (condição 1) e 0,08 mm/dente (condições 2, 3 e 4); sobremetal de 0,2 mm e incremento radial de corte de 0,30 mm (condições 1, 3 e 4) e de 0,10 mm (condição 2). O material forjado foi o aço AISI 1020 de 25,4 mm de diâmetro e 31 mm de comprimento a 1.100°C e *spray* de grafite foi usado como lubrificante. Para a segunda fase de ensaios, os autores escolheram, a partir dos resultados da primeira fase, a condição 1 (melhor desempenho em termos de desgaste da matriz) e a condição 2 (pior desempenho em termos de desgaste da matriz) para forjamento de 125 peças. Os autores concluíram que a condição 1 apresentou a melhor qualidade superficial, com crescimento de desgaste gradual e maior rapidez do processo de usinagem; na segunda fase de ensaios, a matriz usinada na condição 1 apresentou maior ocorrência de adesão do material da peça forjada sobre a matriz; a condição 2, por apresentar baixos valores de incremento axial de corte a_e e avanço f_z , apresentou maior tempo de manufatura e resultou em uma superfície com menor qualidade, com adesão intensa nos ensaios de forjamento. Além disso, nos ensaios da segunda fase na condição 2, severas deformações plásticas ocorreram na matriz. Em superfícies que apresentaram ranhuras (em que o avanço f_z foi inferior ao incremento radial de corte a_e), o desgaste iniciou-se nas ranhuras e reduziu a lubrificação do processo, o que facilitou a ocorrência de abrasão e adesão. Por último, as superfícies com ranhuras paralelas ao fluxo do material forjado resultaram em maior ocorrência de adesão que as superfícies com ranhuras perpendiculares ao

fluxo de material forjado. A figura 2.23 apresenta as superfícies após a usinagem em quatro diferentes condições.

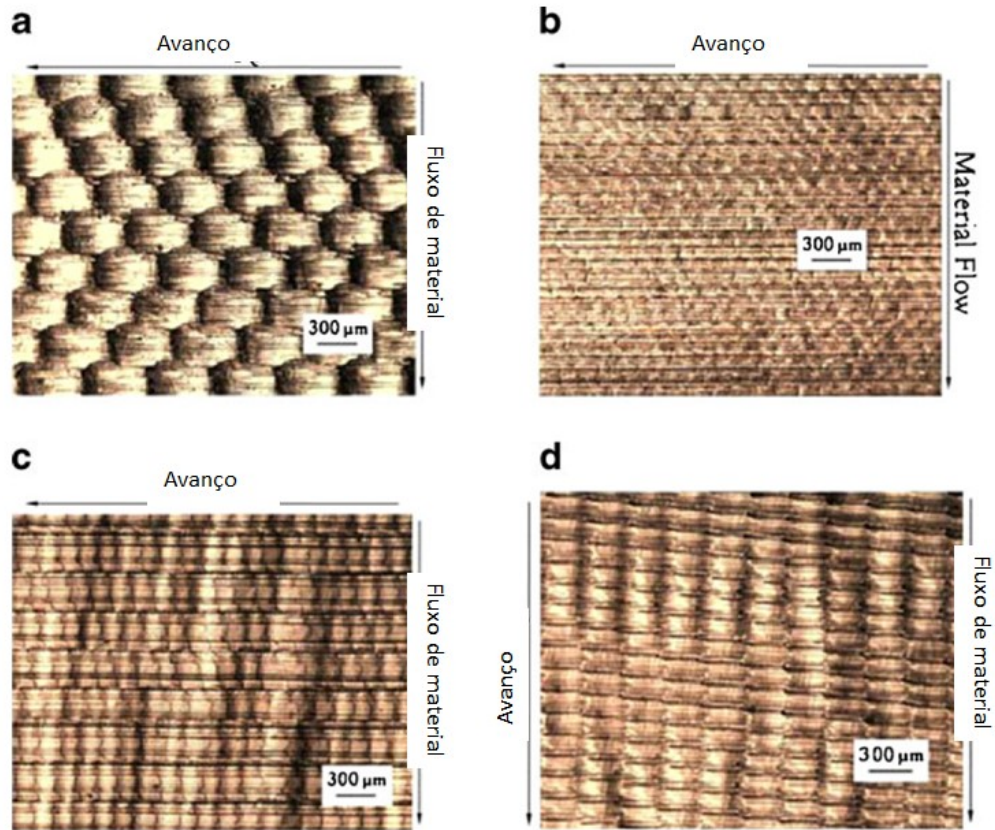


Figura 2.23: Superfícies após a usinagem por MAGRI *et al.* (2013) nas condições a) 1, b) 2, c) 3 e d) 4.

A figura 2.24 apresenta as superfícies das matrizes após o forjamento de 50 peças, com círculos indicando adesão e setas indicando abrasão.

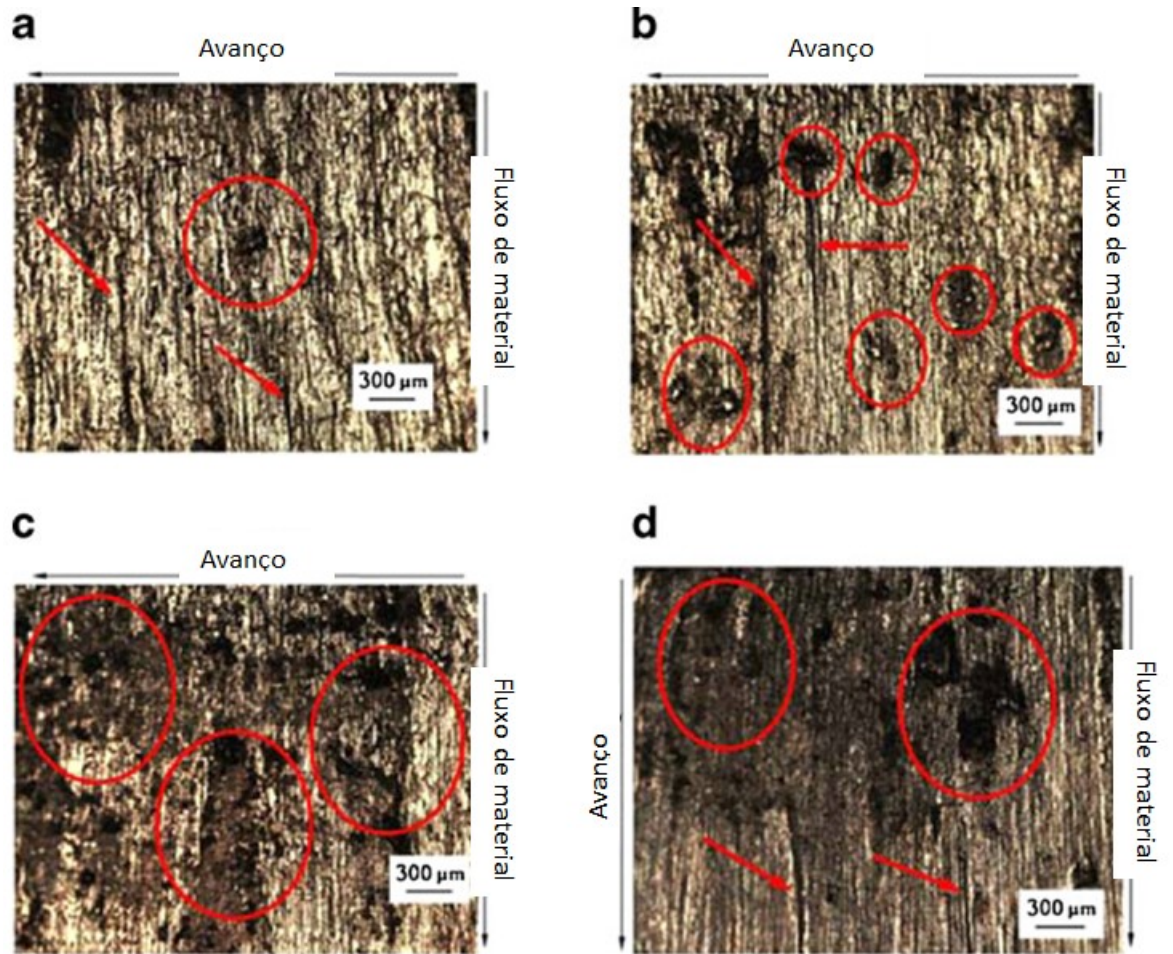


Figura 2.24: Superfícies das matrizes após forjamento de 50 peças, por MAGRI *et al.* (2013) nas condições a) 1, b) 2, c) 3 e d) 4.

3 PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

3.1 Usinagem dos corpos de prova

Este trabalho tem como principal objetivo avaliar como a rugosidade da superfície (tanto seus valores, quanto seu perfil) obtida em processos de fresamento utilizando diferentes estratégias de fresamento tipo HSM ou torneamento em conjunto com o tratamento termoquímico influenciam a vida de uma ferramenta (nos ensaios deste trabalho o corpo de prova é um punção) em processo de conformação plástica a quente.

Entre os aços comerciais para trabalho a quente, o aço AISI H13 é um dos aços mais utilizados, apresentando boa tenacidade e resistência ao choque. Dentre as aplicações recomendadas para este aço estão matrizes de forjamento e estampagem a quente (COSTA e SILVA e MEI, 2013). Este aço foi escolhido para este trabalho. A composição do aço AISI H13 utilizado, em estado recozido e dureza de 210 HBW, está apresentada na tabela 3.1, com as informações obtidas pelo Certificado de Qualidade emitido pela empresa fornecedora.

Tabela 3.1: Composição química em porcentagem do aço AISI H13 utilizado, de acordo com o Certificado de Qualidade (Grupo Gonçalves Dias S/A).

C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Cu
0,400	0,360	1,000	0,020	0,001	5,150	0,180	1,260	0,830	0,050

Os corpos de prova foram obtidos a partir de barra cilíndrica de 25,4 mm de diâmetro, para a simulação de um punção de estampagem a quente. A geometria escolhida para o corpo de prova permite fixação segura para os ensaios de usinagem e flexibilidade para os ensaios de conformação.

Os corpos de prova foram submetidos a tratamento térmico de têmpera e revenimento para a obtenção de dureza de 48 HRC antes do processo final de usinagem em acabamento. As fases deste tratamento térmico estão descritas na tabela 3.2:

Tabela 3.2 – Etapas dos processos de têmpera e revenimento

Etapa	Operação do processo	Temperatura do processo	Tempo do processo
01	1º Preaquecimento	500°C ± 10°C	30 minutos

02	2° Preaquecimento	860°C ± 10°C	20 minutos
03	Austenitização	1040°C ± 10°C	30 minutos
04	Resfriamento	500°C ± 10°C	10 minutos
05	1° Revenimento	560°C ± 10°C	120 minutos
06	2° Revenimento	600°C ± 10°C	120 minutos
07	3° Revenimento	540°C ± 10°C	120 minutos
08	Medição da dureza		

Após têmpera e revenimento, foram submetidos ao processo de limpeza e decapagem química e posteriormente à usinagem final. A figura 3.1 apresenta o corpo de provas após da usinagem de acabamento.

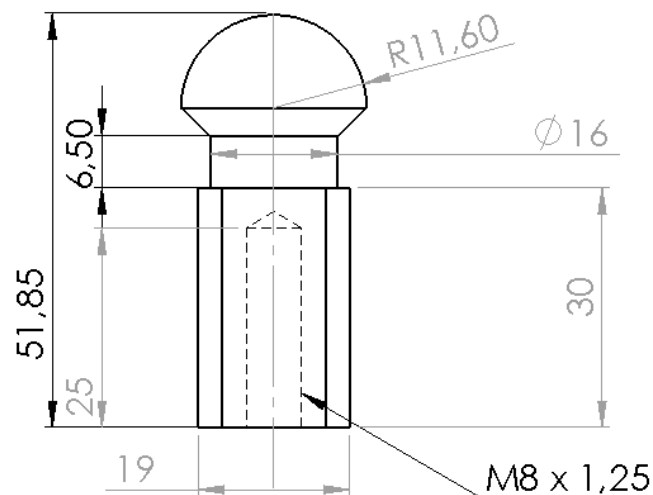


Figura 3.1: Corpo de prova (punção) de aço AISI H13 após os ensaios de usinagem.

SOUZA *et al.* (2014) analisaram a influência das estratégias de usinagem sobre a superfície semiesférica de aço AISI P20, com todas as superfícies convexas (semiesferas) usinadas em um mesmo corpo de provas (um bloco circular com as cinco semiesferas convexas usinadas). Diferentemente do corpo de prova utilizado pelos citados, o corpo de provas deste trabalho apresenta simetria de rotação e permite a usinagem pelo processo de torneamento de aços endurecidos, com ferramenta de inserto de CBN (nitreto cúbico de boro) ou inserto de materiais cerâmicos (DINIZ *et al.* 2010).

Entretanto, como mostra SOUZA *et al.* (2014), superfícies semiesféricas convexas podem constituir parte de uma matriz que não possa ser usinado por torneamento,

necessitando de outros processos de acabamento ou superacabamento, como usinagem em alta velocidade (HSM), eletro erosão (EDM), retificação ou polimento. Por esta razão, este trabalho utiliza estratégias de usinagem em alta velocidade (HSM) e torneamento como estratégia de controle.

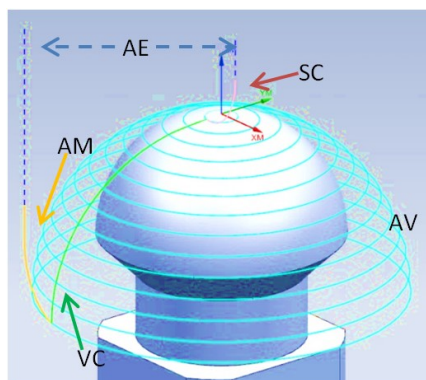
Neste trabalho foram utilizadas as estratégias de usinagem dos punções mostradas na tabela 3.3. As estratégias de usinagem em alta velocidade espiral, circular e radial apresentam a subdivisão em ascendente, em que a trajetória da ferramenta durante tem início na base da semiesfera (diâmetro máximo) e tem fim no topo (diâmetro zero) da semiesfera; e em descendente, em que a trajetória da ferramenta tem sentido inverso (topo para a base). A estratégia denominada cortes paralelos é considerada unidirecional, pois a trajetória da ferramenta se inicia na base da semiesfera, alcança um topo (de acordo com o raio efetivo usinado) e se finaliza na base da semiesfera, formando semicírculos. A estratégia espiral foi analisada somente para o sentido ascendente, pois o sentido descendente não foi possível ser programado pelo *software* CAM. Todas as estratégias de fresamento foram efetuadas com sentido de corte concordante (usinagem tipo “zigue” na programação do *software* CAM) e com o eixo de rotação da ferramenta perpendicular ao eixo de simetria dos corpos de prova. A diferença na trajetória de ferramenta, para a usinagem das mesmas superfícies, gera diferença na qualidade das superfícies usinadas (CASTANHERA, 2015; KULL NETO *et al.*, 2016; SOUZA *et al.*, 2014). Na operação de torneamento, foram utilizadas as mesmas nomenclaturas do sentido de trajetória de ferramenta. Assim, foram determinadas as estratégias de usinagem do corpo de prova, apresentadas na tabela 3.3 e na figura 3.2:

Tabela 3.3: Estratégias de usinagem utilizadas.

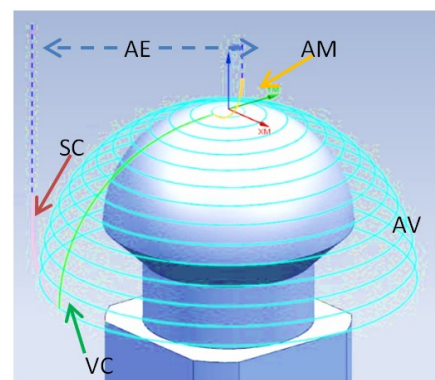
Estratégia	Processo	Estratégia	Direção	Figura
CA	Usinagem em alta velocidade	Circular	Ascendente	3.2a
CD	Usinagem em alta velocidade	Circular	Descendente	3.2b
RA	Usinagem em alta velocidade	Radial	Ascendente	3.2c
RD	Usinagem em alta velocidade	Radial	Descendente	3.2d
CP	Usinagem em alta velocidade	Contornos paralelos	Unidirecional	3.2e
EA	Usinagem em alta velocidade	Espiral	Ascendente	3.2f
TA	Torneamento com inserto	Torneamento	Ascendente	-

	cerâmico			
TD	Torneamento com inserto cerâmico	Torneamento	Descendente	-

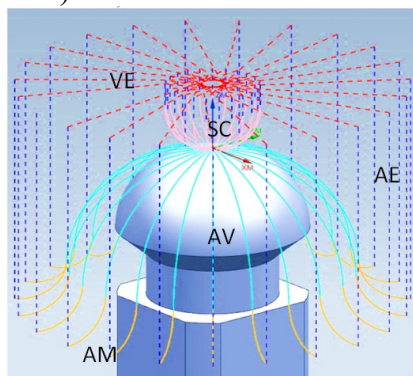
A figura 3.2 apresenta esquemas das estratégias de fresamento HSM utilizada. Para que poluição visual fosse evitada, as figuras apresentam as linhas das trajetórias de ferramenta fora de escala dos parâmetros programados.



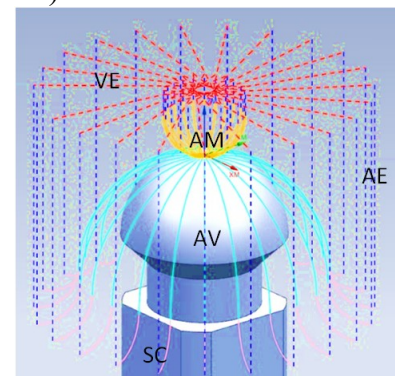
a) Circular ascendente.



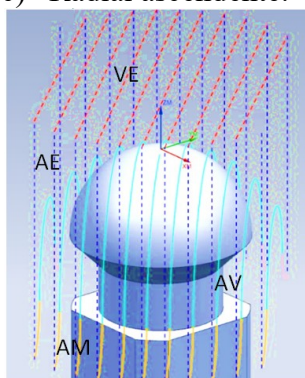
b) Circular descendente.



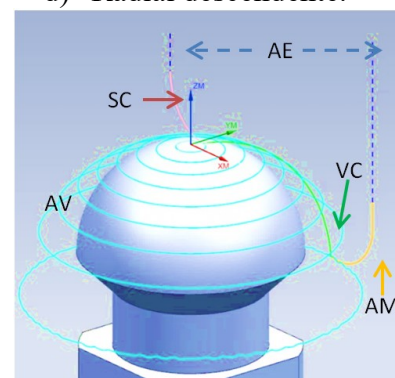
c) Radial ascendente.



d) Radial descendente.



e) Cortes paralelos.



f) Espiral ascendente.

AE: movimento vertical em vazio da ferramenta; VE: movimento horizontal em vazio da ferramenta; AM: movimento de aproximação e entrada da ferramenta no corte; AV: movimento da ferramenta durante a usinagem; SC: movimentos de

saída da ferramenta de corte e afastamento da ferramenta da superfície de corte; VC: interrupção rápida da trajetória para a próxima forma circular sobre a superfície usinada nas estratégias circulares (subida ou descida da ferramenta após a finalização de um círculo) e na estratégia espiral (compensação da ferramenta para correção de a_e).

Figura 3.2: Esquemas das estratégias de fresamento em alta velocidade dos corpos de prova.

Nestas operações de fresamento (estratégias de CA a EA, de acordo com a tabela 3.3), o contato da ferramenta no topo da semiesfera ocorre com o diâmetro mínimo da ferramenta, ou seja, o centro da ferramenta está em contato com a peça, o que pode ser fator negativo para a integridade da superfície (DINIZ *et al.*, 2010). Entretanto, como apresentado pelos trabalhos de CASTANHERA (2015) e de KULL NETO *et al.* (2016), a presença do centro da aresta circular e de sua vizinhança em uma pequena parte da trajetória da ferramenta pode não provocar má qualidade na superfície usinada. A figura 3.3 apresenta um esquema mostrando o diâmetro efetivo de corte (D_{efet}), que varia de zero, no topo da semiesfera, até ao diâmetro nominal da ferramenta (D_{nom}), na base da semiesfera.

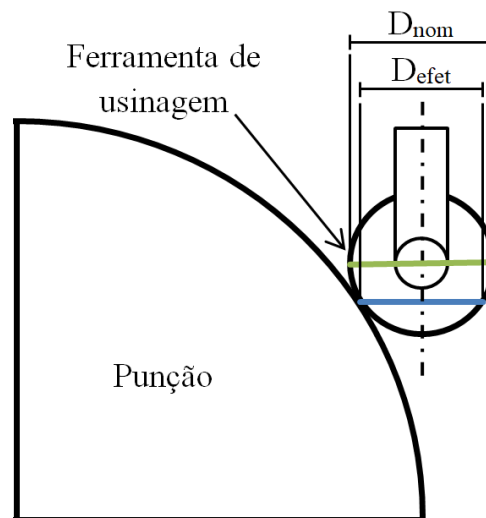


Figura 3.3: Esquema do contato peça-ferramenta durante os processos de fresamento.

Por conta das compensações de ferramenta nos eixos X, Y e Z e da programação CAM no centro de usinagem, espera-se que haja um efeito multifacetado nas estratégias usinadas por fresamento, semelhante ao apresentado na figura 2.8, efeito esse que não se apresenta no processo de torneamento e pode influenciar nos resultados dos ensaios de conformação.

Os processos de fresamento utilizando as estratégias de usinagem em alta velocidade foram realizados em um centro de usinagem DMG DMU 40 Evo, rotação máxima de eixo-

árvore de 42.000 rpm, CNC software Heidenhain iTNC-530 com 5 eixos de programação, para a remoção de sobremetal de 0,1 mm, obtendo a semiesfera com raio de 11,60 mm apresentada na figura 3.1. A ferramenta utilizada possui suporte de código R216F-12A16C-085 e inserto intercambiável código R216F-12 30 E-L, modelo circular do tipo *ball nose*, de diâmetro 12 mm, grão submicrométrico e cobertura TiAlN. Os parâmetros utilizados na usinagem foram: rotação de 11.075 rpm; incremento radial de corte a_e de 0,10 mm; incremento axial de corte a_p de 0,10 mm; velocidade de corte de 437 m/min (quando o diâmetro efetivo é máximo) e avanço por dente de 0,10 mm/dente. A geração dos programas na linguagem Heidenhain foi executada pelo programa NX versão 2016. A escolha dos valores de rotação e balanço da ferramenta foi baseada nos valores utilizados por CASTANHERA (2015) e KULL NETO *et al.* (2015), por serem valores considerados seguros para não ocorrência de vibração tipo *chatter*. Os valores dos incrementos radial e axial e de avanço por dente foram escolhidos, dentro dos limites do inserto utilizado, e baseados nos resultados de HIOKI *et al.* (2013).

Os ensaios utilizando estratégias de torneamento foram realizados em um torno CNC Travis TR 25, rotação máxima 4500 rpm, comando Fagor 8055. A ferramenta utilizada possui suporte de código WTFN-R2525M16, ângulo de posição de 95°, e inserto intercambiável código TNGA331TN0425 HC2, de cerâmica mista de óxido de alumínio com fases de carboneto de titânio e nitreto de titânio para melhorar a condutividade térmica, recomendada para usinagem de ferro fundido e usinagem contínua em aço endurecido. Os parâmetros de usinagem utilizados foram: rotação máxima de 2.500 rpm; profundidade de corte a_p de 0,05 mm; velocidade de corte de 110 m/min e avanço de 0,05 mm. Os valores escolhidos para os parâmetros de torneamento foram determinados baseados nos limites recomendados pelo fabricante do inserto, NTK (2014).

Após a usinagem dos corpos de prova, aplicaram-se os tratamentos termoquímicos de nitretação a plasma (um terço deles) e nitrocarbonetação ferrítica em banho de sal, pelo processo Tenifer® (outro terço deles), nos corpos de prova das oito estratégias de usinagem ensaiadas. Outro terço dos corpos de prova ficou sem tratamento termoquímico. Escolheram-se estes tratamentos pela aplicação industrial com menor custo, caso da nitrocarbonetação, e pela tecnologia de melhor controle microestrutural, caso da nitretação a plasma. Todos os corpos de prova submetidos a estes tratamentos passaram inicialmente por processos de limpeza e desengraxe.

Os corpos de prova submetidos ao processo de nitretação a plasma foram aquecidos até a temperatura de 568°C, corrente elétrica de 53 A, com atmosfera de Ar, N₂O e CH₄. Durante

o processo, houve aplicação de corrente de 21 A e tensão de 460 V à temperatura de 521°C e aplicação do gás N₂ em taxa de 2,60 l/min e gás H₂ em taxa de 2,60 l/min, no total de 36 horas de processo.

Os corpos de prova submetidos ao processo de nitrocarbonetação foram imersos em banho de sais composto por sais do tipo TF1 e REG1 por 1h30min em temperatura 565°C. Os corpos de prova foram então resfriados ao ar e submetidos à decapagem química.

Os corpos de prova foram separados em três grupos, apresentados na tabela 3.4:

Tabela 3.4: Grupos dos corpos de prova dos tratamentos termoquímicos.

Grupo	Tipo	Tratamento termoquímico	Espessura da camada (mm)	Dureza mínima da camada
ST	Sem tratamento - controle	-	-	-
NP	Com tratamento	Nitretação a plasma	0,20	900 HV
NC	Com tratamento	Nitrocarbonetação Tenifer [®]	0,20	900 HV

Os corpos de prova (punções) de cada grupo foram identificados por letras e números, sendo os números correspondentes às estratégias utilizadas e as letras ao grupo pertencente, sendo A, B e C pertencentes ao grupo ST, D, E e F pertencentes ao grupo NP e G, H e I pertencentes ao grupo NC. Exemplificando, A1, B1 e C1 são punções usinados pela estratégia circular ascendente, sem aplicação de tratamento termoquímico. D2, E2 e F2 são punções usinados pela estratégia circular descendente com aplicação de nitretação a plasma. G3, H3 e I3 são punções usinados pela estratégia radial ascendente com aplicação de nitrocarbonetação. Nas imagens em microscopia eletrônica de varredura, há a identificação da réplica da qual foi extraída a imagem.

A qualidade superficial (rugosidade S_a , S_p e S_v e parâmetros S_{sk} e S_{ku}) foi avaliada após a usinagem e após a aplicação dos tratamentos termoquímicos. Para esta avaliação utilizou-se o equipamento Nanovea, com aquisição de dados por programa Mech Scan 3D e programa de análise de dados 3D Pro. As medições de rugosidade foram realizadas em três pontos da superfície semiesférica, em linha longitudinal (A, B e C), em quatro pontos para cada região medição (90° entre eles)

- A – a 10° da base da semiesfera;
- B – a 45° da base da semiesfera e;
- C – a 80° da base da semiesfera.

Os valores de inclinação de 10° e de 80° foram escolhidos baseados nas marcas produzidas pela ferramenta no topo da semiesfera no processo *HSM*, de modo que essas marcas não influenciasses a leitura das medidas, e para minimizar as distorções por efeitos entrada ou saída da ferramenta na base da semiesfera. A figura 3.4 apresenta as inclinações de medição de rugosidade.

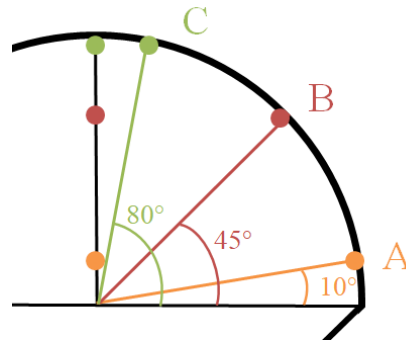


Figura 3.4: Regiões de medição da rugosidade dos corpos de prova.

Para este trabalho, considera-se o valor de rugosidade S_a de $0,8 \mu\text{m}$ como o valor limite para que os valores de rugosidade resultantes das estratégias utilizadas no processo *HSM* sejam considerados satisfatórios, visto que valores de rugosidade R_a abaixo de $0,80 \mu\text{m}$ são encontrados nos estudos de KULL NETO *et al.* (2015), KULL NETO *et al.* (2016) e CASTANHERA (2015).

As medições de dureza foram feitas em equipamento Buehler. Para a medição de dureza com segurança, devido ao tamanho do corpo de prova, utilizou-se a menor carga que resultava em marcas visíveis o suficiente para a medição. Assim, a carga para o grupo ST foi de $0,3 \text{ kgf}$ e a carga para os grupos NP e NC foram de 1 kgf . A determinação da carga de ensaio ocorreu com o corpo de prova inclinado a 45° e os mesmos valores foram adotados para o ensaio de dureza no topo do corpo de prova.

As imagens das superfícies dos punções obtidas por microscópio ótico foram captadas por um microscópio e *software* Leica Las Core, com objetiva de $25x$ de aumento.

Desvios geométricos não foram avaliados nos punções neste trabalho, pois a tolerância dos processos de acabamento utilizados são inferiores em uma ordem de grandeza (no mínimo) que a tolerância do material estampado.

Os resultados de parâmetros apresentados no capítulo 4 referem-se a médias e desvio-padrão obtidos a partir de medições três réplicas para cada condição (estratégia + grupo de tratamento termoquímico).

3.2 Ensaios de Conformação

A estampagem foi realizada em arruelas de aço SAE 1020 e dimensões $\varnothing 34 \text{ mm} \times \varnothing 15 \text{ mm} \times 2 \text{ mm}$, aquecidas a $1000 \text{ }^\circ\text{C}$.

O processo de estampagem a quente utilizou como lubrificantes graxa de grafite, óleo mineral e bissulfeto de molibdênio e foi realizado em prensa hidráulica com capacidade de 300 kN com velocidade de avanço dos punções de 10 mm/s, em matriz de aço SAE 4140 temperado e revenido com cavidade inclinada a 50° de modo a acelerar o processo de desgaste do punção. Esta inclinação foi escolhida a partir de resultados de simulações numéricas prévias, visando à estampagem do mínimo de arruelas suficiente para a visualização dos efeitos da deterioração da superfície dos punções.

Na primeira fase dos ensaios foram estampadas 115 arruelas com cada punção, número escolhido após ensaios prévios em que a superfície do punção não tratado termoquimicamente apresentou dano em relação às marcas de trajetória de ferramenta (apresentadas na figura 4.9).

Os ensaios ocorreram em laboratório com condições atmosféricas ambientes, simulando condições comuns industriais. A única fonte de umidade era o ar atmosférico e não houve contato dos punções ou das arruelas com água tratada potável ou água marinha.

A figura 3.5 apresenta um esquema, retirado de simulação numérica, do processo de estampagem a quente. A região de interesse está destacada entre as setas pontilhadas.

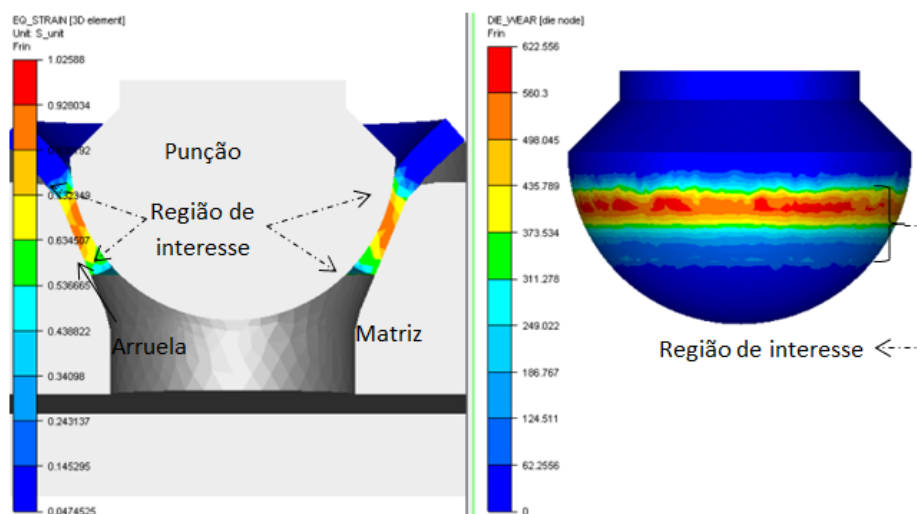


Figura 3.5: Esquema do processo de estampagem a quente.

Após a primeira etapa de estampagem a quente, escolheram-se os punções obtidos por estratégias de usinagem dos três grupos, sem tratamento termoquímico, nitretado a plasma e nitrocarbonetado, que tiveram melhor desempenho na primeira etapa dos ensaios, para realização de uma segunda etapa de estampagem a quente. A escolha das estratégias seguiu o critério de valor dos parâmetros de análise superficial, análise de imagens obtidas no microscópio ótico e análise de imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura, com ao menos uma estratégia de fresamento HSM e uma estratégia de torneamento. Os ensaios ocorreram nas mesmas condições e com arruelas idênticas às usadas na primeira etapa de ensaios de estampagem.

Os punções do grupo ST, sem tratamento termoquímico, estamparam mais 115 arruelas cada (mesmo número de arruelas estampadas na 1ª etapa) e os punções dos grupos NP e NC, nitretados a plasma e nitrocarbonetados, estamparam mais 230 arruelas cada (dobrou-se o número de arruelas estampadas considerando a maior resistência à degradação das superfícies tratadas termoquimicamente após a primeira etapa de estampagem a quente).

Os resultados de parâmetros apresentados no capítulo 5 referem-se a médias e desvio-padrão obtidos a partir de medições de duas réplicas para cada condição (estratégia + grupo de tratamento termoquímico) analisada em cada etapa do processo de estampagem a quente.

4 DISCUSSÃO DOS RESULTADOS DOS ENSAIOS DE USINAGEM E DE TRATAMENTOS TERMOQUÍMICOS

A tabela 4.1 apresenta os tempos totais de ciclo para cada estratégia, incluindo o tempo de deslocamento da ferramenta em vazio nas estratégias de fresamento.

Tabela 4.1 – Tempo de ciclo para cada estratégia de usinagem

Estratégia	Tempo de ciclo (s)
1 – Circular Ascendente	1320
2 – Circular Descendente	1380
3 – Radial Ascendente	2520
4 – Radial Descendente	2580
5 – Contornos Paralelos	1680
6 – Espiral Ascendente	420
7 – Torneamento Ascendente	13
8 – Torneamento Descendente	15

Segundo a tabela 4.1, os tempos de ciclo do processo de torneamento são menores que os tempos de ciclo do processo de fresamento, o que era esperado, visto que, no processo de torneamento, a passagem da ferramenta sobre a superfície usinada ocorre uma vez e a superfície é totalmente usinada, enquanto o processo de fresamento exige diversas passagens da ferramenta sobre a superfície total usinada. Por esta razão, está sujeita a mais compensações e correções automáticas do centro de usinagem. Assim, o torneamento mostra-se como a operação recomendável pelo critério de tempo de usinagem, com pouca variação entre os sentidos de usinagem, de 13 segundos no sentido ascendente e 15 segundos no sentido descendente.

Já entre as estratégias de fresamento, o tempo de ciclo apresenta maior variação entre o tipo de trajetória de ferramenta do que entre o sentido de usinagem. A estratégia espiral ascendente apresentou o menor tempo de ciclo entre as estratégias de fresamento em alta velocidade. As estratégias circular ascendente, circular descendente e cortes paralelos apresentaram tempo de corte entre 20 minutos e 30 minutos. As estratégias radial ascendente e radial descendente apresentaram tempo de ciclo superior a 40 minutos. A análise de qualidade superficial pode resultar em uma análise de custo-benefício das estratégias.

Vários parâmetros foram utilizados para a análise de qualidade superficial do punção. Inicialmente vai se fazer uma análise do de rugosidade S_a , apropriado para medição de superfícies curvas em que os parâmetros medidos em linha (R_a , R_z , por exemplo) não são recomendados.

Considera-se que uma superfície adequada (neste trabalho) para melhor eficiência do lubrificante apresente valores de parâmetro S_{sk} levemente negativos (até -0,5), indicando a maior ocorrência de vales aonde o lubrificante pode se depositar, sem que a superfície fique fragilizada.

É desejado que o parâmetro S_{ku} apresente valor próximo a 3, indicando uma distribuição próxima à distribuição gaussiana, indicando que não haveria muita discrepância de altura de picos ou profundidade de vales entre regiões vizinhas, ou seja, a superfície apresentaria distribuição homogênea. Valores de rugosidade S_a e S_p baixos são desejados para que a superfície do material estampado apresente boa qualidade e para que o desgaste não se inicie precocemente com a quebra dos picos mais altos, picos esses menos resistentes ao impacto que os demais picos.

Valores de rugosidade S_v baixos são desejados, mas que esses vales apresentem-se de forma a ser possível ao lubrificante depositar-se e manter-se dentro do vale durante o processo de estampagem a quente.

Em geral, valores altos do parâmetro S_{ku} e de rugosidade S_v indicam que o formato do vale seria estreito e profundo, não adequado à permanência do lubrificante dentro do vale durante o processo de estampagem a quente.

Os resultados de rugosidade S_a obtidos estão apresentados na figura 4.1 referentes ao grupo ST, sem tratamento termoquímico.

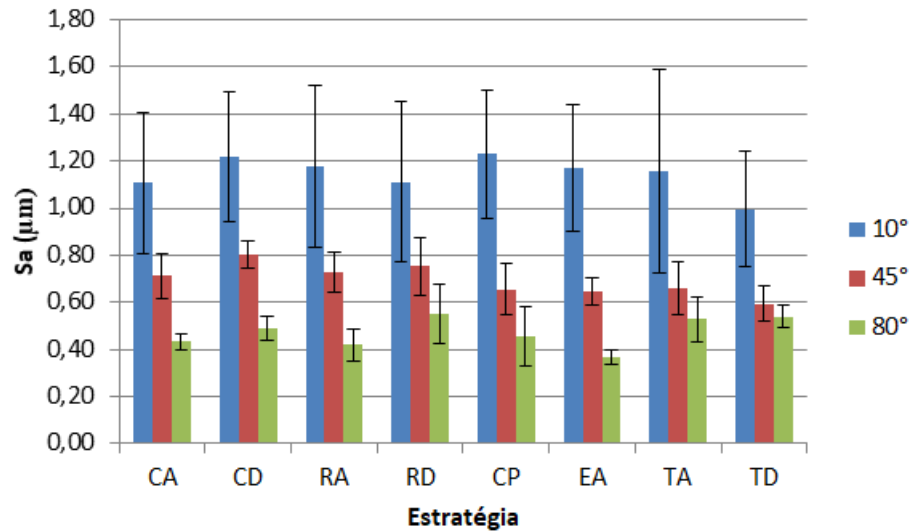


Figura 4.1: Rugosidade S_a medida para os punções sem tratamento termoquímico.

Os valores de rugosidade S_a apresentaram comportamentos diferentes de acordo com o ângulo de medição. Entretanto, o comportamento para os três ângulos de medição em relação às estratégias não apresentou variação. A medição a 10° apresentou os maiores valores e maiores dispersões (indicativo de presença de vibração), a medição a 45° apresentou valores intermediários e a medição a 80° apresentou os menores valores de rugosidade para todas as estratégias analisadas (ver figura 3.4).

Os resultados para a medição a 10° , próximo à base (diâmetro máximo) da semiesfera, apresentam valores de rugosidade acima de $1 \mu\text{m}$, valor que pode ser considerado inadequado por ser acima de $0,80 \mu\text{m}$, valor considerado adequado para estratégias *high speed machining*. Como este valor pode ser verificado em todas as estratégias, pode-se considerar que houve presença de alguma vibração, enquanto a ferramenta usinava com o diâmetro efetivo maior, de modo mais suscetível à flexão. Esta é a região da peça em que a componente radial da força de usinagem é maior, o que gera flexão da ferramenta e vibração neste sentido. A dispersão encontrada indica a presença da vibração nesta região de usinagem do corpo de prova. Nos corpos de prova torneados, a vibração pode ser explicada pela variação do ângulo de posição efetivo da ferramenta, pois o suporte utilizado tem ângulo de posição de 95° , de modo que, ao copiar o semicírculo, o ângulo efetivo de posição variava entre 5° e 95° . Quando a ferramenta cortava a região de diâmetro maior do punção, ela o fazia com ângulo de posição de 5° e quando usinava um diâmetro perto do topo do punção, ela o fazia com ângulo de posição perto de 95° . Assim, a componente radial da força de usinagem era maior quando da usinagem do diâmetro maior. A medição a 45° apresentou resultados entre $0,60 \mu\text{m}$ e

0,80 μm , rugosidade considerada adequada para operações *HSM*. Para este ângulo de medição, a direção ascendente das estratégias circular e radial apresentarem valores de rugosidade ligeiramente menores que os valores apresentados para a direção descendente das mesmas estratégias (estratégias CD e RD). A estratégia de cortes paralelos e a estratégia espiral ascendente apresentaram valores de rugosidade ligeiramente inferiores aos valores apresentados pelas demais estratégias em *HSM* e similares aos valores apresentados pela operação de torneamento em ambas as direções usinadas.

As dispersões apresentadas para as medições a 45° da base da semiesfera são mais baixas que as dispersões encontradas na medição a 10°, indicando menor incidência de vibração durante a usinagem desta porção de superfície dos corpos de prova.

A medição a 80° da base da semiesfera apresentou os valores mais baixos de rugosidade do grupo ST, dos punções de controle. Nesta medição, os maiores valores de rugosidade situaram-se abaixo de 0,60 μm e com baixa dispersão, indicando menor ocorrência de vibração nessa parte da usinagem. Mostram-se valores adequados ao processo *HSM*.

Na figura 4.2 estão apresentados os resultados obtidos para rugosidade S_a referentes aos punções nitretados a plasma, grupo NP.

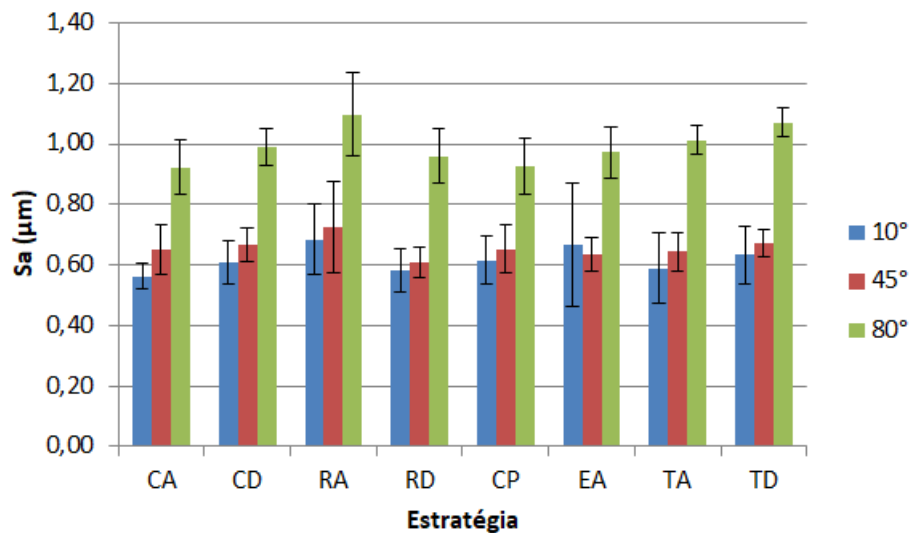


Figura 4.2: Rugosidade S_a medida para os punções nitretados a plasma.

De modo semelhante ao apresentado pela figura 4.1, o comportamento da rugosidade S_a se mostrou aparentemente pouco sensível à influência da estratégia utilizada. Em geral, a medição a 10° apresentou os menores valores de rugosidade, a medição a 45° apresentou

valores ligeiramente superiores às medições a 10°, com exceção da estratégia espiral ascendente e as medições a 80° apresentaram os maiores valores de rugosidade.

A comparação das figuras 4.1 e 4.2 apresenta o efeito da nitretação a plasma nos valores da rugosidade S_a . No grupo ST, dos punções sem tratamento termoquímico, a medição a 10° revelou os maiores valores de rugosidade, enquanto nos corpos de prova nitretados a plasma, apresentou-se a tendência de menores valores nesta posição de medição, entre 0,50 μm e 0,70 μm , de modo que a nitretação a plasma atenuou a rugosidade e a dispersão nessa região usinada para a maioria das estratégias.

A medição a 45° apresentou leve alteração nos valores de rugosidade S_a , entre 0,60 μm e 0,80 μm , com tendência de proximidade a 0,60 μm . Observa-se um discreto efeito atenuador da nitretação a plasma sobre a rugosidade nesta região usinada, também perceptível sobre a dispersão dos resultados.

A medição a 80° revelou os maiores valores de rugosidade S_a para os corpos de prova nitretados a plasma, entre 0,90 μm e 1,10 μm . Observa-se que, nesta região de usinagem, a nitretação a plasma elevou os valores da rugosidade e das dispersões dos resultados.

A nitretação a plasma modificou a superfície usinada, conforme esperado, considerando que as reações termoquímicas alterariam o valor de rugosidade (BORGIOLO *et al.*, 2016). Entretanto, isto ocorreu de modo não uniforme sobre toda a superfície usinada, especialmente na atenuação da rugosidade próxima à base e no aumento da rugosidade próxima ao topo. Esperava-se uma tendência de modificação (ou de aumento, ou de atenuação) dos valores da rugosidade em relação aos valores de rugosidade do grupo sem tratamento termoquímico, por conta da natureza do tratamento, que envolve calor e reações químicas. Entretanto, a não uniformidade da alteração superficial sugere que outro fenômeno está envolvido na alteração superficial, possivelmente diferentes tensões residuais decorrentes dos efeitos da tensão de cisalhamento do cavaco e efeitos de conformação plástica (formando micro rebarbas, ver figuras 4.9 e AA1) da peça antes do tratamento termoquímico ao longo da superfície. As micro rebarbas, vindas de conformação plástica durante a remoção dos cavacos (a dureza obtida pelo tratamento térmico, 48 HRC, não é a maior dureza que o material AISI H13 pode atingir por têmpera e revenimento, então, alguma deformação plástica pode ocorrer com o material remanescente da formação dos cavacos), possivelmente apresentam diversos tipos de tensão residual (pequenas regiões com tensão trativa e pequenas regiões com tensão compressiva), tensões essas que podem responder de forma diferente às reações dos tratamentos termoquímicos, de forma que regiões das micro rebarbas podem ser mais

consumidas que outras regiões, alterando a forma dos picos e dos vales (ASM 1995a, ASM 1995c, ASM 1995d, ASM 1995e, ASM 1995f).

A figura 4.3 apresenta os resultados de rugosidade S_a dos corpos de prova submetidos ao tratamento termoquímico de nitrocarbonetação por processo Tenifer[®].

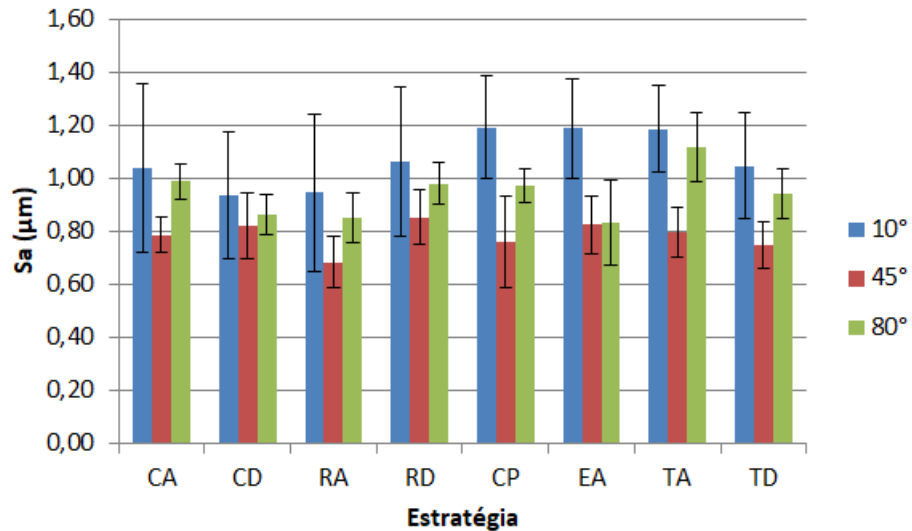


Figura 4.3: Rugosidade S_a medida para os corpos de prova nitrocarbonetados por processo Tenifer[®].

De modo semelhante ao apresentado nas figuras 4.1 e 4.2, estratégia parece não influenciar na tendência do comportamento da rugosidade. A medição a 10° apresenta os maiores valores de rugosidade apresentados na figura 4.3. A medição a 45° apresentou os valores de rugosidade mais baixos, enquanto a medição a 80° apresentou valores de rugosidade intermediários, com a tendência de proximidade com os valores obtidos na medição a 10°, exceto para a estratégia espiral ascendente, em que os valores medidos a 45° e a 80° são próximos.

A medição a 10° apresentou valores de rugosidades semelhantes aos valores encontrados na figura 4.1 (valores de rugosidade antes do tratamento termoquímico), entre 1,00 µm e 1,20 µm, de modo que o efeito do tratamento termoquímico foi de leve atenuação. A dispersão observada também apresenta semelhança com a dispersão apresentada na figura 4.1.

A medição a 45° apresentou uma tendência de aumento de valores de rugosidade, entre 0,70 µm e 0,90 µm, exceto para as estratégias circular descendente e radial ascendente, nas

quais não é observada alteração significativa. As dispersões observadas apresentaram tendência de aumento em comparação às dispersões apresentadas na figura 4.1.

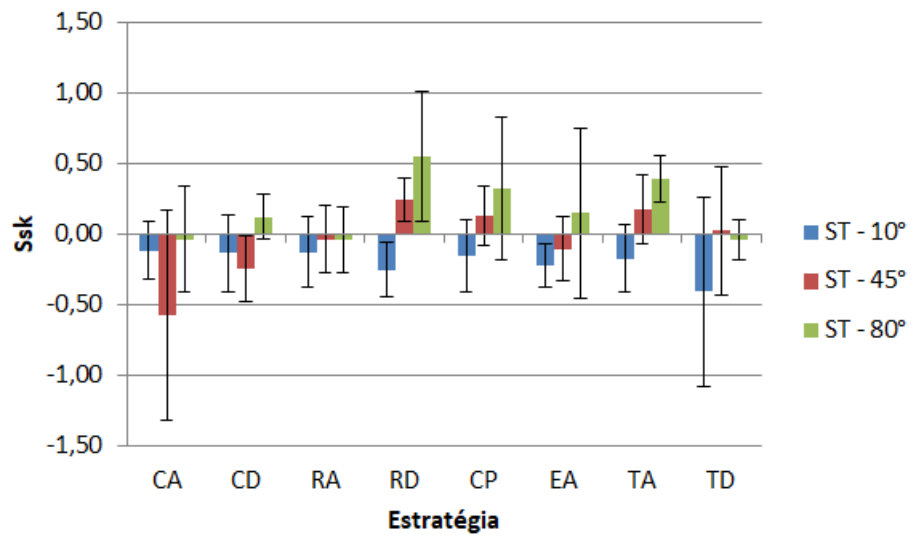
A medição a 80° apresentou valores de rugosidade mais elevados que os valores apresentados na figura 4.1, entre $0,90\ \mu\text{m}$ e $1,20\ \mu\text{m}$. Observa-se significativo aumento do valor da rugosidade S_a e da dispersão apresentada, para todas as estratégias usinadas.

Baseado no trabalho de MARUŠIĆ *et al.* (2006), esperava-se o aumento de rugosidade após o tratamento termoquímico de nitrocarbonetação por processo Tenifer[®]. Nos três ângulos medidos (10° , 45° e 80° a partir da base), o aumento da rugosidade se mostrou diferente (maior em um ângulo que em outro), em comparação aos valores de rugosidade S_a dos corpos de prova do grupo de controle (ST). Entretanto, para a superfície semiesférica dos corpos de prova, não houve uma única tendência, observando-se leve efeito atenuador na medição a 10° , uma moderada tendência de aumento de rugosidade na medição a 45° e uma significativa tendência de aumento de rugosidade, quando a medição foi feita a 80° . Observa-se que a nitrocarbonetação promoveu alterações em tendências não uniformes nas superfícies semiesféricas, mas de modo aparentemente não dependente da estratégia utilizada, de forma semelhante ao processo de nitreção a plasma, também sugerindo influência de tensões residuais.

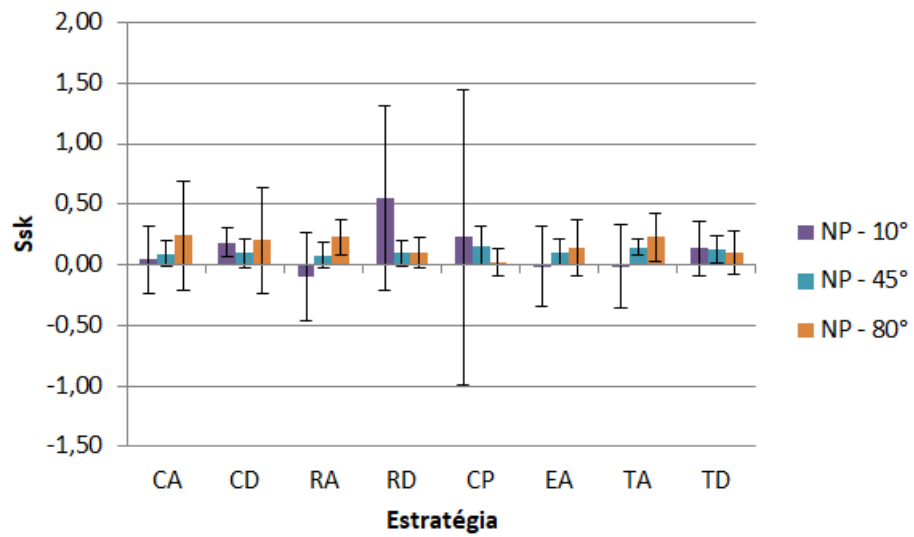
Observa-se que ambos os tratamentos termoquímicos apresentaram a tendência de aumento de rugosidade S_a para a região medida a 80° a partir da base, a região em que há maior incidência de deformação plástica da superfície usinada (menor velocidade efetiva de corte das regiões medidas) conjuntamente com a remoção dos cavacos (indício da hipótese da influência de tensões residuais na alteração do perfil de rugosidade durante a aplicação dos tratamentos termoquímicos). A nitreção a plasma apresentou a tendência de diminuição ou manutenção dos valores de rugosidade S_a para as regiões medidas a 10° (maior ocorrência de vibração por flexão da ferramenta de usinagem para as estratégias de fresamento HSM e maior força radial para as estratégias de torneamento) e 45° , enquanto a nitrocarbonetação apresentou tendência de aumento dos valores de rugosidade S_a , para as regiões a 10° e 45° , o que não seria desejável para a utilização em processo de estampagem a quente.

Como a rugosidade S_a apresenta a rugosidade média da superfície, outros parâmetros de análise superficial apresentam informações mais específicas sobre as superfícies.

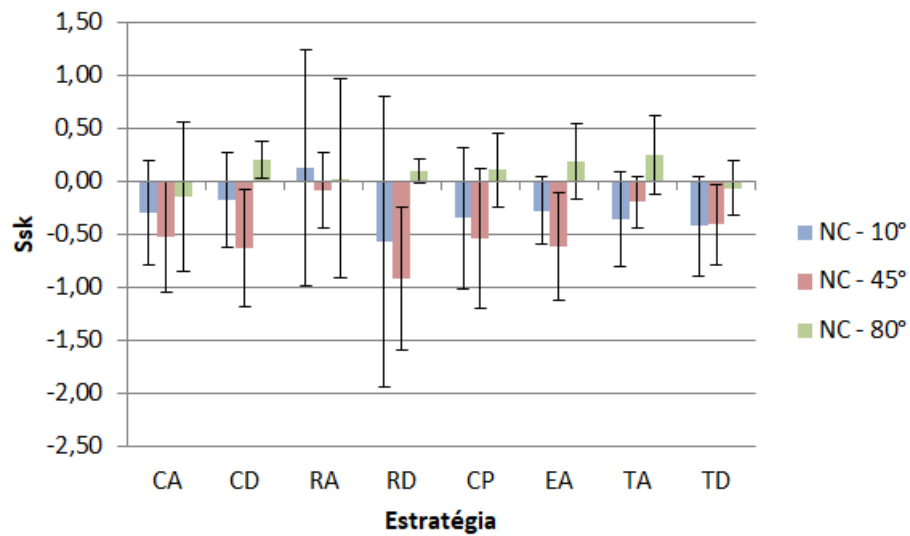
A figura 4.4 apresenta os resultados para o parâmetro S_{sk} .



a) Grupo ST.



b) Grupo NP.



c) Grupo NC.

Figura 4.4: Parâmetro S_{sk} .

Os valores do parâmetro S_{sk} apresentados indicam que todas as estratégias e grupos referentes a tratamentos termoquímicos apresentaram predominância de picos (S_{sk} positivo) e de vales (S_{sk} negativo), de acordo com o ângulo de medição. Assim, em uma mesma superfície semiesférica submetida a esforços de conformação mecânica, os desgastes deverão apresentar comportamentos diferentes para diferentes regiões das superfícies, visto que nas regiões com predominância de vales, em que $S_{sk} < 0$, há tendência de melhor acúmulo e efeito do lubrificante e em regiões com predominância de picos, em que $S_{sk} > 0$, há tendência de maior desgaste, visto que os picos sofrem menor efeito da lubrificação e estão expostos à quebra inicial. Espera-se que, neste trabalho, as estratégias de usinagem influenciem o desgaste, visto que os valores de S_{sk} estão próximos a zero na maioria das medições (considerando como alto o valor de S_{sk} igual ou superior a 1,5, como apresentado por MAHR, 2018 como um valor a partir do qual a análise da superfície é comprometida). De acordo com o manual do fabricante do equipamento de medição, NANOVEA (2012), o parâmetro S_{sk} é muito sensível a ruídos da medição, pois é um parâmetro calculado com polinômio de grau 3. Assim, podem-se esperar altas dispersões. Entretanto, a tendência para o comportamento do parâmetro pode ser observada.

No grupo de controle, ST, a medição a 10° apresentou o valor médio S_{sk} abaixo de zero (predominância de vales) para todas as estratégias. A medição a 45° apresentou S_{sk} abaixo de zero para as estratégias circular ascendente, circular ascendente, radial ascendente e espiral ascendente. A medição a 80° apresentou S_{sk} abaixo de zero para as estratégias circular

ascendente, radial ascendente e torneamento descendente. As demais estratégias e ângulos de medição apresentaram S_{sk} acima de zero. Considerando o desvio-padrão, pode-se considerar que há regiões da superfície em que o S_{sk} é próximo a zero, indicando o equilíbrio entre picos e vales, entretanto, os valores médios apresentam a tendência de predominância de picos ou de vales junto aos platôs sobre as superfícies dos punções.

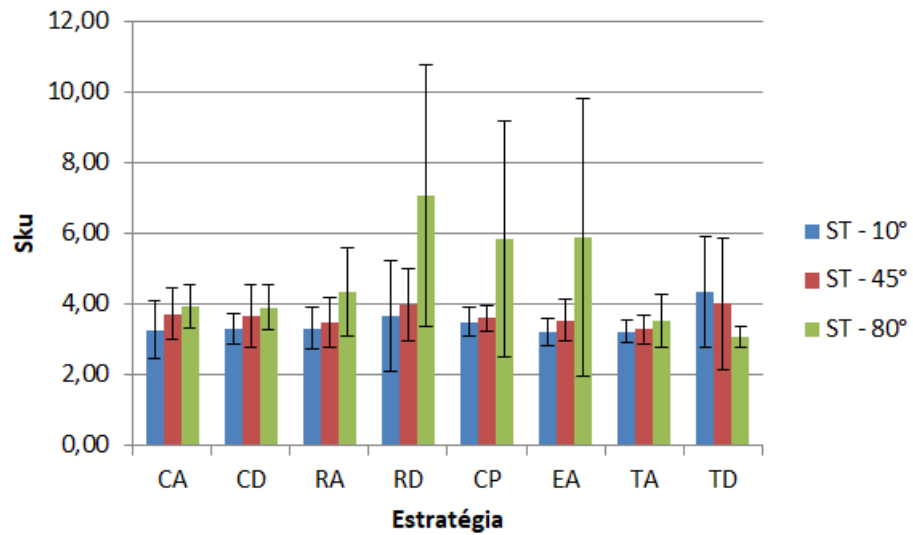
No grupo nitretado a plasma, NP, a medição a 10° apresentou S_{sk} igual a zero para as estratégias espiral ascendente e torneamento ascendente e S_{sk} abaixo de zero para a estratégia radial ascendente. As demais estratégias apresentaram S_{sk} acima de zero. As medições a 45° e a 80° apresentaram S_{sk} acima de zero para todas as estratégias. A nitretação a plasma apresentou uma tendência de aumento do valor do parâmetro S_{sk} , com tendência de mais valores positivos que a quantidade de valores positivos apresentados pelo grupo ST, o que poderia ser considerado negativo para o acúmulo de lubrificante na superfície dos punções. Considerando o desvio-padrão, pode-se considerar que há regiões da superfície em que o S_{sk} é próximo a zero, indicando o equilíbrio entre picos e vales, entretanto, os valores médios apresentam a tendência de predominância de picos ou de vales junto aos platôs sobre as superfícies dos punções.

No grupo nitrocarbonetado, NC, a medição a 10° apresentou S_{sk} abaixo de zero para as estratégias circular ascendente, circular descendente, radial descendente, contornos paralelos, espiral ascendente, torneamento ascendente e torneamento descendente. A medição a 45° apresentou S_{sk} abaixo de zero para todas as estratégias. A medição a 80° apresentou S_{sk} abaixo de zero para as estratégias circular ascendente e torneamento descendente. As demais estratégias e ângulos de medição apresentaram S_{sk} acima de zero. A nitrocarbonetação Tenifer[®] apresentou uma tendência de diminuição do valor do parâmetro S_{sk} , com tendência de mais valores negativos que a quantidade de valores negativos apresentados pelo grupo ST. No caso da nitrocarbonetação Tenifer[®], infere-se que as reações químicas ocorridas na superfície tratada podem ter resultado em um aumento dos vales, com diminuição de picos de pequena altura. Considerando o desvio-padrão, pode-se considerar que há regiões da superfície em que o S_{sk} é próximo a zero, indicando o equilíbrio entre picos e vales, entretanto, os valores médios apresentam a tendência de predominância de picos ou de vales junto aos platôs sobre as superfícies dos punções.

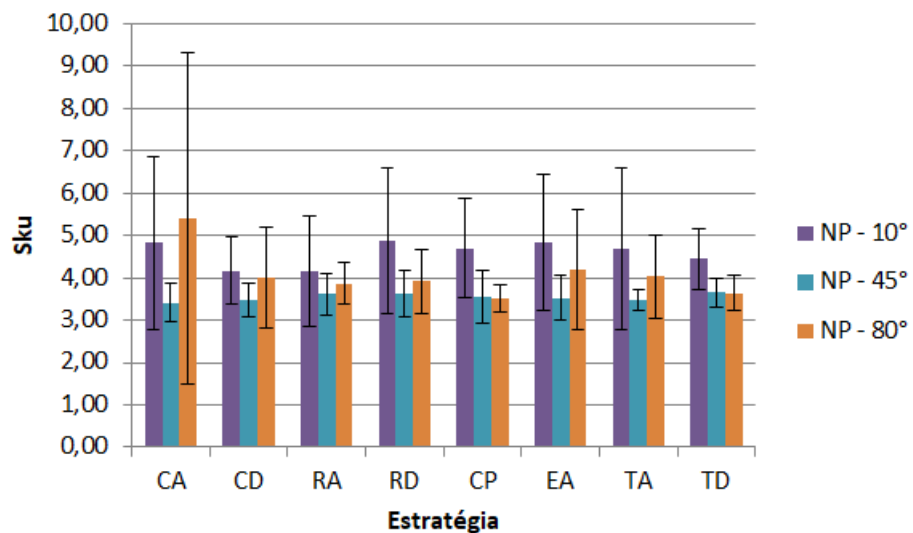
Possivelmente, a modificação da superfície dos punções já teria um componente imprevisível, como indica a hipótese da influência da tensão residual, e, conjuntamente com a sensibilidade aos ruídos do cálculo do parâmetro S_{sk} , gerou a alta dispersão observada na figura 4.4, visto que a dispersão, em diversos resultados, foi superior à média mensurada. Para

o grupo ST, possivelmente as micro rebarbas (figura 4.9) geraram o ruído que afetaram a dispersão observada para o grupo. Já para os resultados observados para os grupos NP e NC, possivelmente os efeitos da modificação dos picos e dos vales como resultado da dispersão.

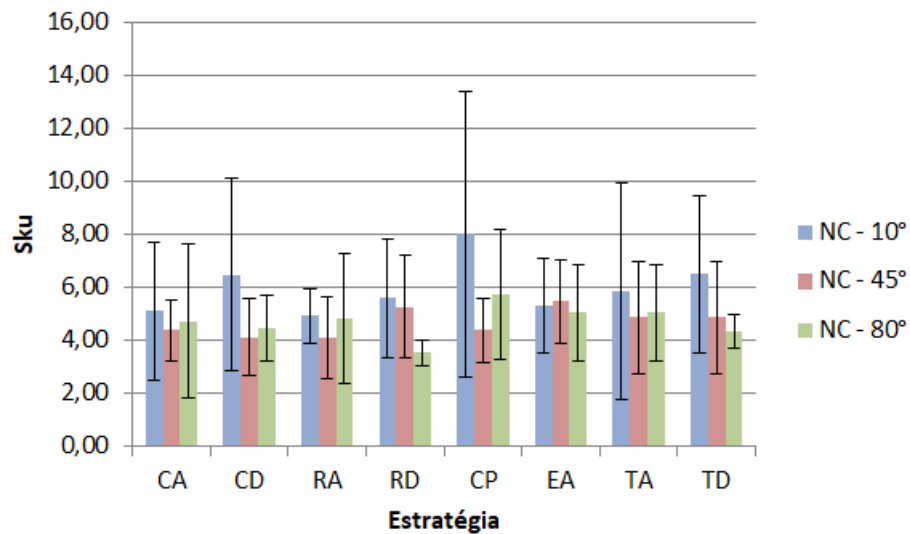
A figura 4.5 apresentam os resultados para o parâmetro S_{ku} .



a) Grupo ST.



b) Grupo NP.



c) Grupo NC.

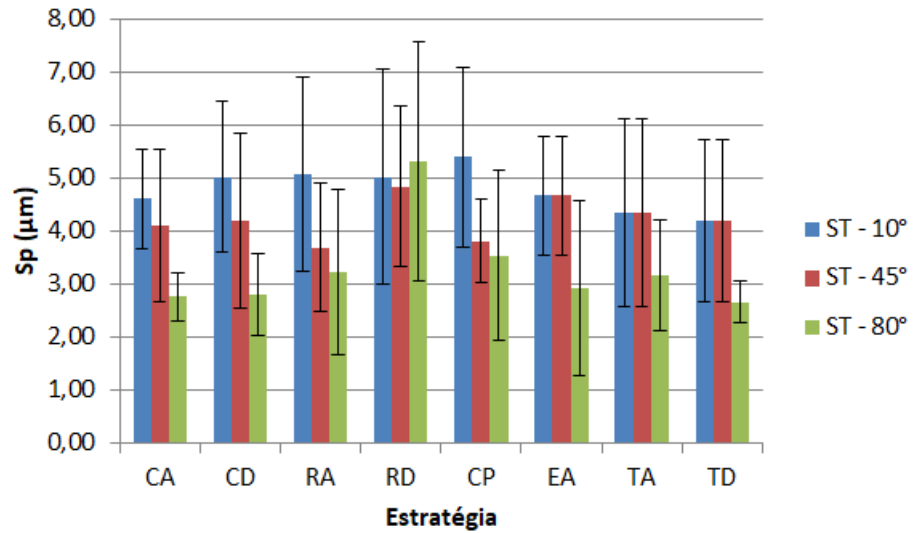
Figura 4.5: Parâmetro S_{ku} .

Os resultados apresentados pela figura 4.5 mostram que todas as medições de todas as estratégias resultaram em valores de S_{ku} acima de 3, mesmo considerando o desvio padrão, de modo que a curva de distribuição é pontiaguda. Nas superfícies do grupo ST, estes valores são bem próximos a 3, com exceção das superfícies obtidas com as estratégias RD, CP e EA na posição 80°, na qual estes valores foram um pouco maiores. Há que se considerar, porém, que as dispersões dos resultados destas 3 estratégias nesta posição foram muito grandes. Pode-se concluir que os picos são altos, vales são profundos e ambos apresentam as bases largas, segundo a figura 2.10b. Desse modo, nas medições em que o parâmetro S_{sk} é negativo, o efeito do lubrificante pode ser reduzido, pois o lubrificante efetivamente estará depositado apenas nos vales, enquanto nas proximidades das bordas, haverá pouco depósito do lubrificante. Nas medições em que o parâmetro S_{sk} é positivo, o efeito do lubrificante pode ser reduzido, por efetivamente estar depositado apenas nas proximidades das bordas (parte mais baixa da região da superfície entre picos), enquanto os picos serão quebrados durante a conformação. A tendência apresentada foi de aumento no valor do parâmetro S_{ku} para corpos de prova tratados termicamente, sobretudo no ângulo de 10° com a nitrocarbonetação.

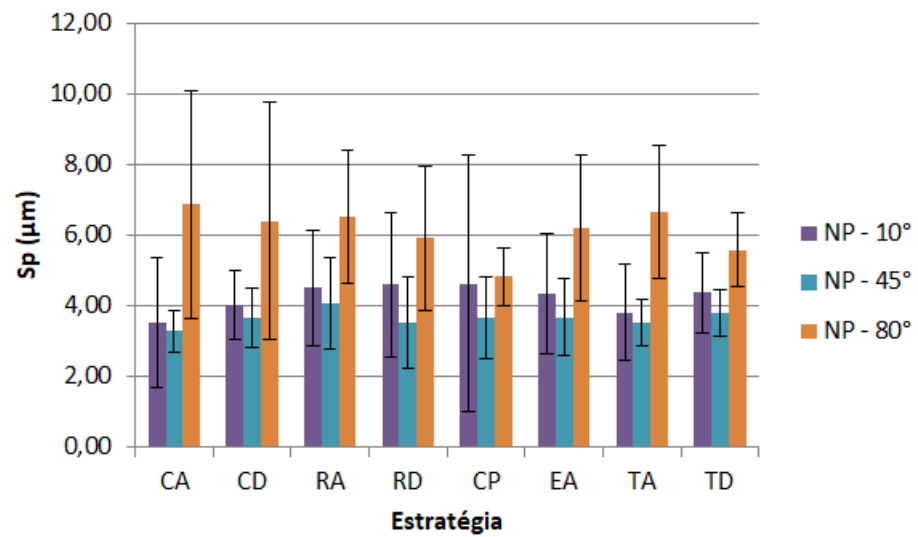
Possivelmente, a modificação da superfície dos punções já teria uma variável imprevisível, como indica a hipótese da influência da tensão residual, e, conjuntamente com a sensibilidade aos ruídos do cálculo do parâmetro S_{ku} , gerou a alta dispersão observada na figura 4.5. Para o grupo ST, possivelmente as micro rebarbas (figura 4.10) geraram o ruído que afetaram a dispersão observada para o grupo. Já para os resultados observados para os

grupos NP e NC, possivelmente os efeitos da modificação dos picos e dos vales como resultado da dispersão.

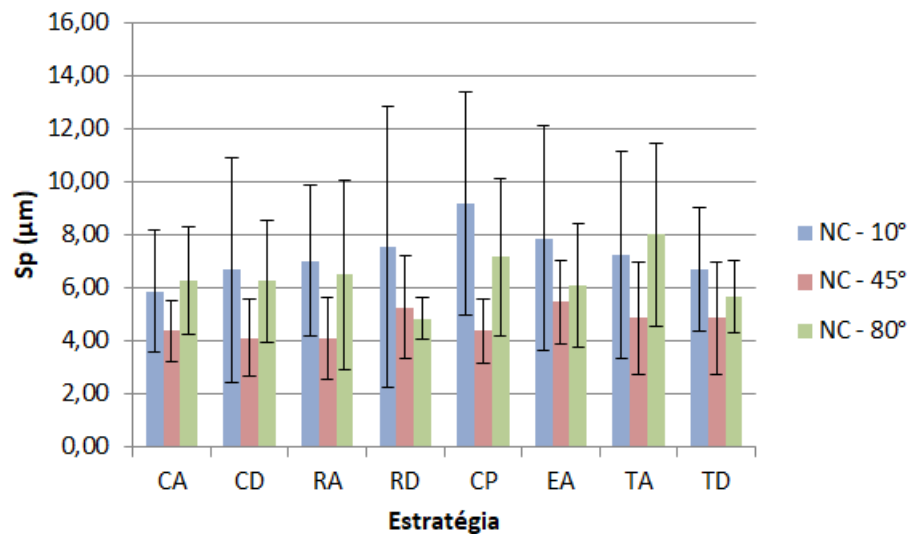
A figura 4.6 apresenta o comportamento da rugosidade S_p .



a) Grupo ST.



b) Grupo NP.



c) Grupo NC.

Figura 4.6: Rugosidade S_p .

Os resultados apresentados na figura 4.6 indicam que os valores de rugosidade S_p aparentemente são mais influenciados pelo tratamento termoquímico em comparação com a estratégia de usinagem. Observa-se que, mesmo para medições em que os valores de S_{sk} foram negativos, os valores de rugosidade S_p mostram-se acima de $4 \mu\text{m}$. Esse fenômeno pode ser relacionado aos altos valores de S_{ku} , denotando que há concentração de ocorrência de picos e de vales, mas os valores máximos podem fugir muito à média (S_a e S_q) em distâncias múltiplas do desvio-padrão, ou seja, em regiões vizinhas às ocorrências dos picos mais altos e dos vales mais profundos, os picos e os vales apresentam-se com alturas e profundidades muito diferentes, frações das maiores alturas dos picos e das maiores profundezas dos vales.

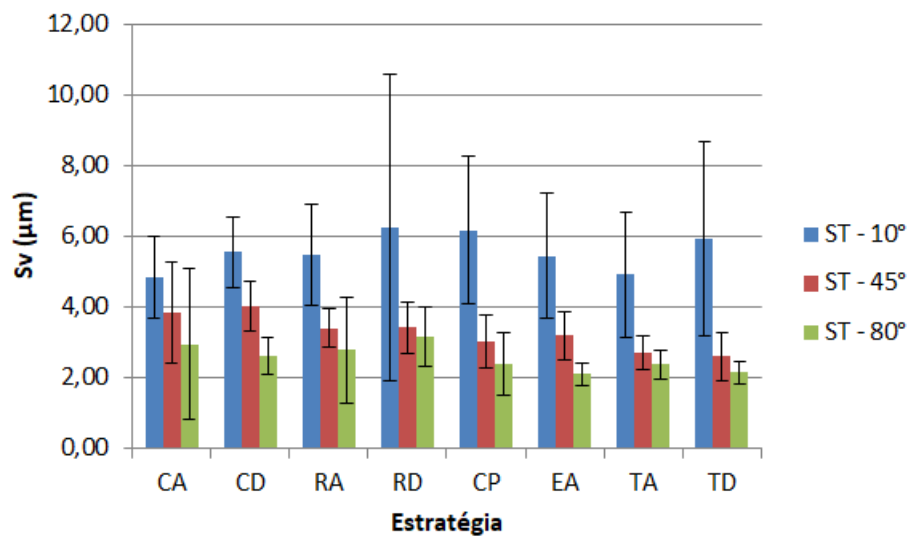
Para o grupo de controle, ST, todos os valores de rugosidade apresentam-se entre $2,50 \mu\text{m}$ e $5,50 \mu\text{m}$. Em geral, as medições a 10° apresentaram valores mais altos para este grupo, juntamente com os valores da medição a 45° nas estratégias espiral ascendente, torneamento ascendente e torneamento descendente. A medição a 80° apresentou os menores valores de rugosidade S_p desse grupo, exceto para a estratégia radial descendente, em que os valores de todas as medições foram próximos.

Para o grupo nitretado a plasma, NP, os valores da rugosidade S_p encontram-se entre $3,00 \mu\text{m}$ e $7,00 \mu\text{m}$. As medições a 10° e a 45° apresentam valores próximos. As medições a 80° apresentaram os maiores valores desse grupo, exceto na estratégia de contornos paralelos, em que as medições a 10° e a 80° apresentaram valores semelhantes. A nitretação a plasma

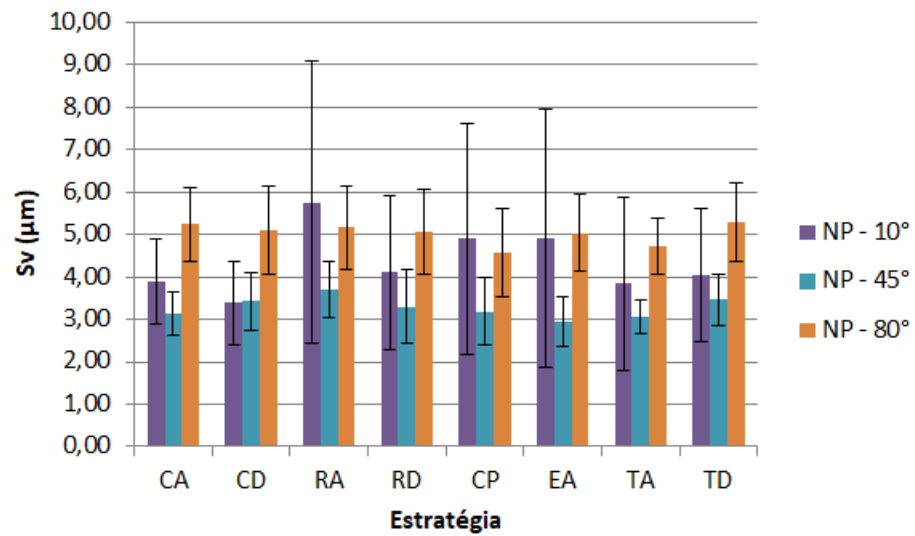
não apresentou uma tendência única de aumento do valor de rugosidade nas três regiões medidas.

Para o grupo nitrocarbonetado, NC, os valores de rugosidade S_p variaram entre $4,00 \mu\text{m}$ e $9,50 \mu\text{m}$. As medições a 10° apresentaram os maiores valores de rugosidade S_p da figura 4.7. Os valores de rugosidade apresentados pelas medições a 10° e a 45° apresentaram tendência de proximidade, enquanto as medições a 80° apresentou a tendência de menores valores de rugosidade S_p . Como valores altos de picos podem iniciar desgastes e avarias superficiais mais precocemente durante o trabalho, este grupo pode ter a vida prejudicada durante os ensaios de conformação. Assim como a nitretação a plasma, a nitrocarbonetação não apresentou uma tendência única de aumento do valor de rugosidade nas três regiões medidas. Esse fato pode ser indicativo de que estes processos receberam influência possivelmente de tensão residual da usinagem.

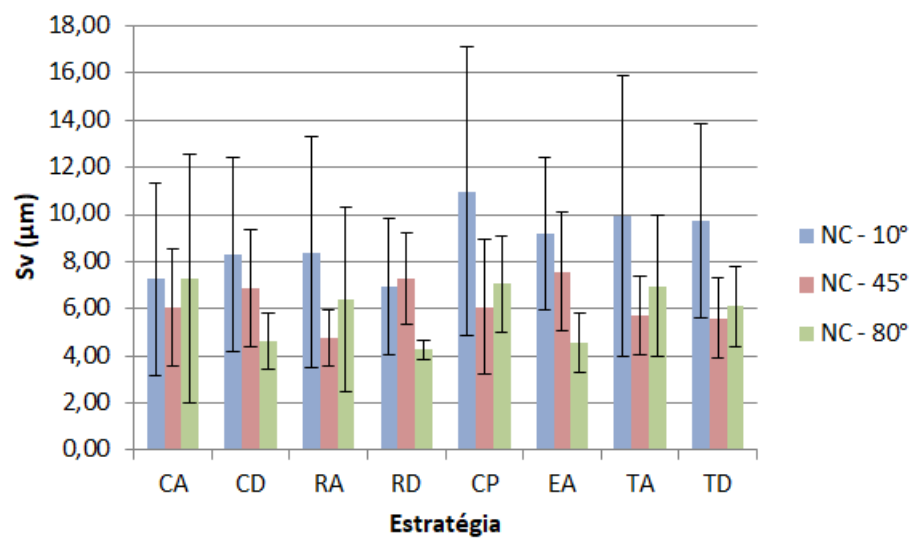
A figura 4.7 apresenta o comportamento da rugosidade S_v .



a) Grupo ST.



b) Grupo NP.



c) Grupo NC.

Figura 4.7: Rugosidade S_v .

Os resultados de rugosidade S_v apresentados na figura 4.7 apresentam comportamento semelhante ao comportamento da rugosidade S_p da figura 4.6 em relação ao parâmetro S_{sk} , em que medições que resultaram em predominância de picos acima de platôs (valores positivos de S_{sk}) apresentam valores altos de rugosidade S_v . Pelos valores encontrados pelo parâmetro S_{ku} , observa-se novamente a concentração de ocorrência dos vales, de modo que os valores máximos podem se afastar muito dos valores médios de rugosidade (S_a e S_q) da superfície.

Para o grupo de controle, ST, os valores de rugosidade S_v apresentaram-se entre 2,00 μm e 6,50 μm . A medição a 10° apresenta os maiores valores de rugosidade S_v desse grupo. As medições a 45° e 80° apresentaram valores próximos, entre 2,00 μm e 4,00 μm , em cada estratégia.

Para o grupo nitretado a plasma, NP, os valores de rugosidade S_v apresentaram-se entre 3,00 μm e 6,00 μm . A medição a 10° apresentou valores entre 3,50 μm e 6,00 μm , em geral, próximos aos valores da medição a 80°, que ficaram entre 4,50 μm e 5,50 μm . A medição a 45° apresentou valores entre 3,00 μm e 4,00 μm . A nitretação a plasma apresentou leve tendência de diminuição dos valores de rugosidade S_v , pouco influenciando o valor da rugosidade, de modo que aparentemente, influenciou mais os picos que os vales da superfície semiesférica.

Para o grupo nitrocarbonetado, NC, os valores de rugosidade S_v apresentaram-se entre 4,00 μm e 11,00 μm , os mais altos valores dos gráficos da figura 4.7. A medição a 10° apresentou valores de rugosidade entre 6,50 μm e 11,00 μm . A medição a 45° apresentou valores de rugosidade entre 5,00 μm e 8,00 μm . A medição a 80° apresentou valores de rugosidade entre 4,00 μm e 7,50 μm . O processo de nitrocarbonetação apresentou a tendência de aumento do valor da rugosidade S_v , de modo que influenciou mais na profundidade dos vales e, pelos valores do parâmetro S_{sk} , na quantidade de vales na superfície semiesférica.

Apesar dos altos valores de rugosidade S_v , que indicariam um melhor efeito do lubrificante durante a conformação a quente devido ao maior espaço de acomodação do lubrificante, o perfil de rugosidade das superfícies pode não se mostrar favorável a um bom efeito do lubrificante, visto que os vales apresentam picos profundos, mas agudos de tal modo que as bordas, de maior área (indicado pelos elevados valores do parâmetro S_{ku}), possivelmente não reterão o lubrificante durante a conformação adequadamente, o qual possivelmente será removido precocemente da interface entre o corpo de provas (na função de punção) e o material conformado.

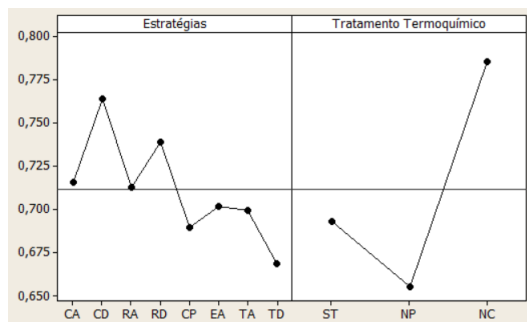
Os efeitos observados dos tratamentos termoquímicos sobre a rugosidade S_v assemelham-se aos efeitos observados sobre a rugosidade S_p , de modo que o mecanismo envolvido no aumento ou diminuição de valores de picos ou vales parece ser o mesmo, possivelmente a tensão residual.

Para melhor avaliação da influência das estratégias e dos tratamentos termoquímicos, utilizaram-se análises do tipo ANOVA com nível de significância igual a 0,05. As variáveis deste trabalho são estratégia de usinagem e tratamento termoquímico. O ângulo de medição utilizado na análise ANOVA foi de 45°, porque apresentou os melhores resultados dos

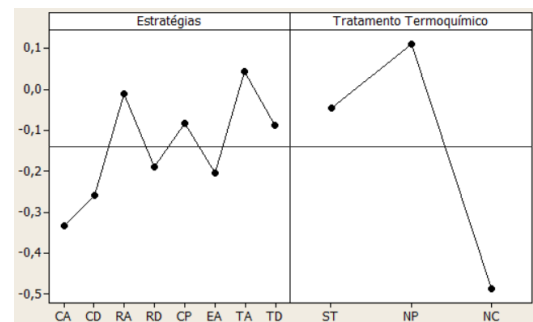
parâmetros de análise superficial e porque é a região que foi utilizada para os ensaios de estampagem a quente. A tabela 4.2 apresenta os resultados da ANOVA, em que *p-value* inferior a 0,050 indica que a variável é influente. A figura 4.8 apresenta os gráficos de efeitos das variáveis de influência obtidos pela análise ANOVA.

Tabela 4.2: Influência da estratégia e tratamento termoquímico sobre os parâmetros de análise de superfície antes do processo de conformação plástica.

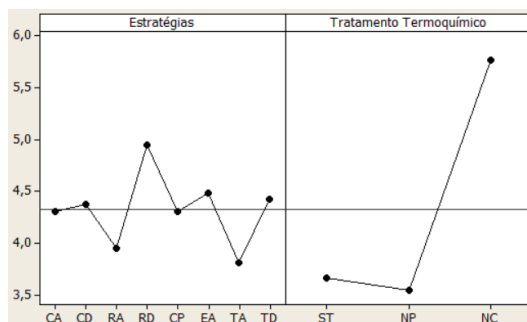
Parâmetro	<i>p-value</i>		
	Estratégia	Tratamento termoquímico	Figura
S_a	0,004	0,000	4.10a
S_{sk}	0,024	0,000	4.10b
S_{ku}	0,048	0,000	4.10c
S_p	0,538	0,000	4.10d
S_v	0,021	0,000	4.10e



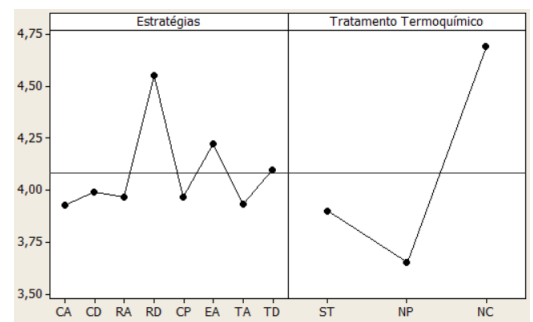
a) S_a .



b) S_{sk} .



c) S_{ku} .



d) S_p .

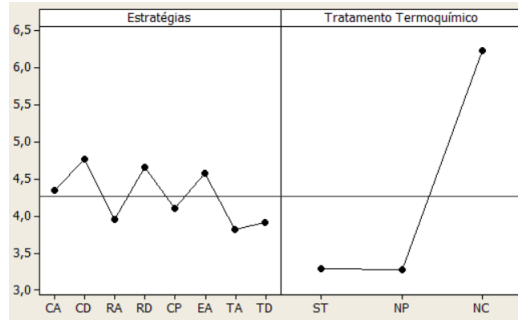
e) S_v .

Figura 4.8: Gráficos de efeitos das variáveis - ANOVA.

Os valores de *p-value* apresentados na tabela 4.2 e os gráficos da figura 4.8 indicam que a estratégia apresentou influência significativa sobre os parâmetros S_a , S_{sk} , S_{ku} e S_v (*p-value* < 0,05) para as medições a 45°.

Entretanto, o tratamento termoquímico mostra-se mais influente (*p-value* = 0) para todos os parâmetros, em alguns parâmetros com influência benéfica (diminuição dos valores de rugosidade e parâmetro S_{sk} negativo) e em outros com influência maléfica dos tratamentos (aumento dos valores de rugosidade e parâmetro S_{sk} positivo).

O parâmetro S_p apresentou valor de *p-value* maior que 0,050 para as estratégias, indicando que a estratégia não apresentou influência sobre esse parâmetro, o que pode indicar que os picos possivelmente receberam influência de micro rebarbas (análise a seguir).

O grupo nitretado a plasma NP apresentou valores dos parâmetros de rugosidade, em geral, menores do que os do grupo nitrocarbonetado (NC), com exceção do parâmetro S_{sk} . Há que se notar ainda que o grupo ST apresentou alguns parâmetros de rugosidade, em geral, menores que aqueles obtidos com os tratamentos termoquímicos, também com a exceção do parâmetro S_{sk} .

Este parâmetro (S_{ku}) foi o único em que o grupo NC apresentou os menores valores. Assim, as superfícies nitretadas apresentaram a tendência de serem menos rugosas que as superfícies nitrocarbonetadas.

Nenhuma combinação de estratégia de usinagem e tratamento termoquímico resultou em superfícies totalmente adequadas para boa atuação do lubrificante durante o processo de estampagem a quente, que apresentariam baixos valores de parâmetros de rugosidade, sobretudo S_a (para que o acabamento superficial da peça estampada seja bom em processos industriais) e S_p (para evitar quebra dos picos logo no início do processo de estampagem a quente e acelerar a evolução do desgaste), valores ligeiramente negativos do parâmetro S_{sk} (indicando que haveria predominância de vales em meio aos platôs das superfícies, em que o

lubrificante poderia se depositar) e valores de aproximadamente 3 para o parâmetro S_{ku} , para uma distribuição mais próxima à distribuição gaussiana (para que a superfície apresente maior uniformidade da distribuição dos picos e dos vales).

Entretanto, as situações que apresentaram melhores resultados, segundo a análise ANOVA, são as estratégias contornos paralelos e de torneamento ascendente (pois são as estratégias que mais se repetem abaixo da média na figura 4.8), sem tratamento termoquímico ou com nitretação a plasma.

Observou-se a tendência de que a ausência de tratamento termoquímico (grupo ST) resultou em valores intermediários de rugosidade S_a , parâmetro S_{sk} próximo a zero e parâmetro S_{ku} com valores mais baixos que os apresentados nos demais grupos tratados. A nitretação a plasma (grupo NP) tendeu a apresentar valores de rugosidade S_a baixos (mas próximos aos valores da rugosidade S_a do grupo ST), valores positivos de parâmetro S_{sk} e valores intermediários do parâmetro S_{ku} . A nitrocarbonetação Tenifer® (grupo NC) tendeu a apresentar valores de rugosidade S_a mais altos entre os grupos de tratamento termoquímico, valores negativos de parâmetro S_{sk} e valores altos do parâmetro S_{ku} . Assim, para ação de lubrificante ser mais efetiva durante a conformação, a região a 45° de corpo de prova nitrocarbonetado seria a mais indicada, pois essa região apresenta menos deformação plástica (a velocidade efetiva de corte não era baixa) e menor vibração (a ferramenta não apresenta a mesma tendência de fletir como nas vizinhanças da base da semiesfera). Possivelmente, os valores dos parâmetros de análise dessa região apresentam os efeitos da relação entre vibração e deformação plástica da rebarba remanescente da remoção dos cavacos. Em relação ao processo de estampagem a quente, segundo as simulações, as regiões em torno de 45° podem apresentar evolução do desgaste mais acelerada pela estampagem a quente e de mais fácil medição dos efeitos do desgaste.

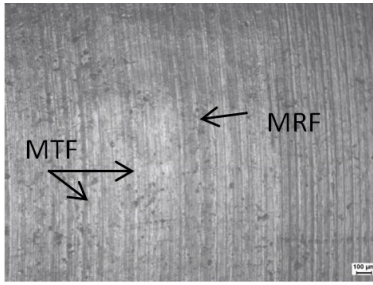
As avaliações apresentadas acima se referem aos valores dos parâmetros de análise superficial. Entretanto, é esperado que cada estratégia resulte em marcas diferentes nas superfícies, marcas essas que podem apresentar valores de parâmetros semelhantes, mas podem apresentar comportamentos diferentes durante um processo de conformação a quente.

A figura 4.9 apresenta as imagens das superfícies em inclinação a 45°. MTF representa marcas de trajetória de ferramenta (marcas da compensação promovidas pelo comando do centro de usinagem, que envolvem os incrementos de corte a_e e a_p e pela modificação do ângulo efetivo de posição nas estratégias de torneamento) e MRF representa marcas de rotação da ferramenta.

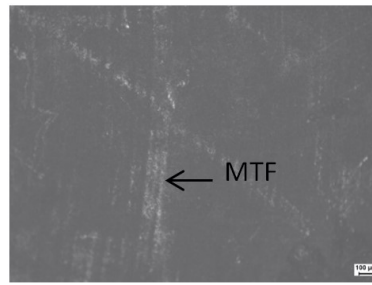
Grupo ST

Grupo NP

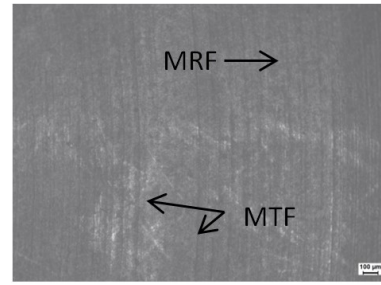
Grupo NC



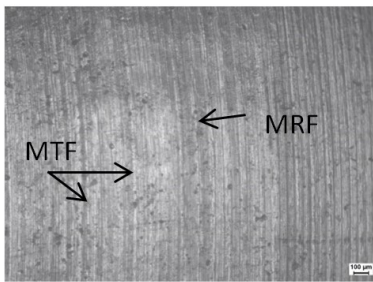
a) CA, ST.



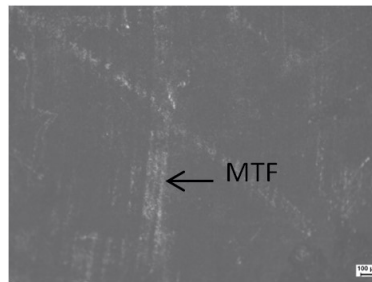
b) CA, NP.



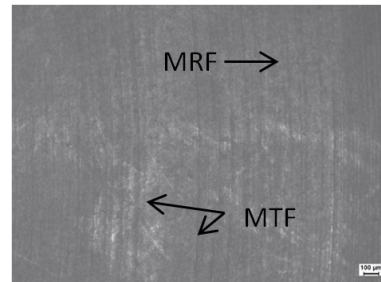
c) CA, NC.



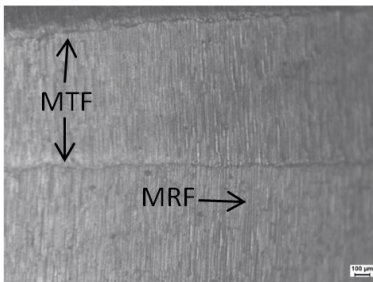
d) CD, ST.



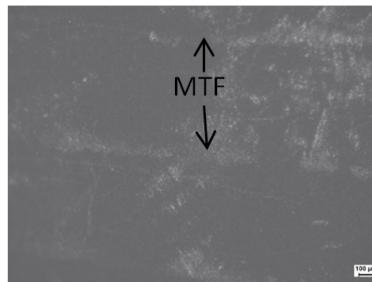
e) CD, NP.



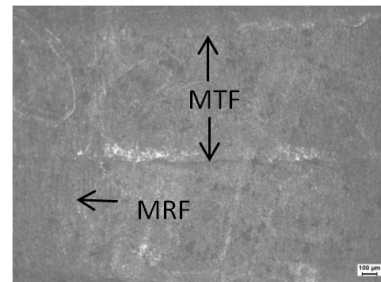
f) CD, NC.



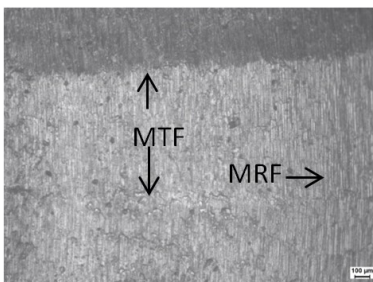
g) RA, ST.



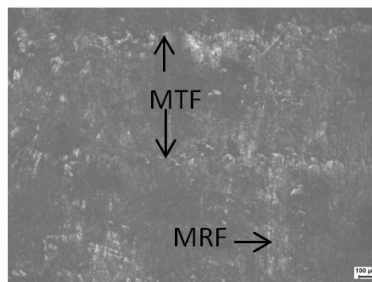
h) RA, NP.



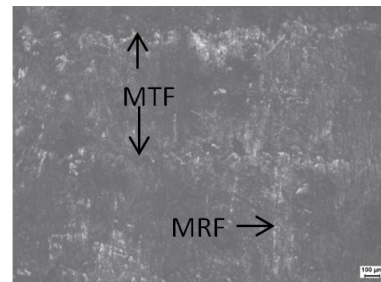
i) RA, NC.



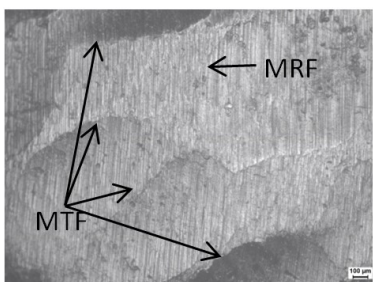
j) RD, ST.



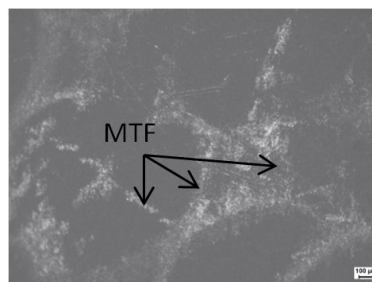
k) RD, NP.



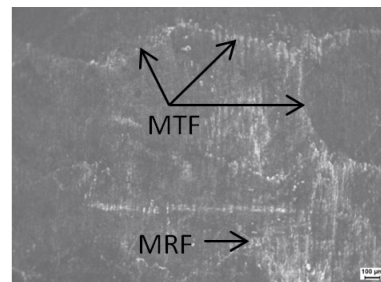
l) RD, NC.



m) CP, ST.



n) CP, NP.



o) CP, NC.

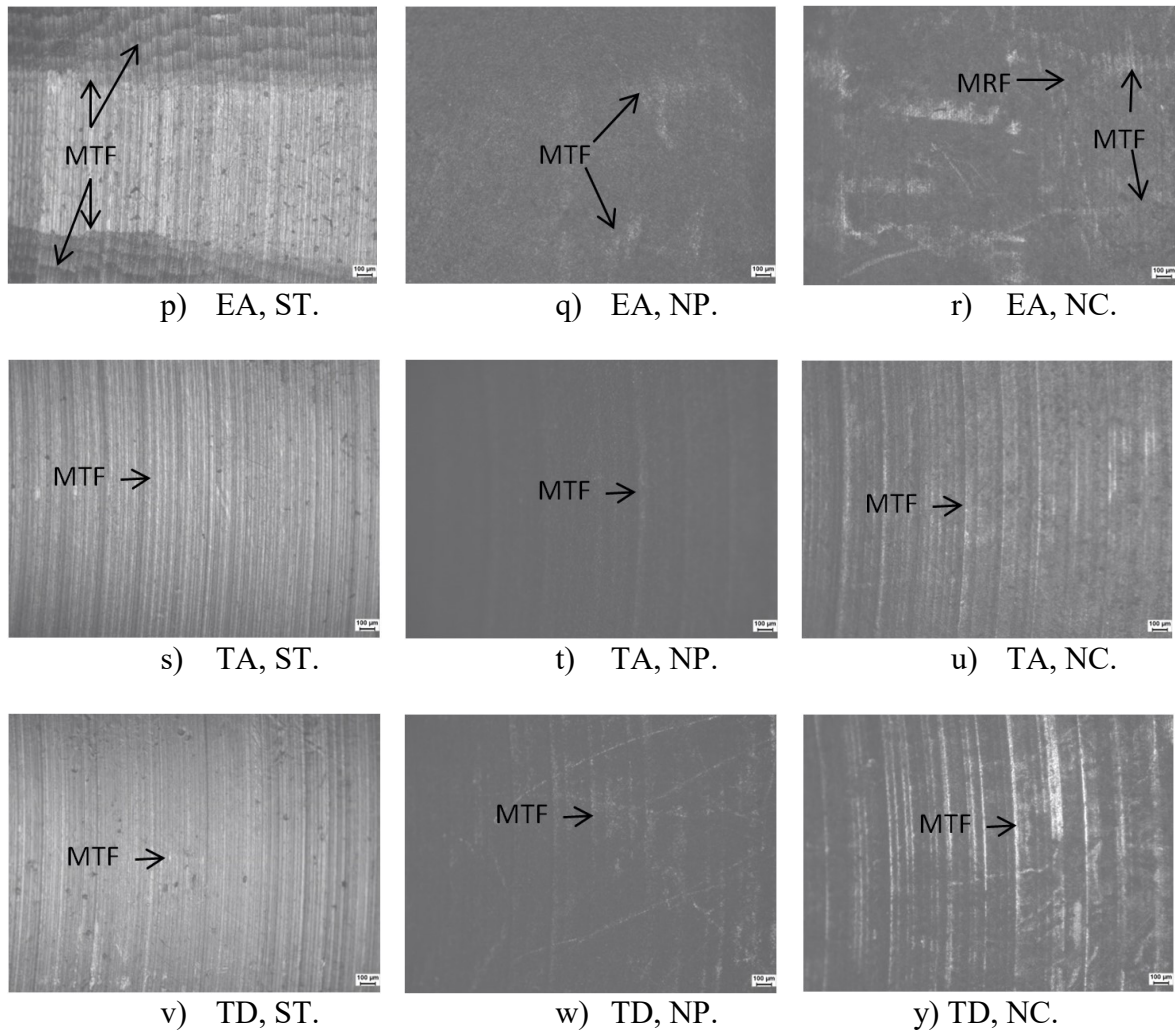


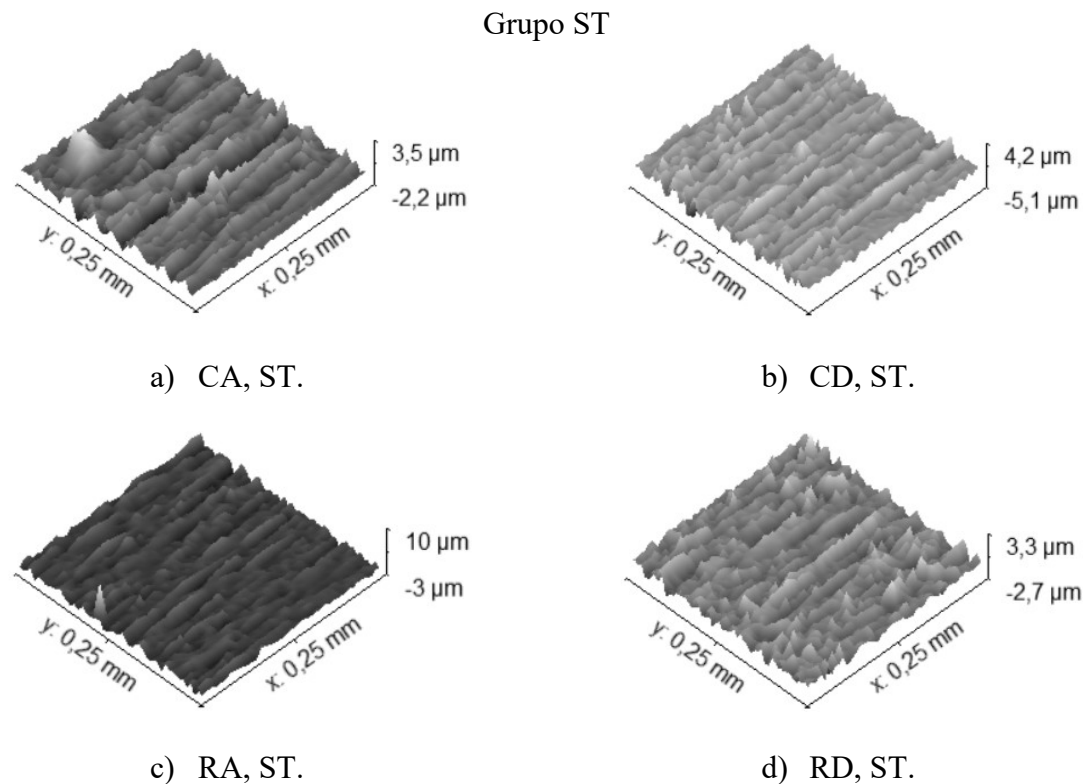
Figura 4.9: Imagens das superfícies em inclinação a 45°.

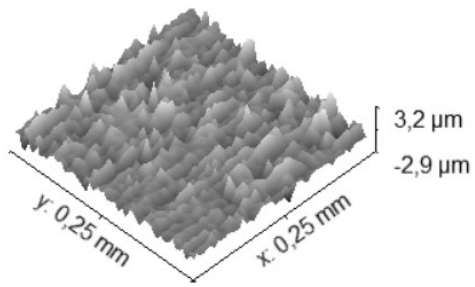
As imagens apresentadas na figura 4.9 mostram que os tratamentos termoquímicos alteram a superfície dos corpos de prova. Visualmente, as marcas mais finas (nessas imagens, são as marcas deixadas pela rotação da ferramenta ao redor do seu eixo para as estratégias de fresamento e marcas do avanço da ferramenta de torneamento) são atenuadas, especialmente pela nitretação a plasma. As pequenas marcas de trajetória da ferramenta (principalmente visíveis na imagem 4.9a) também foram atenuadas, de modo que apenas as marcas maiores da correção de trajetória de ferramenta (principalmente visíveis na imagem 4.9m) e as maiores marcas decorrentes de aceleração ou desaceleração da rotação em torneamento (figuras 4.9 de s a y) são facilmente observadas nas imagens dos corpos de prova tratados termoquimicamente. Assim, a hipótese de que os picos e vales de rugosidade são afetados pelo tratamento termoquímico mostra-se plausível, pois são regiões propícias ao acúmulo de

tensão residual do processo e são pequenos o suficiente para serem afetados pela temperatura em que ocorrem os processos e pelas reações químicas envolvidas.

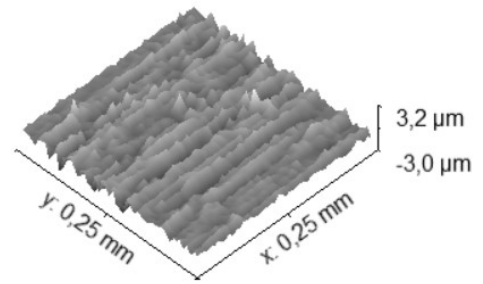
A ação da temperatura e das reações químicas envolvidas nos tratamentos pode ter influenciado nos valores dos parâmetros de análise de superfícies, aumentando ou atenuando picos e vales de rugosidade, suavizando e apagando visualmente as pequenas linhas e marcas decorrentes do avanço da ferramenta na superfície. Essa alteração na superfície não ocorre com a mesma intensidade para marcas maiores, visto que a energia térmica disponível nesses processos é baixa, devido à baixa temperatura e ao tempo de duração do processo, insuficiente para alteração em marcas maiores visualmente. Entretanto, essas alterações tendem a ocorrer nas regiões de maior energia acumulada que conseguem responder a essas condições de temperatura e tempo de processo, no caso, picos e vales.

A figura 4.10 apresenta os mapas de perfil de rugosidade para a região B (figura 3.4), de 45° a partir da base. As estratégias CA, CD, EA, TA e TD apresentam a direção de avanço na direção do eixo x e incremento radial (a_e) na direção do eixo y dos mapas de rugosidade. As estratégias RA, RD e CP apresentam a direção de avanço na direção do eixo y e incremento radial (a_e) na direção do eixo x dos mapas de rugosidade.

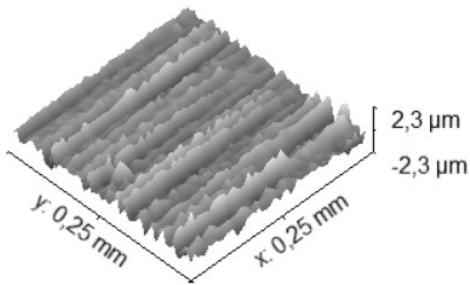




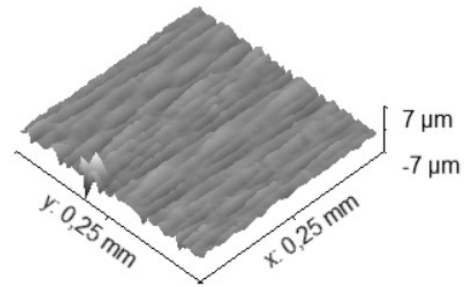
e) CP, ST.



f) EA, ST.

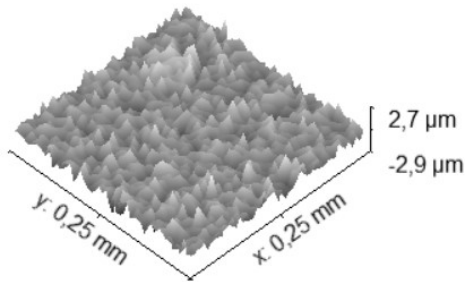


g) TA, ST.

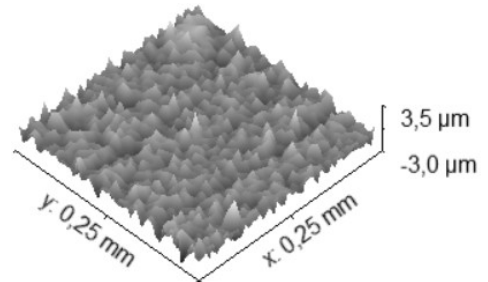


h) TD, ST.

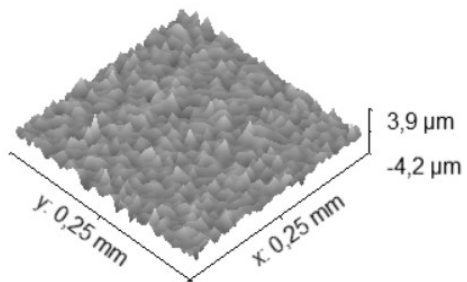
Grupo NP



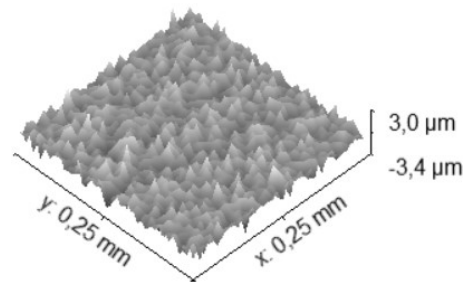
i) CA, NP.



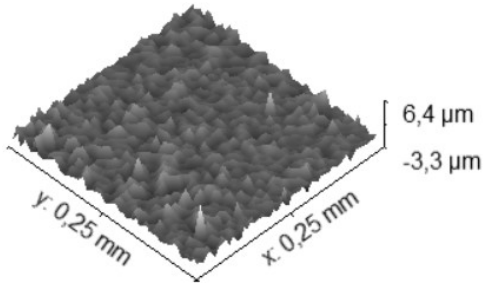
j) CD, NP.



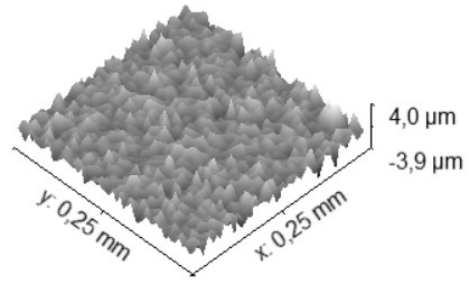
k) RA, NP.



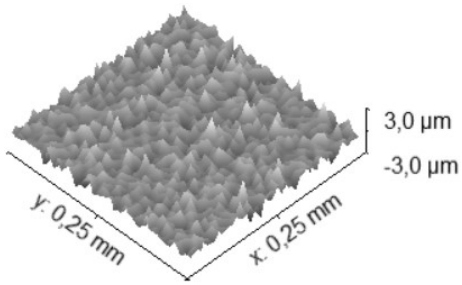
l) RD, NP.



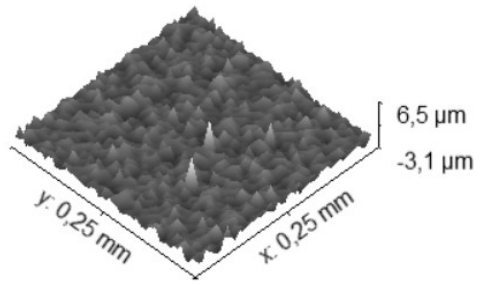
m) CP, NP.



n) EA, NP.

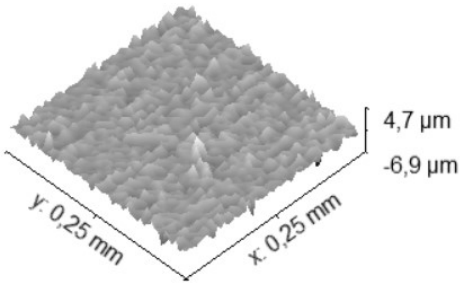


o) TA, NP.

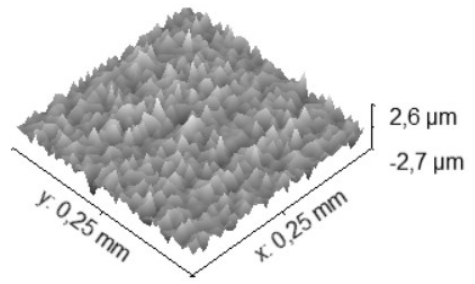


p) TD, NP.

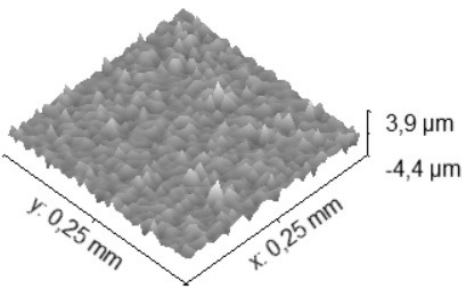
Grupo NC



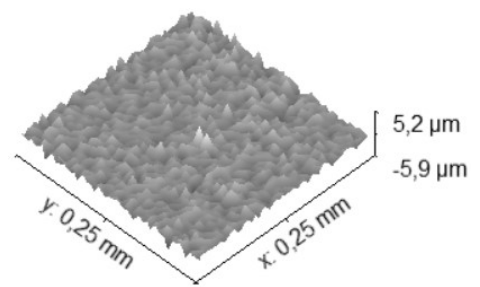
q) CA, NC.



r) CD, NC.



s) RA, NC.



t) RD, NC.

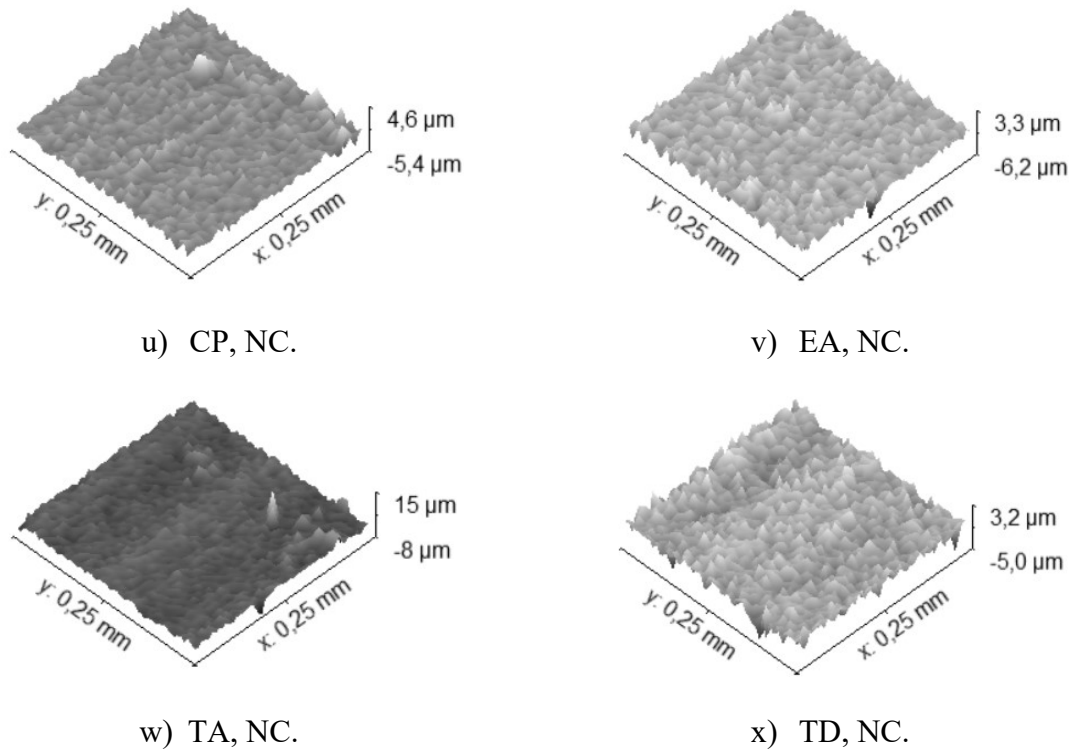


Figura 4.10: Mapas de perfil de rugosidade a 45° a partir da base.

Observa-se na figura 4.10, para o grupo ST, a ocorrência de picos e de vales em formações do tipo serras. Essas serras ocorrem preferencialmente junto às marcas de rotação de ferramenta e às marcas de trajetória de ferramenta. As serras do grupo ST lembram micro rebarbas, com a ocorrência de picos mais altos nas serras de picos e, possivelmente, vales mais profundos nas serras de vales (considerando que as serras de vales são contrapartidas não necessariamente simétricas das serras de picos). Nos grupos tratados termoquimicamente, as ocorrências de picos e de vales são diferentes, com os picos e vales apresentando-se em picos e vales mais curtos (sem a orientação em linha como no grupo ST) e independentes (não localizados nas serras), com a ocorrência orientada (mas não obrigatória) pelas marcas de rotação de ferramenta e pelas marcas de trajetória de ferramenta. A nitretação a plasma apresentou maior influência sobre a distribuição dos picos que a nitrocarbonetação, visto que as superfícies nitrocarbonetadas apresentaram a ocorrência de picos e de vales mais orientadas pelas marcas de usinagem que as superfícies nitretadas a plasma.

As imagens dos mapas de rugosidade indicam que, em nível micrométrico, o tratamento termoquímico alterou os perfis de rugosidade. Para o grupo ST, sem tratamento termoquímico e, por consequência, com a superfície resultante apenas da usinagem, houve a formação de

serras de picos e de vales, com a aparência de micro rebarbas, em que alguns picos se destacavam pela maior altura em relação à serra em que se encontravam. Considera-se que o mesmo ocorre com as serras de vales, ou seja, há vales que se destacam dos demais vales da serra de vales. As serras de picos e as serras de vales ocorrem preferencialmente junto às marcas de usinagem (marcas de trajetória de ferramenta e marcas de rotação de ferramenta). Assim, marcas de trajetória de ferramenta e as marcas de rotação da ferramenta das imagens das figuras 4.9 e AA2 referentes aos punções do grupo ST são facilmente visualizadas.

Já as imagens de mapas de rugosidade do grupo NP, dos punções nitretados a plasma, apresentam agrupamento de picos e de vales, mas os picos e vales não mais estão concentrados nas marcas de rotação de ferramenta ou nas marcas de trajetória de ferramenta como as serras dos punções do grupo ST estão concentradas. As imagens de mapa de rugosidade do grupo NC, dos punções nitrocarbonetados, apresentam os picos e os vales ocorrendo preferencialmente junto às marcas de rotação da ferramenta e às marcas de trajetória de ferramenta. Entretanto, as formações de picos e de vales não se assemelham a micro rebarbas da mesma forma como as serras dos punções do grupo ST. Aparentemente, as serras de picos e de vales dos punções sofreram um tipo de corrosão durante a aplicação dos processos de nitretação a plasma e de nitrocarbonetação. Pode-se considerar que efeitos mecânicos possam ter atuado para a modificação superficial da rugosidade, como a colisão dos íons sobre a superfície dos punções (a nitretação a plasma pode limpar a superfície dos punções) ou a agitação de partículas durante o banho de sal colidindo com a superfície dos punções. Entretanto, considerando que houve a formação de novas fases na camada superficial e subsuperficial, pode-se inferir que os processos químicos atuaram também na transformação das serras de rugosidade. As fases precipitadas na camada e na subcamada superficial dos punções nitretados e nos punções nitrocarbonetados poderiam afetar a altura dos picos e a profundidade dos vales, pelas diferentes densidades que poderiam ocupar mais volume na camada e, assim, distorcer as serras originais da usinagem.

Os processos de nitretação a plasma e de nitrocarbonetação envolveram temperaturas altas (em comparação à temperatura ambiente), tempo de processo de horas e reações químicas. As reações químicas tendem a se iniciar e ocorrer preferencialmente em regiões de maior energia concentrada, tais como contornos de grão, regiões com concentração de discordâncias geradas por conformação mecânica, regiões com inclusão de óxidos, regiões com tensão residual (ASM 1995a, 1995b, 1995c, 1995d, 1995e, 1995f). Os agrupamentos de picos e de vales apresentam-se como micro rebarbas, possivelmente com níveis de tensão residual diferentes (tração ou compressão), visto que esforços de corte são diferentes de

acordo com região da semiesfera e com a velocidade efetiva de corte. As estratégias circulares apresentam velocidade efetiva de corte constante enquanto o círculo é descrito na superfície do punção, pois enquanto o círculo é descrito sobre a superfície do punção, não há alteração do diâmetro efetivo de corte da ferramenta de usinagem, sendo esse diâmetro efetivo de corte (e, conseqüentemente, a velocidade efetiva de corte) diferente do círculo anteriormente descrito e diferente do círculo descrito posteriormente. As demais estratégias de fresamento utilizadas apresentam variação do diâmetro efetivo de corte durante a passagem da ferramenta sobre a superfície do punção, de modo que na mesma passagem da ferramenta sobre a superfície, o mesmo passe da ferramenta, o diâmetro efetivo de corte varia entre zero e o diâmetro nominal da ferramenta, de 12 mm. A usinagem com as estratégias de torneamento ocorreram com a programação de velocidade de corte constante, de modo que o eixo árvore acelerava ou desacelerava para manter a velocidade de corte programada, com as limitações necessárias à programação (rotação máxima). Entretanto, na usinagem de torneamento de superfícies curvas, há a variação das direções dos esforços de cortes de acordo com a região usinada da semiesfera (variação também presente para as estratégias de fresamento). Essas variações nos esforços de corte, em decorrência de alteração de direções e de intensidade dos esforços, geram diferentes níveis de vibração sobre as superfícies, as quais, por sua vez, influenciam também na tensão residual das superfícies. Assim, as regiões das superfícies apresentam influência significativa (confirmada pela ANOVA) sobre os efeitos dos tratamentos termoquímicos sobre as superfícies dos punções para cada estratégia analisada. Os tratamentos termoquímicos aplicados nos punções possivelmente interagiram de formas diferentes com as tensões residuais encontradas na superfície dos punções. Os picos remanescentes após a aplicação dos tratamentos termoquímicos possivelmente possuíam, antes da aplicação dos tratamentos termoquímicos, menor tensão residual que as regiões vizinhas e, conseqüentemente, menos energia para ser utilizada durante o processo dos tratamentos termoquímicos para a redução dos picos. Já os vales, possivelmente, tiveram as regiões de mais alta energia consumidas, de modo que a profundidade e mesmo a largura dos vales tenham aumentado.

A figura 4.11 apresenta os resultados para medição de dureza. Cada barra da figura é uma média de quatro pontos de medição em cada punção e a barra no topo de cada barra maior representa a dispersão destes valores.

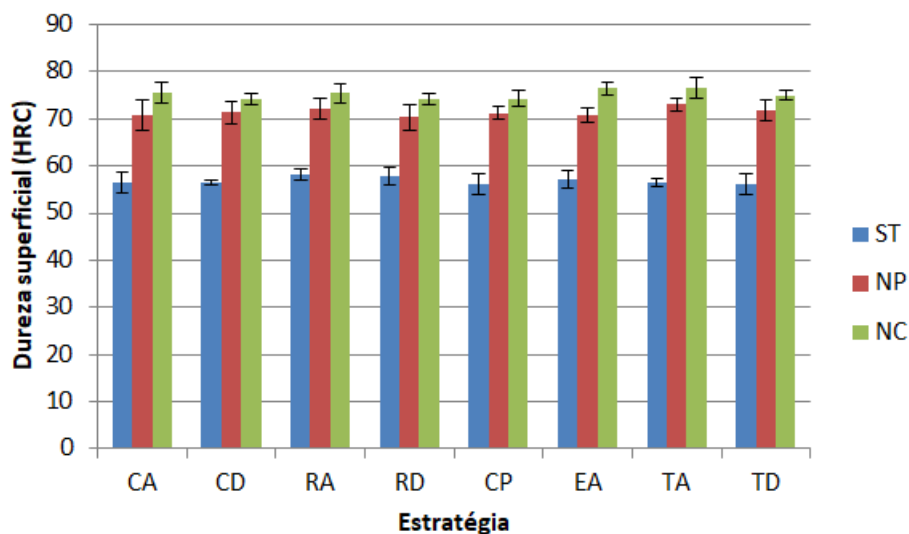


Figura 4.11: Resultados da medição da dureza, em HRC.

Os resultados apresentados pela figura 4.11 são parecidos para a inclinação a 45°. Mesmo a medição da dureza ocorrendo em porções da superfície com descoloração (figuras 4.9 e AA1), não houve alteração significativa da dureza. A variação entre os valores observados de dureza HRC foi pequena entre as regiões analisadas, estando na faixa entre 55 HRC e 60 HRC no grupo ST e entre 70 HRC e 78 HRC para os grupos NP e NC, com os valores mais altos de dureza apresentados pelos corpos de prova nitrocarbonetados. Assim, pode-se considerar que a dureza do material não sofreu alterações significativas em regiões diferentes da semiesfera e que o endurecimento foi praticamente homogêneo em toda a superfície da semiesfera. Não se observa influência das estratégias de usinagem nos valores de dureza HRC. Como era de se esperar, os corpos de prova que sofreram tratamentos termoquímicos apresentaram valores maiores de dureza HRC em comparação aos valores de dureza apresentados pelo grupo sem tratamento. Entretanto, comparando os resultados apresentados pelos corpos de prova tratados termoquimicamente entre si, a diferença entre os valores é pequena. Desse modo, conclui-se que ambos os tratamentos termoquímicos são eficientes em aumentar a dureza superficial dos corpos de prova e que a escolha de um tratamento termoquímico em vez de outro pode depender de outros fatores, tais como valores de rugosidade, custo do tratamento do tratamento termoquímico ou outros fatores operacionais e econômicos.

Nos parâmetros de avaliação superficial (rugosidade, parâmetro S_{sk} e S_{ku}) houve influência significativa do tratamento termoquímico utilizado, enquanto nos valores de dureza HRC, não houve diferença significativa entre os valores apresentados por cada tratamento

termoquímico, pois ambos os tratamentos termoquímicos possuem valores de tolerância para a dureza e a espessura da camada, e essa diferença pode estar dentro da tolerância. Assim, excluindo-se o fator econômico, a nitretação a plasma parece ser o tratamento termoquímico mais recomendável, visto que apresenta um fator atenuante de diversos parâmetros de rugosidade e resulta em alta dureza da superfície tratada. Esta hipótese será testada nos ensaios de conformação, cujos resultados serão mostrados e discutidos a seguir.

5 DISCUSSÃO DE RESULTADOS DOS ENSAIOS DE CONFORMAÇÃO

Como mostra a figura 3.5, os ensaios de conformação mecânica do tipo estampagem a quente não contemplam toda a superfície semiesférica do punção. Assim os resultados dos ensaios de estampagem a quente referem-se a medições na posição B da figura 3.4, a 45° da base da semiesfera, e as comparações de resultados são com os dados da mesma posição B.

Os ensaios de estampagem a quente foram divididos em duas etapas para melhor visualização dos efeitos do processo de estampagem a quente sobre a superfície dos punções. Como resultados de ensaios prévios com punções extras, a estampagem das 115 arruelas promoveu alterações superficiais consideradas suficientes para análise e assim, todos os punções estamparam 115 arruelas na primeira etapa de estampagem a quente.

Considerando a integridade da superfície dos punções após a primeira etapa de estampagem a quente, decidiu-se que, na segunda etapa de estampagem a quente, o número de arruelas estampadas seria diferente pelos punções sem tratamento termoquímico, grupo ST, do número de arruelas estampadas pelos punções tratados termoquimicamente, grupos NP e NC. Assim, na segunda etapa de estampagem a quente, os punções do grupo ST estamparam mais 115 arruelas (totalizando 230 arruelas estampadas) e os punções dos grupos NP e NC estamparam mais 230 arruelas (totalizando 345 arruelas estampadas).

5.1 Após a 1ª etapa de estampagem a quente

5.1.1 Resultados para o grupo ST

Na figura 5.1, apresentam-se os resultados de rugosidade S_a para o grupo ST, sem tratamento termoquímico, em comparação aos resultados dos parâmetros de análise superficial de antes da estampagem a quente, na região do punção que teve contato com a arruela conformada (a 45° da base).

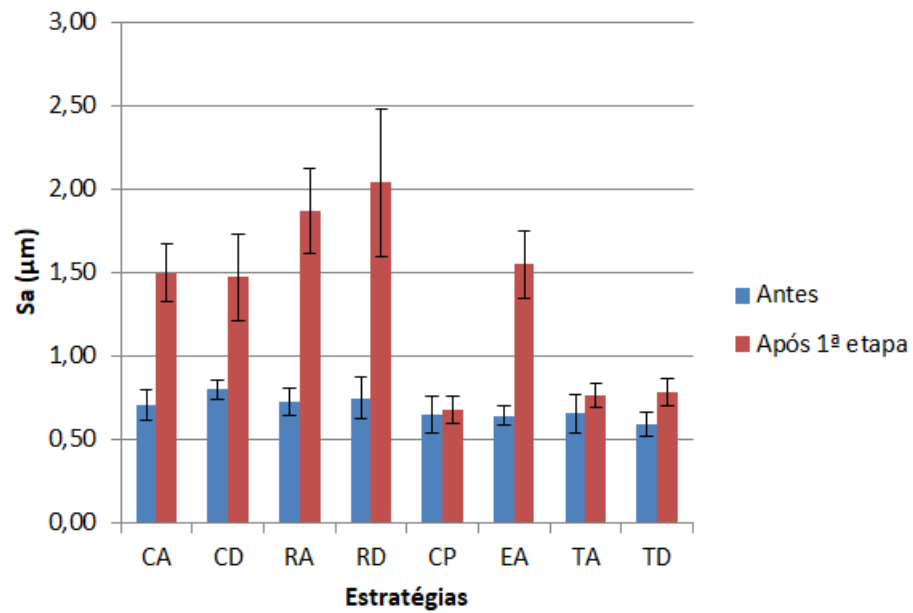


Figura 5.1: Rugosidade S_a antes e após a 1ª etapa de estampagem a quente, grupo ST.

Observa-se na figura 5.1 que houve uma tendência de aumento tanto no valor da rugosidade S_a quanto do valor do desvio-padrão. As estratégias contornos paralelos, torneamento ascendente e torneamento descendente apresentaram as menores variações do valor de rugosidade S_a quando se compara as superfícies antes e depois da 1ª. etapa de conformação. Isto indica menor degradação das superfícies das estratégias citadas, possivelmente pela maior retenção do lubrificante durante o processo de estampagem a quente.

A figura 5.2 apresenta os resultados obtidos para o parâmetro S_{sk} antes e após a primeira etapa de estampagem a quente.

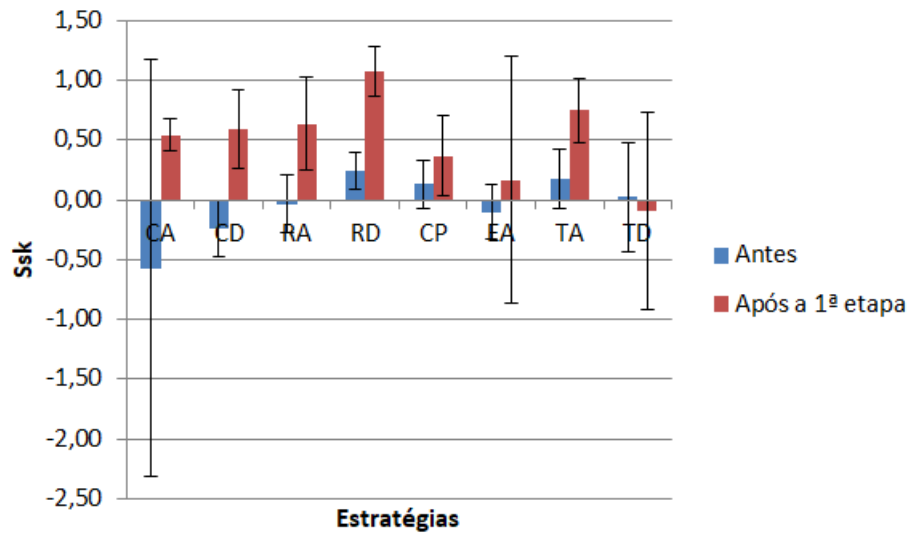


Figura 5.2: Parâmetro S_{sk} antes e após a 1ª etapa de estampagem a quente, grupo ST.

Observa-se a predominância de valores positivos de S_{sk} para a maioria das estratégias analisadas, o que indica a predominância de picos em relação aos vales. Apenas a estratégia de torneamento descendente, que antes da estampagem a quente apresentava valor positivo, mas próximo a zero, de parâmetro S_{sk} , apresentou valor negativo de parâmetro S_{sk} , também próximo a zero. Mas como a dispersão dos valores medidos nas superfícies obtidas com esta estratégia é grande, não se pode afirmar que houve diferença entre os valores de antes e de depois da conformação. O aumento dos valores de S_{sk} , ocorrido na maioria das superfícies, pode ser explicado por uma alteração do plano médio por conta dos desgastes e quebras dos picos mais acentuados (deterioração das superfícies) durante o processo de estampagem a quente. O deslocamento do plano médio poderia fazer com que picos menores, que anteriormente não teriam sido considerados como picos (por possivelmente estarem localizados em regiões contabilizadas como vales ou coincidindo com o plano médio), fossem, após a conformação, contabilizados como picos. Outra hipótese para explicação sobre o aumento do número de picos em relação ao número de vales é a ocorrência de adesão de material da arruela à superfície dos punções, em pequenas porções, juntamente com a ocorrência do desgaste durante o processo de estampagem a quente. O material aderido à superfície encontra-se encruado, mais duro que o material da arruela, devido à pressão exercida durante a estampagem. Esse encruamento é possível devido ao resfriamento das partículas aderidas à superfície do punção, visto que o tempo de contato com as arruelas não é suficiente para aquecer uma camada profunda da superfície dos punções e essa camada aquecida se resfria durante o tempo de troca das arruelas da matriz de estampagem (figura

3.5). Assim, ao se referir material aderido à superfície, para este trabalho, subentende-se material estampado resfriado e encruado. Possivelmente, a combinação da quebra dos picos mais altos com a adesão de material da arruela à superfície, com o deslocamento do plano médio em relação à situação anterior ao processo de estampagem a quente proporcionou os aumentos dos valores do parâmetro S_{sk} para a maioria das estratégias analisadas. Há que se destacar ainda que, dentre as 3 superfícies que tinham os menores valores de S_a após a primeira etapa de conformação (CP, TA e TD), as estratégias CP e TD praticamente não apresentaram variação de S_{sk} com a conformação, levando-se em consideração a dispersão dos resultados.

A figura 5.3 apresenta os resultados obtidos para o parâmetro S_{ku} antes e após a primeira etapa de estampagem a quente.

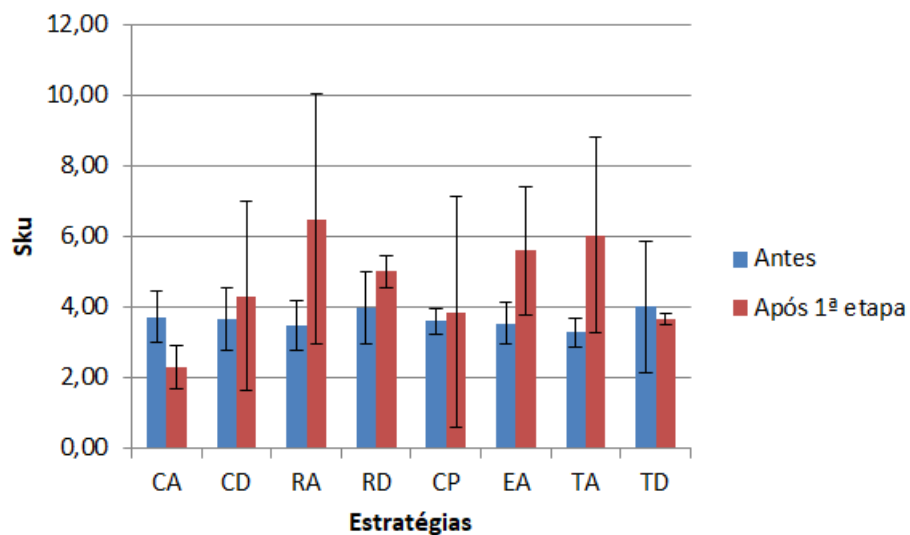


Figura 5.3: Parâmetro S_{ku} antes e após a 1ª etapa de estampagem a quente, grupo ST.

Observa-se na figura 5.3 que houve uma tendência de aumento do valor do parâmetro S_{ku} e aumento do desvio-padrão. Apenas a estratégia circular ascendente apresentou redução no valor do parâmetro S_{ku} . As estratégias CP e TD não apresentaram mudança no valor deste parâmetro após a conformação. A única estratégia que apresentou o valor do parâmetro S_{ku} abaixo de 3 foi a estratégia circular ascendente, próximo a 2. Assim, as estratégias analisadas apresentaram, após o processo de estampagem a quente, valores do parâmetro S_{ku} desfavoráveis, seja por distribuição dispersa da ocorrência dos picos (valor abaixo de 3), seja por distribuição acentuada da ocorrência dos picos (valor acima de 3). Porém, a análise desta

figura continua a apontar para as superfícies obtidas com as estratégias CP e TD como aquelas que menos sofreram variação devido ao processo de conformação.

A figura 5.4 apresenta os resultados obtidos para a rugosidade S_p antes e após a primeira etapa de estampagem a quente.

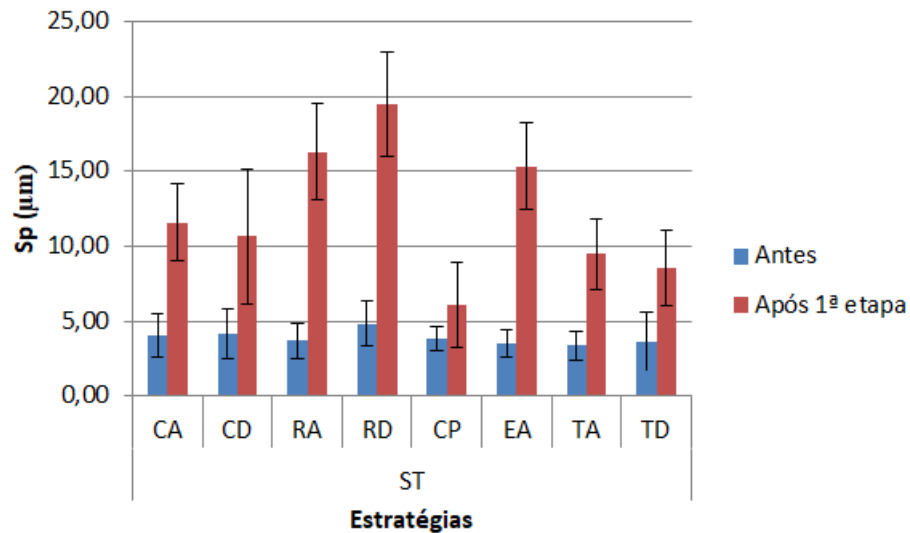


Figura 5.4: Rugosidade S_p antes e após a 1ª etapa de estampagem a quente, grupo ST.

Observa-se, na figura 5.4, o aumento expressivo no valor da rugosidade S_p e no desvio-padrão para todas as estratégias analisadas. As estratégias que apresentaram menores valores da rugosidade S_p foram contornos paralelos, torneamento ascendente e torneamento descendente (estratégias que também não tiveram os outros parâmetros analisados até aqui muito modificados). Assim, o aumento do valor do parâmetro S_{sk} não ocorreu apenas devido à alteração de planos médios por quebra de picos altos. Possivelmente, ocorreu uma quebra dos picos mais altos, acelerando o desgaste e aumentando a superfície real para o material das arruelas estampadas aderir sobre, durante o desgaste. É possível que a quebra dos picos tenha ocorrido devido ao impacto e ao cisalhamento provocado pelo fluxo do material durante a estampagem das arruelas, com a possibilidade de ocorrência de acúmulo de material das arruelas estampadas nas laterais dos picos na superfície do punção.

A figura 5.5 apresenta os resultados obtidos para a rugosidade S_v antes e após a primeira etapa de estampagem a quente.

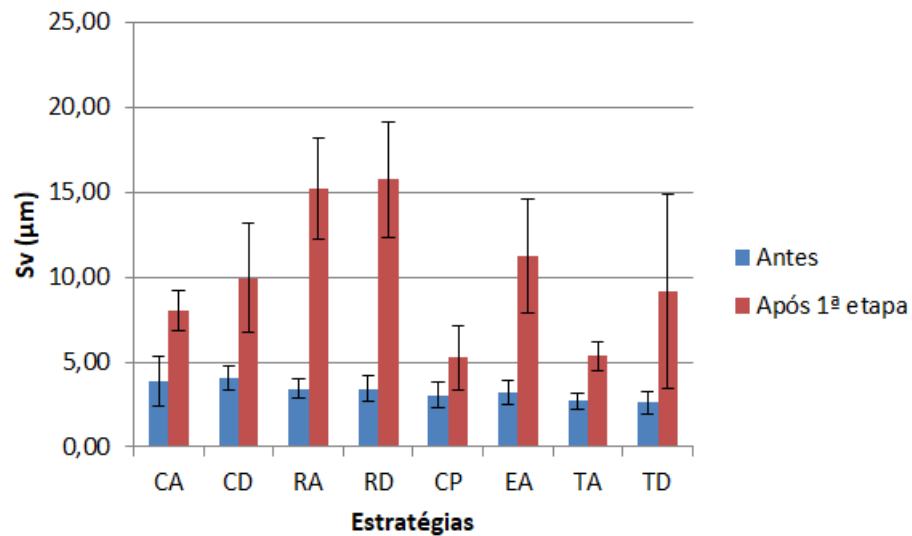
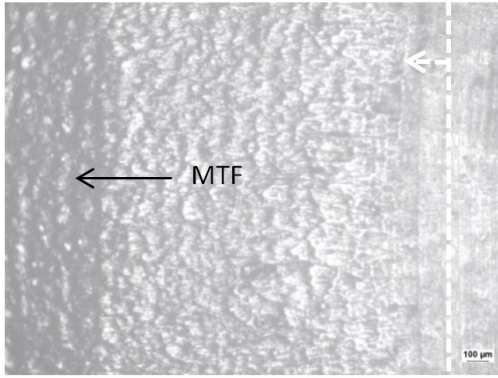


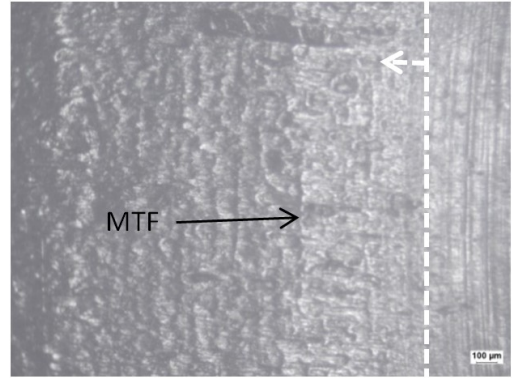
Figura 5.5: Rugosidade S_v antes e após a 1ª etapa de estampagem a quente, grupo ST.

Observa-se na figura 5.5 que houve aumento tanto do valor de rugosidade S_v quanto de desvio-padrão para todas as estratégias analisadas. As estratégias que apresentaram os menores valores de rugosidade S_v foram contornos paralelos, circular ascendente e torneamento ascendente. O aumento da rugosidade S_v ocasionado pela estampagem a quente das arruelas pode ter origem tanto no deslocamento do plano médio, ocasionado pelo aumento do tamanho dos picos, quanto pela ocorrência de arranhões ou pequenos entalhes na superfície dos punções. Na maioria das estratégias analisadas do grupo ST, o parâmetro S_{sk} é positivo, ou seja, há menor quantidade de vales de que de picos, entretanto, há vales profundos e estreitos (parâmetro S_{ku} acima de 3), que podem não apresentar efeito importante para retenção de lubrificante e redução do atrito durante o processo de estampagem a quente.

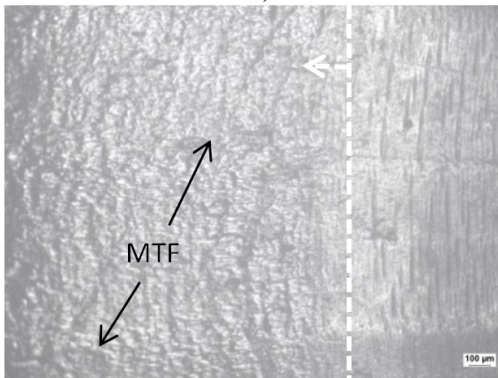
A figura 5.6 apresenta as imagens dos punções obtidas em microscopia ótica após a primeira etapa de estampagem a quente. As setas pretas apresentadas nas imagens indicam possíveis marcas da trajetória da ferramenta (MTF) ainda visíveis na parte da superfície sujeita ao contato com o fluxo de material estampado. A linha pontilhada é o limite da região que teve contato com a arruela no processo de conformação e a seta branca indica a parte do punção que teve este contato. As imagens foram obtidas na região de transição, em que há parte da superfície que não participou do contato com o fluxo de material estampado e parte da superfície que teve contato com o fluxo de material estampado.



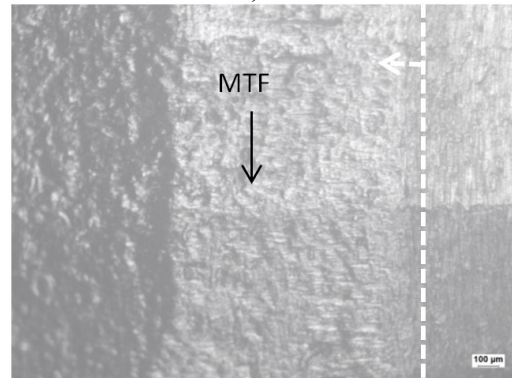
a) CA.



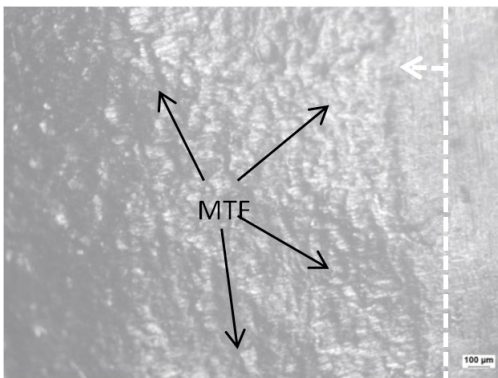
b) CD.



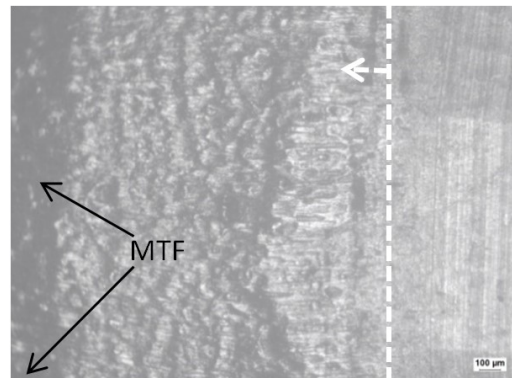
c) RA.



d) RD.



e) CP.



f) EA.

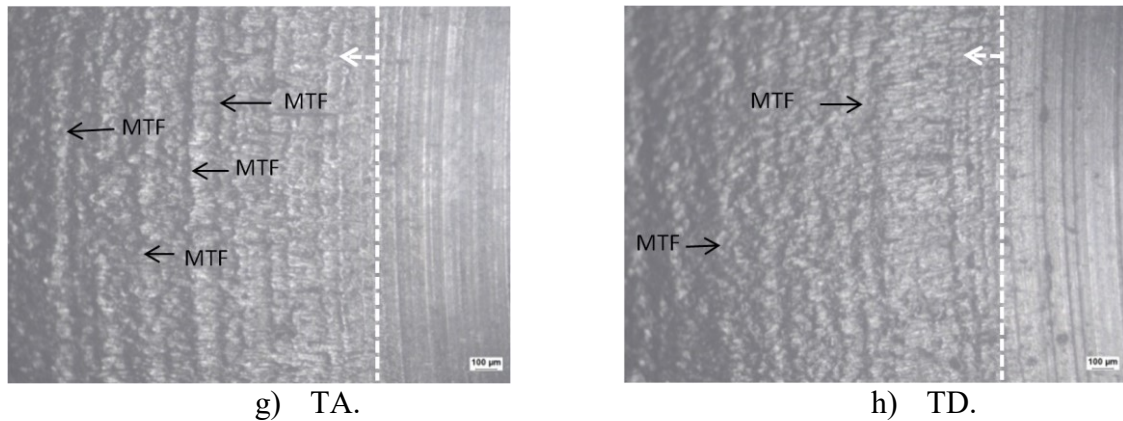


Figura 5.6: Imagens dos punções obtidos em microscopia ótica após a primeira etapa de estampagem a quente, grupo ST.

Observam-se na figura 5.6 os efeitos macro do desgaste (considerando os efeitos observados em imagens de microscopia eletrônica de varredura como micro, apenas para diferenciação de nomenclatura nesse trabalho). Para todas as estratégias, as marcas originadas da rotação da ferramenta sobre seu próprio eixo (visíveis na figura 4.9) não são mais observadas. Esse desgaste das marcas da rotação da ferramenta (marcas deixadas pela rotação da ferramenta sobre seu próprio eixo nas estratégias de fresamento, resultante dos incrementos de corte e avanço da ferramenta e, nas estratégias de torneamento, do avanço) era esperado, visto que são marcas finas e suaves em comparação às marcas de trajetória de ferramenta (compensação da trajetória em relação a a_p e a_e nas estratégias de fresamento e, nas estratégias de torneamento, marcas resultantes da variação do ângulo efetivo de posição), de modo que podem ser retiradas pelo desgaste de forma mais rápida.

Para as estratégias circulares, algumas marcas de trajetória de ferramenta ainda são visíveis, entretanto, suavizadas. A estratégia ascendente apresenta as marcas mais desgastadas, com marcas menos visíveis que as marcas apresentadas pela imagem da estratégia circular descendente. As marcas de deterioração das estratégias circulares ainda apresentam semelhanças com as marcas de usinagem observadas nas figuras 4.9a e 4.9d.

Para as estratégias radiais, alguns resquícios das marcas de trajetória de ferramenta. A estratégia radial ascendente apresenta maior deterioração (marcas de trajetória de ferramenta menos visíveis) que a estratégia radial descendente. Embora a trajetória tenha sido a mesma, o sentido apresentou influência na resistência ao desgaste. Possivelmente, o alinhamento das marcas radiais, alinhadas ao fluxo do material estampado, afetou a permanência do

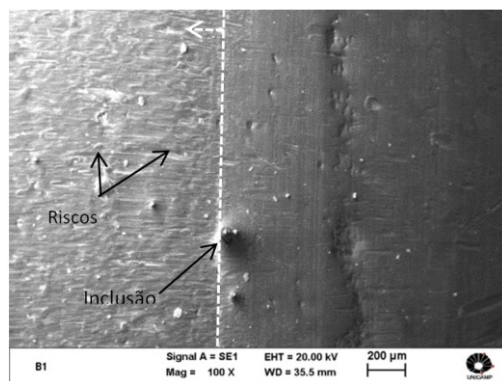
lubrificante durante o processo de estampagem a quente, diminuindo a eficiência da lubrificação, aumentando o atrito e acelerando a evolução do desgaste e da deterioração da superfície.

Para a estratégia de contornos paralelos, as marcas de trajetória de ferramenta apresentam-se mais visíveis que as marcas das estratégias circulares e radiais. A superfície apresenta deterioração e as marcas de rotação da ferramenta não são visíveis.

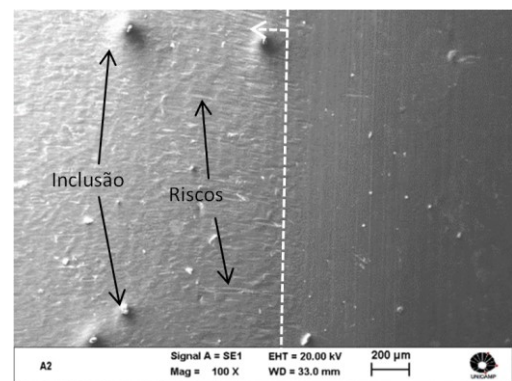
Para a estratégia espiral ascendente, as marcas de trajetória de ferramenta são muito suavizadas, restando visíveis algumas marcas da componente circular da estratégia. As marcas da componente radial não foram visíveis.

Para as estratégias de torneamento, as marcas de trajetória da ferramenta, aproximadamente circulares, são mais visíveis que as marcas de trajetória de ferramenta das estratégias de fresamento HSM, especialmente na estratégia de torneamento ascendente. Os punções torneados apresentaram maior resistência ao desgaste provocado pela estampagem a quente.

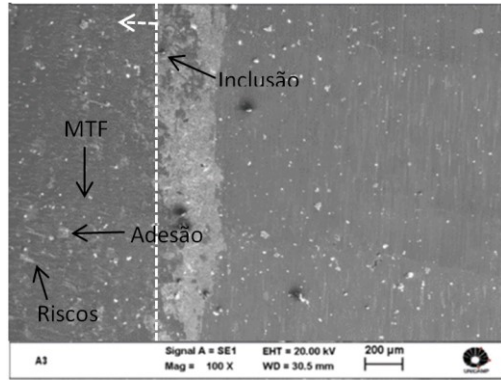
A figura 5.7 apresenta as imagens dos punções obtidos em microscopia eletrônica de varredura após a primeira etapa de estampagem a quente. As setas apresentadas nas imagens indicam possíveis marcas da trajetória da ferramenta (MTF) ainda visíveis na parte da superfície sujeita ao contato com o fluxo de material estampado e avarias à superfície. A linha pontilhada branca e a seta branca apresentam a transição, a partir da qual, está a parte deteriorada da superfície. Assim como na figura 5.6, as imagens foram obtidas na região de transição, em que há parte da superfície que não participou do contato com o fluxo de material estampado e parte da superfície que teve contato com o fluxo de material estampado.



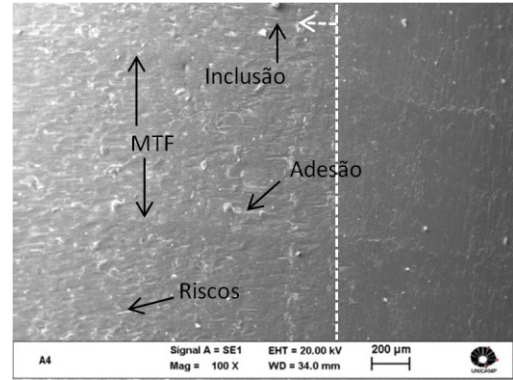
a) CA.



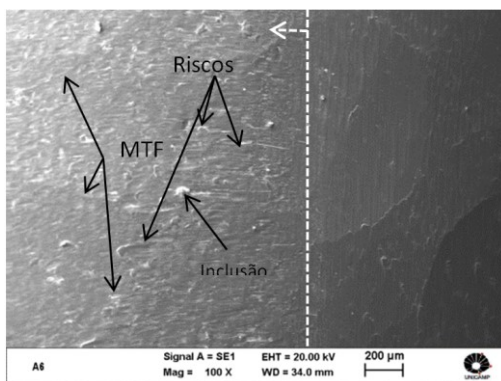
b) CD.



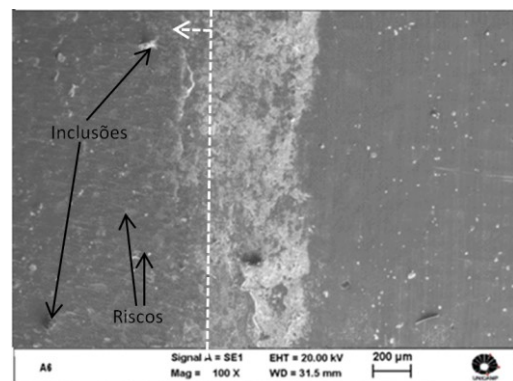
c) RA.



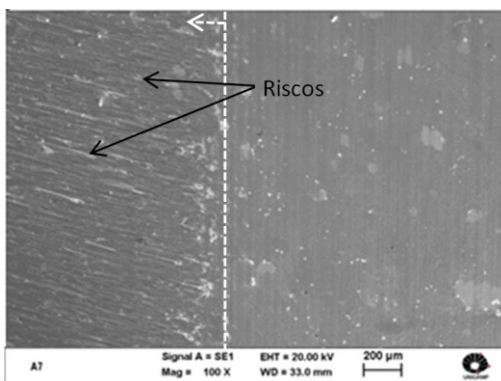
d) RD.



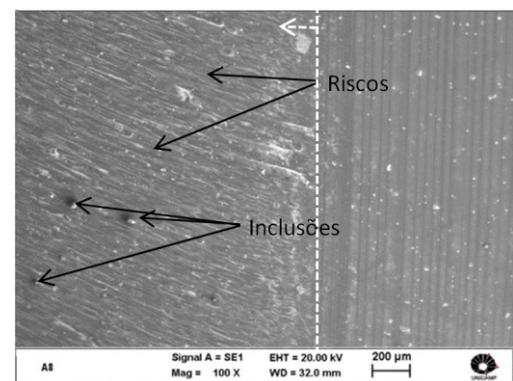
e) CP.



f) EA.



g) TA.



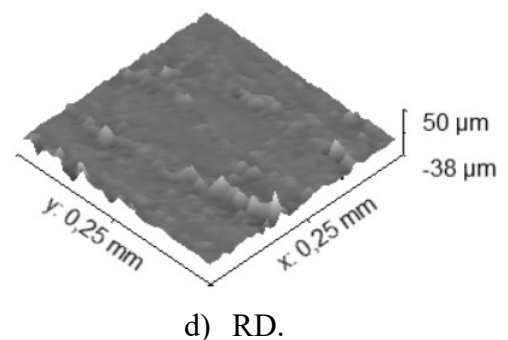
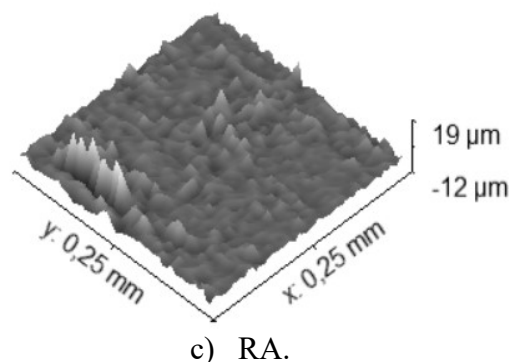
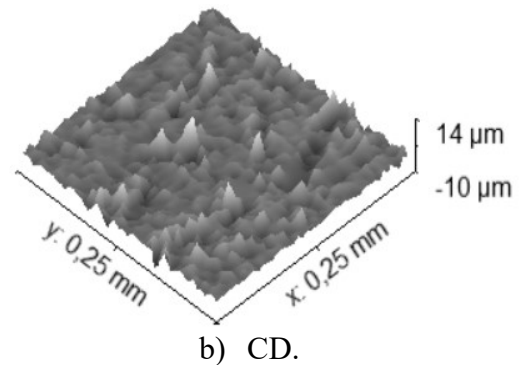
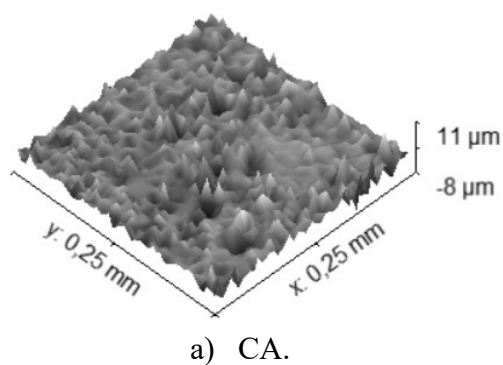
h) TD.

Figura 5.7: Imagens dos punções obtidos em microscopia eletrônica de varredura após a primeira etapa de estampagem a quente, grupo ST.

A figura 5.7 apresenta as imagens obtidas em MEV, com os efeitos micro do desgaste sobre a superfície dos punções. Em geral, há marcas do tipo riscos, e, juntamente com os arranhões, algumas regiões que aparentam estar mais elevadas (mais brilhantes, adjacentes aos arranhões), indicando possível adesão de material da arruela na superfície dos punções.

Algumas marcas que podem ser consideradas inclusões são observadas para todas as estratégias. Essas inclusões possivelmente são causadas por material das arruelas estampadas aderido, visto que, para a obtenção das imagens em MEV, realizou-se a limpeza dos punções em aparelho ultrassom por oito minutos, de modo que sujeiras superficiais (resto de lubrificante, poeira ambiente ou pequenos fiapos de algodão utilizados para preservação das superfícies contra impactos durante transporte) não estavam presentes durante a obtenção das imagens. As estratégias circular ascendente, torneamento ascendente e torneamento descendente apresentam as marcas de arranhões como riscos mais alongados que os arranhões das demais estratégias. Entretanto, os riscos das demais estratégias aparentam serem contornos de regiões onde a adesão ocorreu em forma de placas.

A figura 5.8 apresenta as imagens dos mapas de perfis de rugosidade dos punções obtidos de varredura após a primeira etapa de estampagem a quente. A direção do fluxo de material das arruelas estampadas é a direção do eixo y.



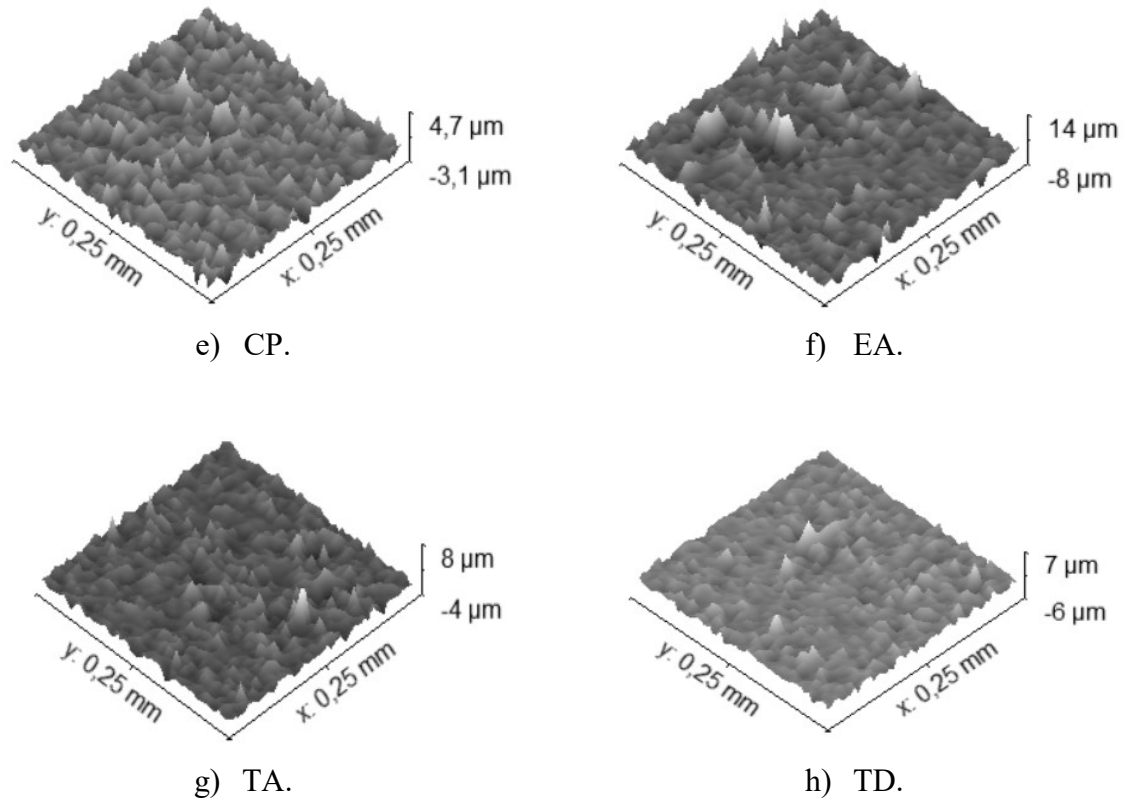


Figura 5.8: Imagens dos mapas de rugosidade dos punções após a primeira etapa de estampagem a quente, grupo ST.

Observa-se na figura 5.8 que os mapas de rugosidade apresentam conformidade com os resultados do parâmetro S_{ku} (figura 5.3), em que superfícies com valor do parâmetro S_{ku} diferentes de 3 (ou de aproximadamente 3) apresentam superfícies não homogêneas.

A estratégia circular ascendente (figura 5.8a), com valor de S_{ku} abaixo de 3, apresenta algumas regiões da superfície com pequenos platôs, o que não é esperado para uma superfície desgastada. A estratégia de contornos paralelos (apesar da presença de alta dispersão), e a estratégia de torneamento descendente (apresentam o valor de S_{ku} abaixo de 4), respectivamente figuras 5.8e e 5.8h, possuem “serras” de picos e de vales menos extensas que as estratégias circular descendente, radiais, espiral ascendente e torneamento ascendente. Para essas estratégias, as serras apresentam tanto os picos quanto os vales agudos. Observa-se também que os picos e os vales presentes nessas serras apresentam valores máximos (altura ou profundidade) superiores à maioria dos picos e dos vales encontrados nas outras partes da superfície dos punções. Assim, os valores da rugosidade S_p e da rugosidade S_v refletem esses valores das serras de picos e de vales, com o valor do parâmetro S_{ku} apresentando a não uniformidade da superfície.

Para processos de conformação, superfícies que contenham platôs podem indicar um desgaste já acelerado pela remoção de picos ou facilitar a aderência do material estampado. Já as superfícies que possuem picos e vales agudos podem acelerar a evolução do desgaste pela quebra dos picos, a qual por sua vez pode levar a um arrancamento do material da superfície do punção, causando novos vales (de dimensões não previsíveis). Essas serras são possivelmente originadas das serras observadas na figura 4.10, devido à usinagem, sendo picos de maior resistência ao impacto ou de maior dureza e resistência ao desgaste. Entretanto, como há ocorrências dos picos e dos vales agudos em regiões não condizentes com o sentido da trajetória da ferramenta, pode-se inferir que há picos novos, originados de material aderido das arruelas estampadas, possivelmente em regiões adjacentes às serras criadas pela usinagem.

Possivelmente, os valores obtidos para as rugosidades S_a , S_p e S_v originaram-se dos efeitos tanto do desgaste (com participação de abrasão das partículas encruadas do material estampado, partículas de óxidos devido à temperatura das arruelas durante a estampagem ou mesmo de picos quebrados dos próprios punções), aderência de pequenas porções de material estampado à superfície dos punções (promovendo aumento dos picos durante o processo de adesão e aumento dos vales em seu arrancamento) e ao deslocamento do plano médio sobre a superfície dos punções, em relação ao plano médio após a usinagem.

A figura 5.9 apresenta os valores de dureza superficial dos punções obtidos após a primeira etapa de estampagem a quente.

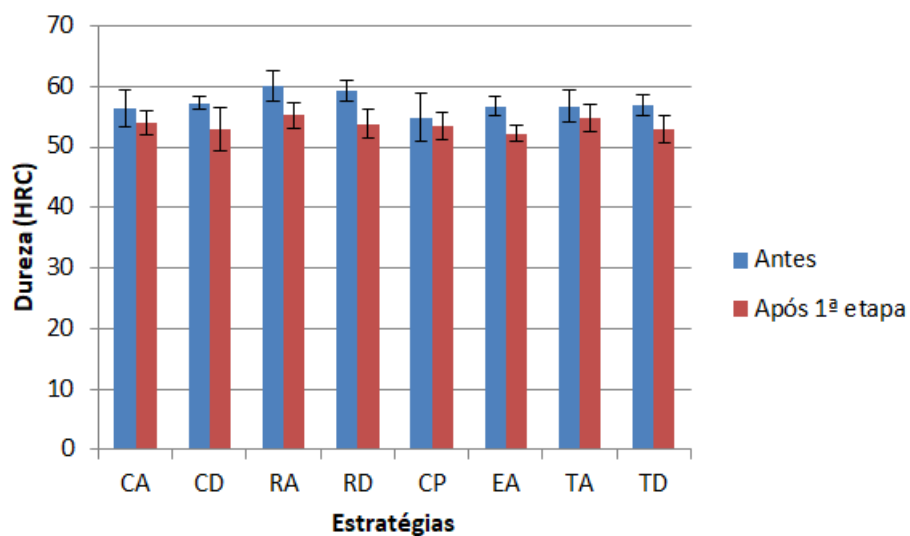


Figura 5.9: Resultados de dureza dos punções após a primeira etapa de estampagem a quente, grupo ST.

Observa-se na figura 5.9 que houve uma diminuição pequena do valor de dureza, de aproximadamente 4 HRC na média, para todas as estratégias. Como os valores de dureza mantiveram-se acima de 50 HRC, pode-se considerar que a primeira etapa de estampagem a quente não afetou a dureza dos punções significativamente. Assim, sugere-se que o aquecimento e o resfriamento cíclico sofrido pelos punções não afetaram significativamente suas superfícies, pois o aquecimento da superfície tenderia a reduzir a dureza dos punções e o resfriamento ao ar, nas condições dos ensaios de estampagem a quente, não seria suficiente para provocar formação de martensita (que aumentaria a dureza, a resistência ao desgaste, mas reduziria a resistência ao impacto), considerando ainda que o aço AISI H13 não é um aço caracterizado pela têmpera ao ar (Costa e Silva e Mei, 2013).

A tabela 5.1 apresenta o resumo dos parâmetros de análise para o grupo ST. As estratégias (sublinhadas na tabela) foram escolhidas para a segunda etapa de estampagem a quente, para a estampagem de mais 115 arruelas. O símbolo “+” indica aumento do valor do parâmetro e o símbolo “-” indica a diminuição do valor do parâmetro. Para as imagens, “+” significa a maior visibilidade de desgaste ou avaria.

Tabela 5.1: Resumo dos parâmetros após a primeira etapa de estampagem a quente para o grupo ST.

Parâmetros	Estratégias							
	CA	CD	RA	RD	<u>CP</u>	EA	<u>TA</u>	<u>TD</u>
S _a	++	++	++	++	+	++	+	+
S _{sk}	++	++	++	++	+	+	++	-
S _{ku}	-	++	++	++	+	++	+	-
S _p	++	++	++	++	+	++	+	+
S _v	++	++	++	++	+	++	+	++
Imagens – ópticas (desgaste)	++	++	++	++	++	++	+	+
Imagens – MEV (avarias)	++	++	++	++	++	+	+	++

Conclui-se, assim, que a estratégia escolhida de usinagem influencia na resistência ao desgaste das superfícies dos punções utilizados para realização de estampagem a quente de arruelas. As estratégias de torneamento apresentaram boa resistência ao desgaste, em comparação às demais estratégias, e seriam recomendadas para os casos em que o

torneamento é possível, já que tiveram desempenho similar à melhor estratégia de *HSM* com a vantagem dos menores tempos de usinagem. Para casos em que o torneamento não seja possível e o fresamento é necessário, recomenda-se a utilização da estratégia de contornos paralelos.

5.1.2 Resultados para o grupo NP

A figura 5.10 apresenta a rugosidade S_a para o grupo NP.

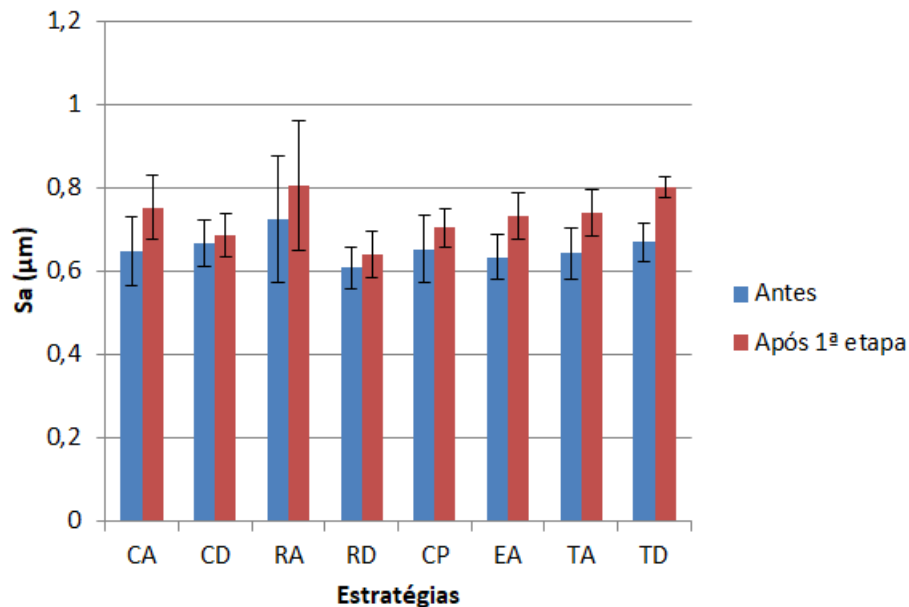


Figura 5.10: Rugosidade S_a antes e após a 1ª etapa de estampagem a quente, grupo NP.

O grupo NP, de punções nitretados a plasma, apresentou maior resistência à deterioração (desgaste, abrasão, aragem) provocada pela estampagem a quente que o grupo ST. O aumento do valor da rugosidade S_a causado pelo processo de conformação foi inferior ao registrado nos punções do grupo ST. As estratégias circular descendente, radial descendente e contornos paralelos apresentaram as menores variações de valor de rugosidade S_a para esse grupo. Apesar do aumento do valor de rugosidade S_a observado para todas as estratégias, os valores máximos mensurados estão abaixo de $0,85 \mu\text{m}$ (e abaixo de $1 \mu\text{m}$ considerando a dispersão), de modo que a estampagem a quente não afetou significativamente a rugosidade S_a dos punções. Isso indica que a superfície nitretada pode ter apresentado maior

resistência à deterioração provocada pela estampagem a quente das arruelas e mantido alguma integridade da superfície, a ser confirmado pelos demais parâmetros de análise superficial. Entretanto, o processo de nitretação a plasma modificou as aparências das marcas deixadas pela usinagem dos punções, de modo que a retenção do lubrificante fosse alterada, favorecendo menos a estratégia de torneamento descendente. Isto deve ter sido uma razão do porque esta estratégia tenha sido destacadamente melhor que as outras para os punções do tipo ST (figura 5.1) e não tenha sido melhor que as outras estratégias quando os punções eram nitretados a plasma.

A figura 5.11 apresenta o resultado do parâmetro S_{sk} para o grupo NP.

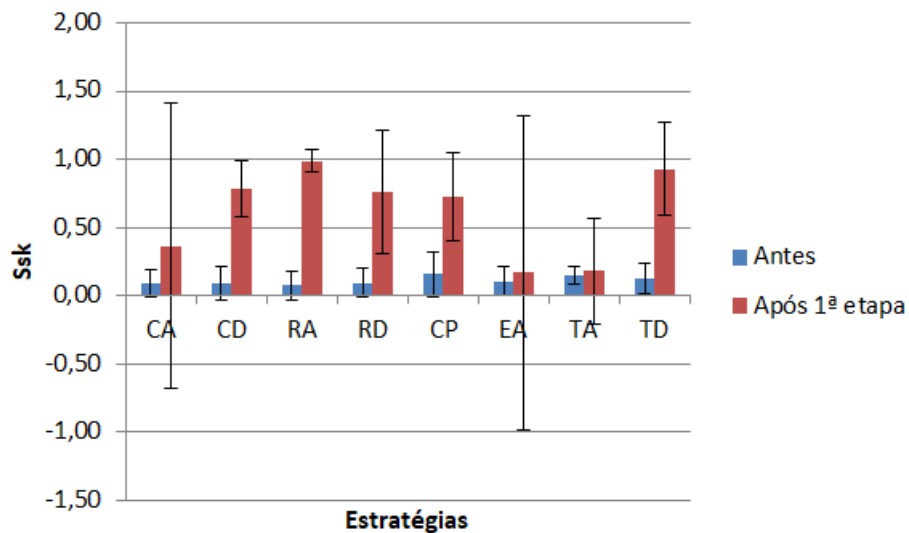


Figura 5.11: Parâmetro S_{sk} antes e após a 1ª etapa de estampagem a quente, grupo NP.

Observa-se que os valores do parâmetro S_{sk} , assim como os valores de desvio-padrão, para o grupo NP, aumentaram para todas as estratégias analisadas. Assim como antes da primeira etapa de estampagem a quente, todas as estratégias apresentaram o valor do parâmetro S_{sk} positivo, indicando o aumento dos picos em relação aos vales. Anteriormente à primeira etapa de estampagem a quente, os valores do parâmetro S_{sk} eram positivos, entretanto, eram próximos a zero, ou seja, o número de picos era pouco superior ao número de vales. Pode-se considerar a quebra dos maiores picos ou a adesão de material estampado como causadores do aumento do número de picos. A resistência ao impacto dos picos mais altos pode ter diminuído com o tratamento termoquímico, visto que houve aumento expressivo da dureza dos punções nitretados a plasma. Entretanto, a dureza elevada dos picos os deixa mais resistentes ao desgaste provocado pelo fluxo do material estampado das

arruelas. O material aderido à superfície do punção encontra-se encruado e ao ser arrancado pela superfície do punção, pode retirar subcamadas da superfície do punção. Entretanto, como as superfícies dos punções estão nitretadas, com maior dureza e maior resistência ao desgaste, pode-se inferir que o aumento do número de picos ocorreu por remanescentes dos picos de material encruado das arruelas aderidos à superfície dos punções.

A figura 5.12 apresenta o resultado do parâmetro S_{ku} para o grupo NP.

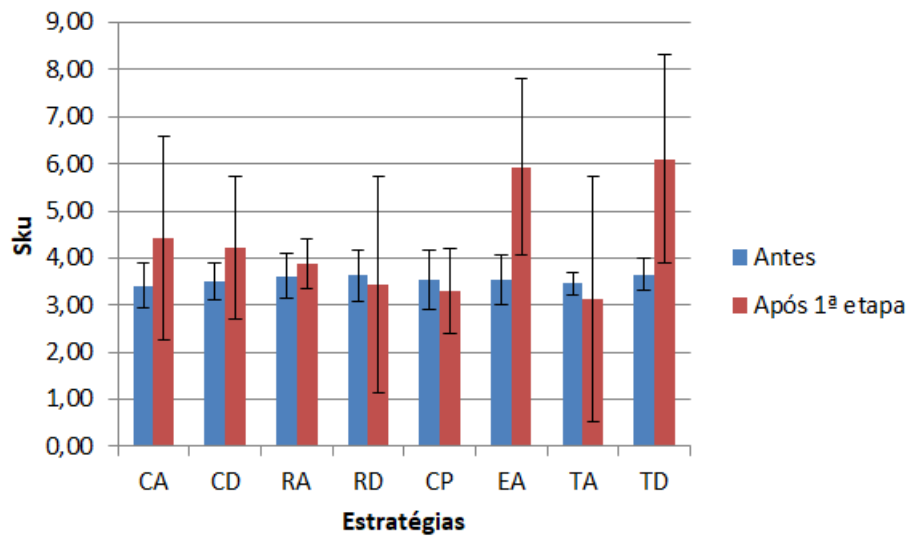


Figura 5.12: Parâmetro S_{ku} antes e após a 1ª etapa de estampagem a quente, grupo NP.

Observa-se na figura 5.12 que houve resposta diferente para as estratégias analisadas. Embora o desvio-padrão tenha aumentado, de modo que todas as estratégias podem apresentar o mesmo valor de parâmetro S_{ku} dentro de uma mesma faixa de valores, as estratégias circular ascendente, circular descendente, radial ascendente, espiral ascendente e torneamento descendente apresentaram aumento no valor do parâmetro S_{ku} , indicando maior concentração da ocorrência dos picos (parâmetro S_{sk} positivo). Por outro lado, as estratégias radial descendente, contornos paralelos e torneamento ascendente apresentaram diminuição dos valores do parâmetro S_{ku} , com variação média sempre dentro da faixa de dispersão. As estratégias espiral ascendente e torneamento descendente apresentaram aumento expressivo do parâmetro S_{ku} , indicando aumento importante da concentração da ocorrência dos picos, enquanto as demais estratégias que apresentaram aumento do valor de S_{ku} , o aumento foi menor. Já as estratégias em que houve diminuição do valor de S_{ku} , radial descendente, contornos paralelos e torneamento ascendente, apresentaram o valor de S_{ku} próximo a 3, o valor considerado adequado, de modo que a distribuição de ocorrência de picos (e,

possivelmente, de vales também) sobre a superfície foi melhorada pela estampagem a quente das arruelas.

A figura 5.13 apresenta a rugosidade S_p para o grupo NP.

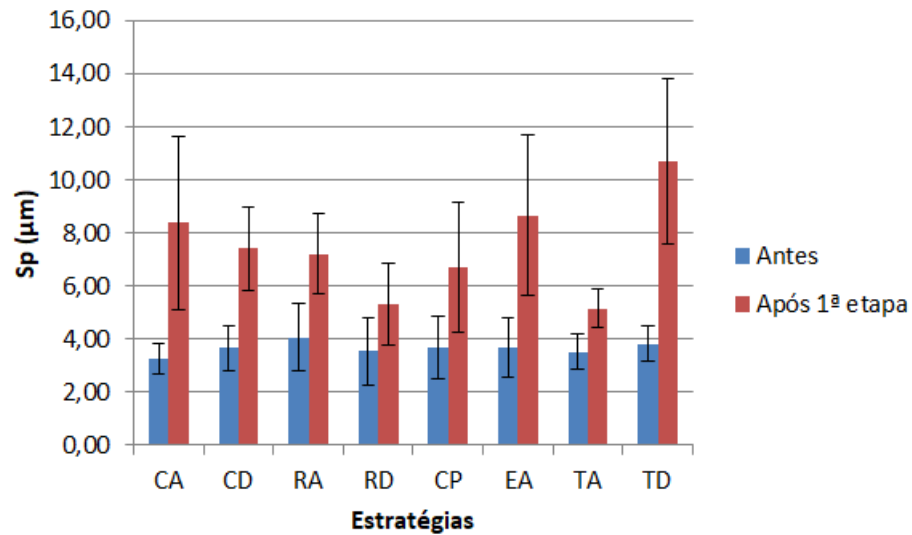


Figura 5.13: Rugosidade S_p antes e após a 1ª etapa de estampagem a quente, grupo NP.

Observa-se na figura 5.13 o aumento do valor da rugosidade S_p para todas as estratégias analisadas, assim como aumentou o desvio-padrão para a maioria das estratégias. Os menores aumentos observados ocorreram para as estratégias radial descendente, e torneamento ascendente. Possivelmente, o aumento da altura dos picos origina-se de partículas do material estampado aderidas à superfície dos punções, principalmente junto aos picos deixados pela usinagem e pelo processo de nitretação a plasma. Por se tratar de uma superfície tratada termoquimicamente para aumento de dureza e de resistência ao desgaste (figura AA2), espera-se que a deterioração apresentado seja de menor intensidade que a deterioração apresentada pelos punções do grupo ST, sem tratamento termoquímico. O aumento da dureza pela nitretação a plasma pode ter deixado os picos menos resistentes ao impacto inicialmente, o que facilitaria a criação de novos picos e de novos vales com a quebra dos picos originais. Entretanto, a duração do impacto é menor que o tempo de arrasto exercido pelo fluxo do material estampado, de modo que o mecanismo de formação dos novos picos seria de acúmulo do material estampado aderido e também pela quebra dos picos de material aderido.

A figura 5.14 apresenta a rugosidade S_v para o grupo NP.

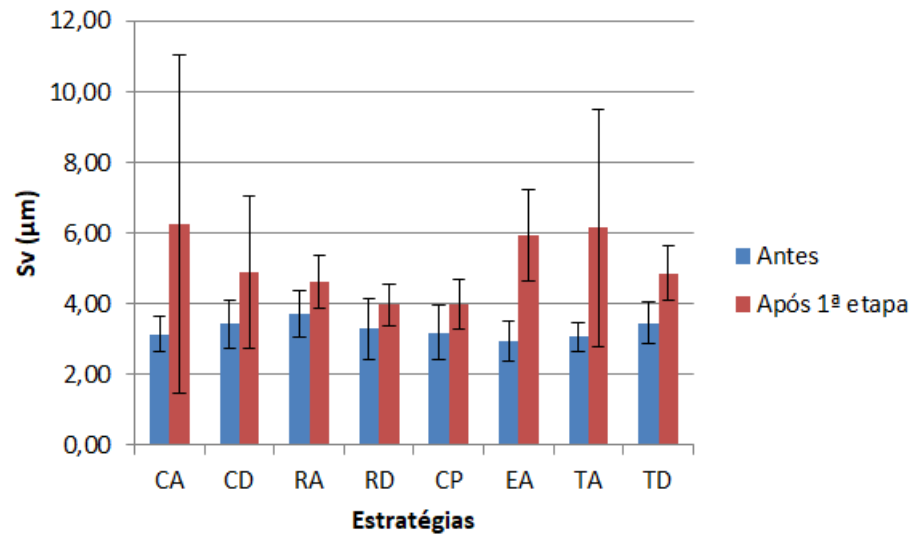
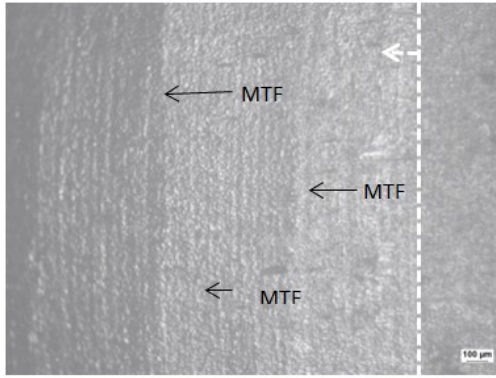


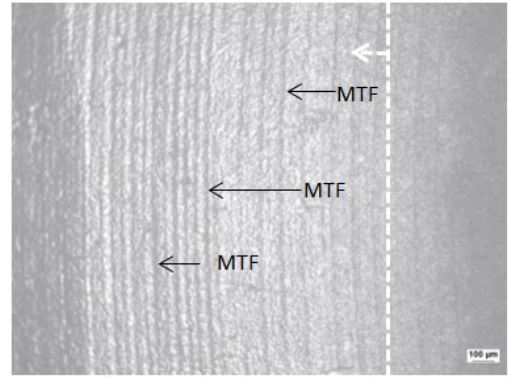
Figura 5.14: Rugosidade S_v antes e após a 1ª etapa de estampagem a quente, grupo NP.

Observa-se na figura 5.14 que a rugosidade S_v , apresentou aumento dos valores, tal como os valores da rugosidade S_p . As estratégias que apresentaram maior aumento no valor da rugosidade S_v (circular ascendente, circular descendente, espiral ascendente, torneamento ascendente e torneamento descendente) apresentaram também o aumento no desvio-padrão. Já as estratégias radial ascendente, radial descendente e contornos paralelos apresentaram menor crescimento da rugosidade S_v e mantiveram o desvio-padrão similar ao desvio-padrão anterior à estampagem a quente. Como houve aumento da profundidade dos vales, supõe-se que pode ter havido a quebra inicial dos picos mais altos e arrancamento do material da superfície do punção, juntamente com o arrancamento do material aderido das arruelas estampadas à superfície do punção.

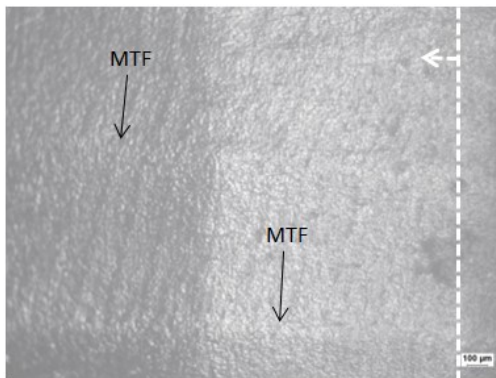
A figura 5.15 apresenta as imagens dos punções obtidos em microscopia ótica após a primeira etapa de estampagem a quente. As setas pretas apresentadas nas imagens indicam possíveis marcas da trajetória da ferramenta (MTF) ainda visíveis na parte da superfície sujeita ao contato com o fluxo de material estampado. A linha pontilhada e a seta branca indicam a região submetida ao desgaste. As imagens foram obtidas na região de transição, em que há parte da superfície que não participou do contato com o fluxo de material estampado e parte da superfície que teve contato com o fluxo de material estampado.



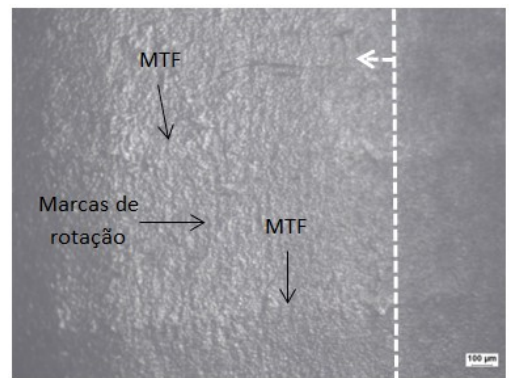
a) CA.



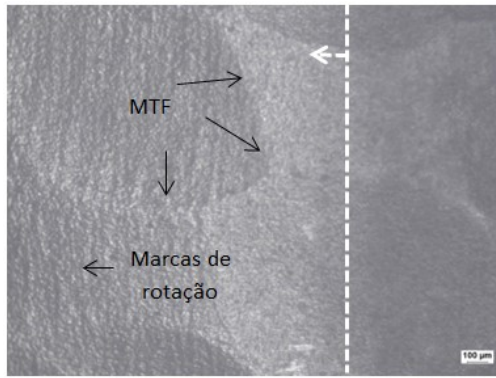
b) CD.



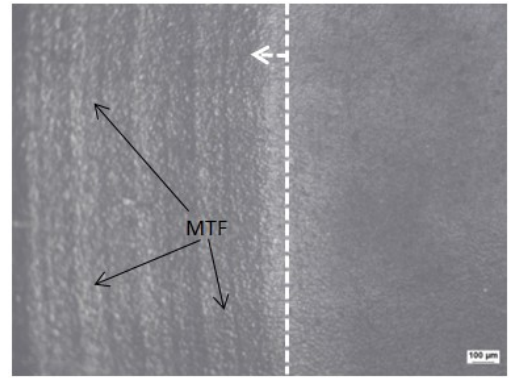
c) RA.



d) RD.



e) CP.



f) EA.

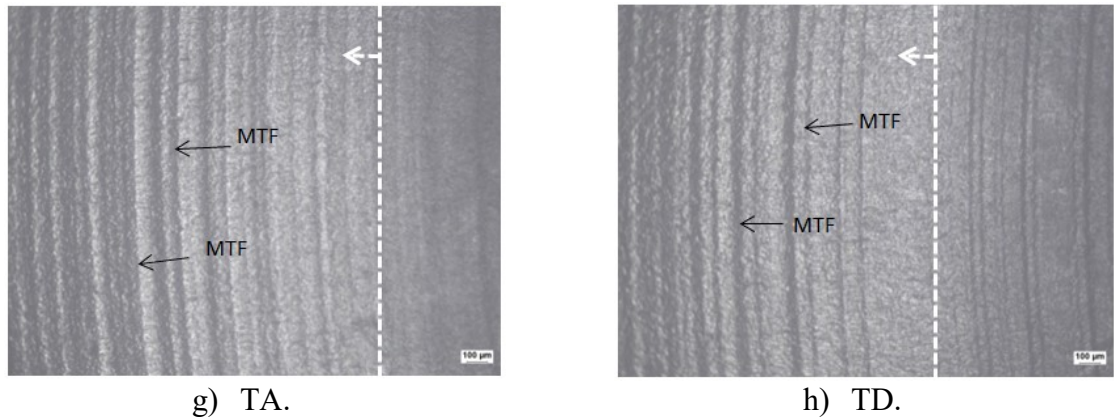
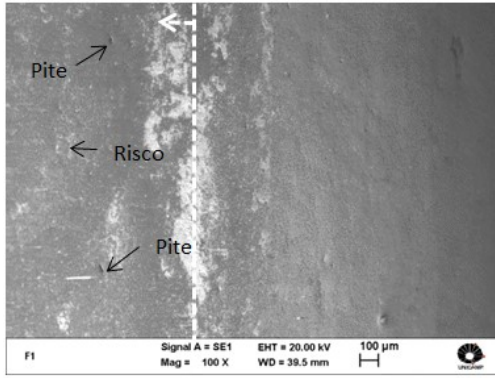


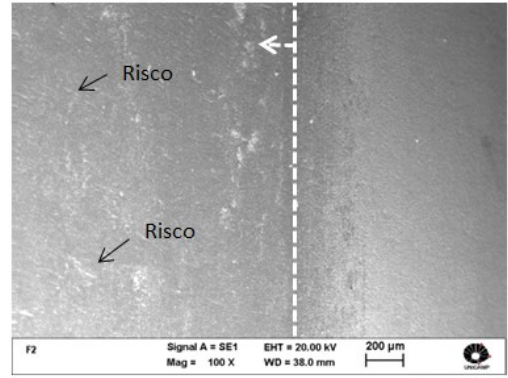
Figura 5.15: Imagens dos punções obtidos em microscopia ótica após a primeira etapa de estampagem a quente, grupo NP.

Observa-se na figura 5.15 que há presença das marcas de trajetória de ferramenta visíveis. As imagens da figura 5.15 se assemelham às imagens da figura 4.10 do grupo ST (visto que as superfícies nitretadas da figura 4.9 apresentam a subcamada acinzentada de nitretos), com as marcas de trajetória de ferramenta visíveis. As marcas de rotação da ferramenta são pouco visíveis na figura 5.15, apenas com algumas marcas muito suavizadas nas imagens referentes às estratégias circular descendente, radial descendente e contornos paralelos. De modo esperado, os punções nitretados a plasma apresentaram maior resistência à deterioração que os punções não tratados termoquimicamente, com pouca deterioração (marcas de rotação de ferramenta suavizadas/removidas das superfícies) e sem a subcamada acinzentada.

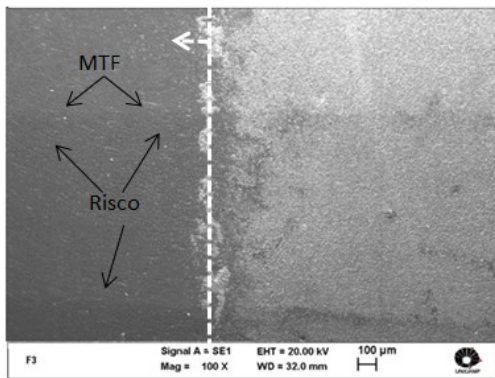
A figura 5.16 apresenta as imagens dos punções obtidos em microscopia eletrônica de varredura após a primeira etapa de estampagem a quente. As setas apresentadas nas imagens indicam possíveis marcas da trajetória da ferramenta (MTF) ainda visíveis na parte da superfície sujeita ao contato com o fluxo de material estampado. A linha pontilhada branca e a seta branca apresentam a transição, a partir da qual, está a parte deteriorada da superfície. Assim como na figura 5.15, as imagens foram obtidas na região de transição, em que há parte da superfície que não participou do contato com o fluxo de material estampado e parte da superfície que teve contato com o fluxo de material estampado.



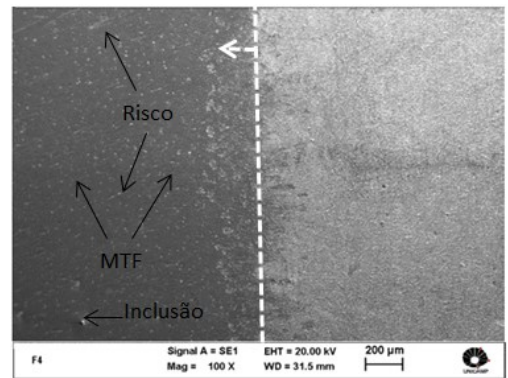
a) CA.



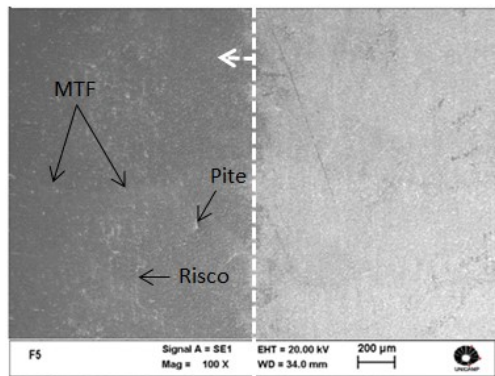
b) CD.



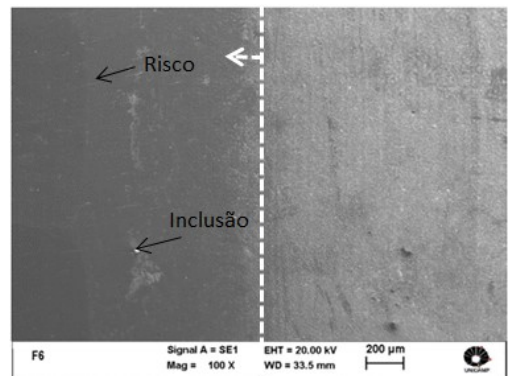
c) RA.



d) RD.



e) CP.



f) EA.

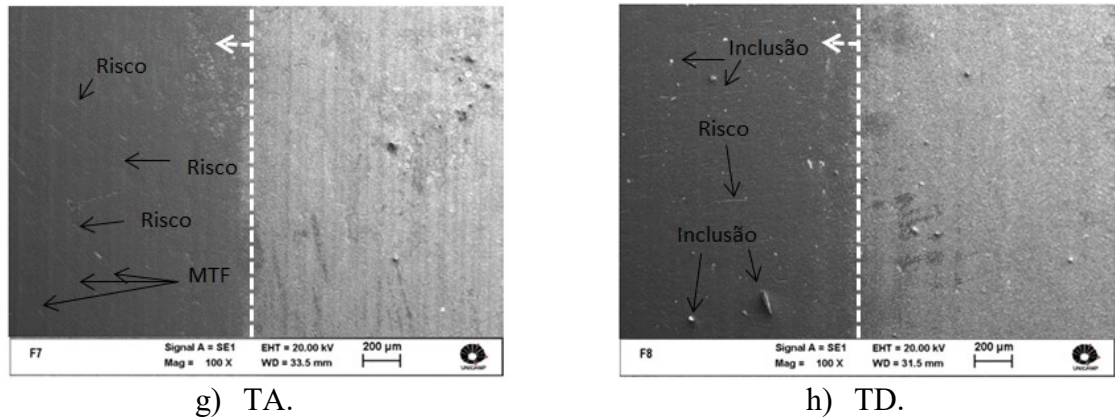


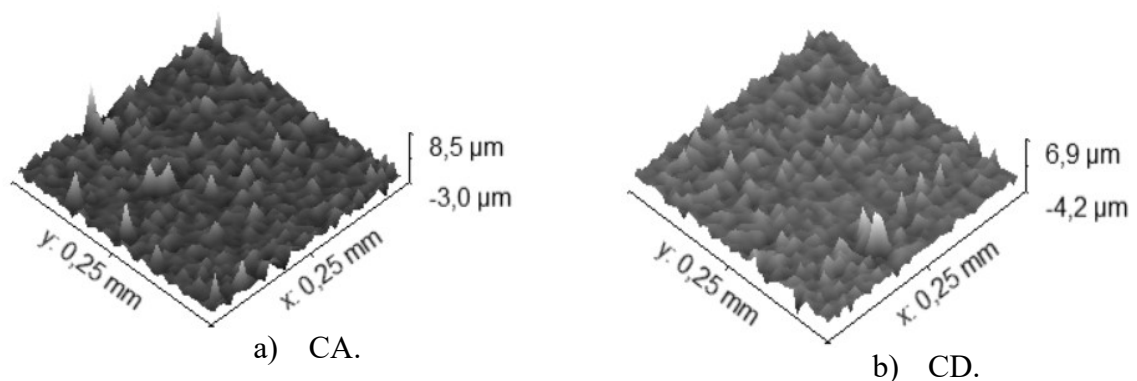
Figura 5.16: Imagens dos punções obtidos em microscopia eletrônica de varredura após a primeira etapa de estampagem a quente, grupo NP.

Observa-se na figura 5.16 que a deterioração foi menos intensa para os punções nitretados a plasma que para os punções não tratados termoquimicamente (figura 5.7). As superfícies apresentam apenas alguns riscos, poucas inclusões e ainda algumas marcas de trajeto da ferramenta (nas estratégias radial ascendente, radial descendente, contornos paralelos e torneamento ascendente), em comparação às imagens dos punções do grupo ST. Pode-se considerar que as superfícies nitretadas a plasma apresentaram um desgaste menos grosseiro que os punções do grupo ST. Os riscos aparentam menor profundidade que os riscos dos punções do grupo ST e não aparentam apresentar acúmulo de material ao redor dos riscos, do mesmo modo que os punções do grupo ST, o que era esperado devido ao aumento de dureza do material. As superfícies mais íntegras (em comparação às imagens da figura 5.7, grupo ST) dos punções nitretados a plasma sugerem que as possíveis adesões do material das aruelas às superfícies dos punções ocorreram de maneira pontual, com menos arrancamento de material dos punções (comparando com as imagens da figura 5.7). Observam-se algumas regiões de arrancamento de material, como pontos ociosos, chamados de pite na figura 5.16, que podem ser fruto de arrancamento de material por adesão ou por corrosão alveolar (principal hipótese). Estes pites apresentam forma semelhante às formas das imagens de cavitação do exemplo apresentado na figura 2.16.

A corrosão alveolar pode ser iniciada pela presença de íons Cl^- (que não estavam presente nos ensaios de estampagem a quente em momento algum) ou pela presença de outros ânions, como tiosulfatos ($\text{S}_2\text{O}_3^{2-}$) (LAITINEN, 1999), em ambientes em que há formação de gradiente de potencial que gera pequenas regiões catódicas e pequenas regiões anódicas (geralmente no centro do futuro pite) vizinhas, resultando em corrosão galvânica localizada.

O tiosulfato pode ser formado pela redução parcial de sulfato. A temperatura envolvida nos ensaios de estampagem a quente e a presença do oxigênio do ar (os ensaios de estampagem a quente não ocorreram em ambiente a vácuo ou controlado, para simular um ambiente industrial comum) permitiram que houvesse a formação de tiosulfatos pela reação do bissulfeto de molibdênio (um dos lubrificantes) com o oxigênio do ar. Estes pites poderiam não ser percebidos nos punções do grupo ST devido à deterioração mais grosseira das superfícies dos punções deste grupo (na região próxima à região de transição da figura 5.7 há presença de pequenas cavidades que se assemelham a pites, mas as cavidades aparentam apresentar acúmulo de material nas regiões das bordas, o que caracteriza riscamento e abrasão da superfície), não sendo possível atestar a presença ou ausência dos pites em suas superfícies. Para os punções do grupo ST, dessa forma, o mecanismo de abrasão seria mais intenso e de evolução mais acelerada, não permitindo a ocorrência de corrosão alveolar. Ou mesmo os pites podem não ter ocorrido nas superfícies dos punções não tratados termoquimicamente, pois as fases nitretadas inseridas podem ser menos resistentes à corrosão alveolar, visto que as condições do processo de estampagem a quente foram as mesmas, com os mesmos lubrificantes e mesmos tempos de trabalho para todos os grupos de punções.

A figura 5.17 apresenta as imagens dos mapas de perfis de rugosidade dos punções obtidos de varredura após a primeira etapa de estampagem a quente. A direção do fluxo de material das arruelas estampadas é a direção do eixo y.



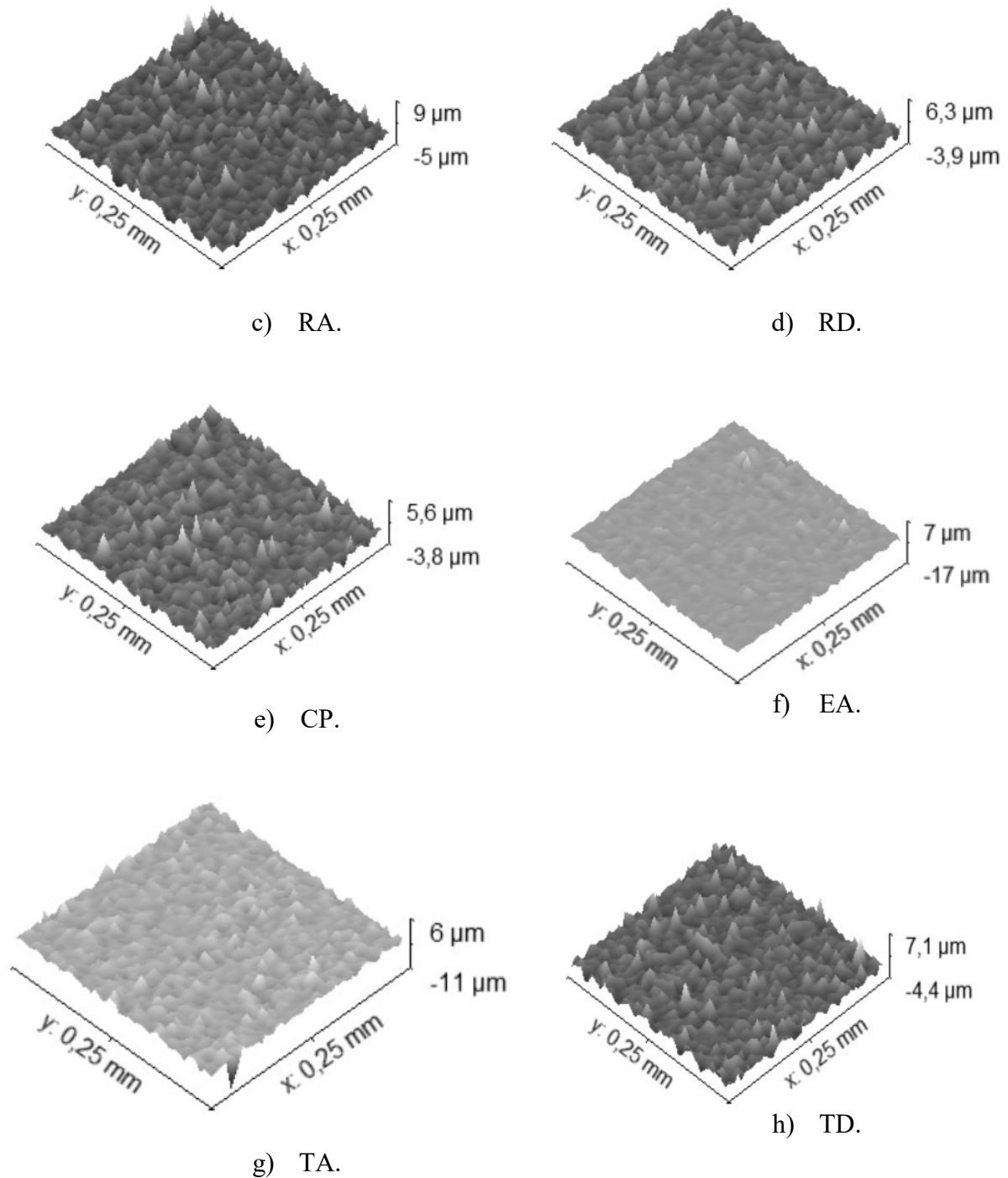


Figura 5.17: Imagens dos mapas de rugosidade dos punções após a primeira etapa de estampagem a quente, grupo NP.

Observa-se na figura 5.17 que os picos e os vales encontram-se mais dispersos, de forma mais aleatória (menor concentração da ocorrência), para a maioria das estratégias analisadas, que os picos e vales das imagens da figura 5.8. A menor concentração de ocorrência dos picos e dos vales nas estratégias radial descendente, contornos paralelos e

torneamento ascendente apresentada pelos resultados do parâmetro S_{ku} (figura 5.12) é confirmada pelas imagens da figura 5.17, em que mesmo os picos mais altos apresentam-se mais espalhados pela superfície dos punções. A maioria das estratégias apresenta os valores do parâmetro S_{ku} acima de 3, mostrando serras de picos e de vales, mas que não refletem a totalidade dos picos e dos vales das superfícies dos punções. Por outro lado, estas serras influenciaram os parâmetros de rugosidade, pois as estratégias em que o parâmetro S_{ku} foi mais alto, apresentaram também a maioria dos parâmetros de rugosidade mais altos e as serras de picos e de vales, segundo a figura 5.17. Possivelmente, estes picos e vales representam as regiões pontuais de mais intensidade de ocorrência de desgaste, adesão e arrancamento de material.

A figura 5.18 apresenta os valores de dureza superficial dos punções obtidos após a primeira etapa de estampagem a quente.

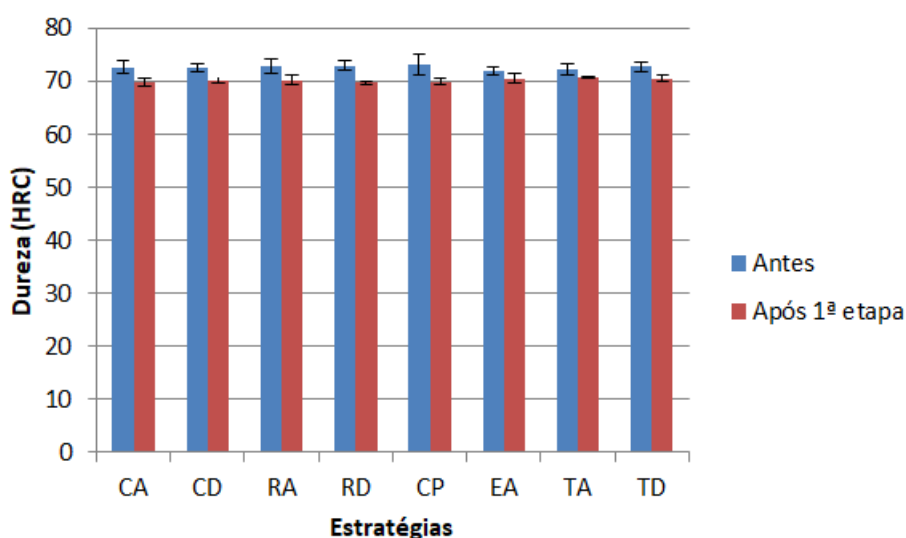


Figura 5.18: Resultados de dureza dos punções após a primeira etapa de estampagem a quente, grupo NP.

Observa-se na figura 5.18 que houve uma diminuição pequena do valor de dureza, de aproximadamente 3 HRC na média, para todas as estratégias. Como os valores de dureza mantiveram-se a aproximadamente 70 HRC, pode-se considerar que a primeira etapa de estampagem a quente afetou ligeira, mas significativamente a dureza dos punções. Assim, o aquecimento e o resfriamento não produziram variação acentuada da dureza na superfície dos punções. O aquecimento da superfície tenderia a reduzir a dureza dos punções e/ou afetar as fases nitretadas e o resfriamento ao ar, nas condições dos ensaios de estampagem a quente,

não seria suficiente para provocar formação de martensita não revenida (que aumentaria a dureza e a resistência ao desgaste, mas reduziria a resistência ao impacto), considerando ainda que o aço AISI H13 não é um aço caracterizado pela têmpera ao ar (ASM 1995a, 1995c).

A tabela 5.2 apresenta o resumo dos parâmetros de análise para o grupo NP. As estratégias (sublinhadas na tabela) foram escolhidas para a segunda etapa de estampagem a quente, para a estampagem de mais 230 arruelas. O símbolo “+” indica aumento do valor do parâmetro e o símbolo “-” indica a diminuição do valor do parâmetro. Para as imagens, “+” significa a maior visibilidade de desgaste ou avaria.

Tabela 5.2: Resumo dos parâmetros após a primeira etapa de estampagem a quente para o grupo NP.

Parâmetros	Estratégias							
	CA	CD	RA	<u>RD</u>	<u>CP</u>	EA	<u>TA</u>	TD
S_a	++	++	++	+	+	++	+	++
S_{sk}	+	++	++	+	+	+	+	+
S_{ku}	+	+	+	-	-	++	-	++
S_p	++	++	++	+	+	++	+	++
S_v	++	++	++	+	+	++	+	++
Imagens – ópticas (desgaste)	+	+	+	+	+	+	+	+
Imagens – MEV (avarias)	++	++	+	+	+	+	+	++

Conclui-se assim que o tratamento termoquímico pode alterar as respostas das estratégias de usinagem dos punções. Os punções nitretados a plasma, de maneira geral, apresentaram maior resistência à deterioração que os punções não tratados termoquimicamente. As imagens, tanto obtidas por microscopia ótica quanto por microscopia eletrônica de varredura, mostram que as superfícies dos punções do grupo NP apresentaram menos desgaste e menos avarias que as superfícies dos punções do grupo ST. Quanto às estratégias de usinagem utilizadas, as estratégias radial descendente e contornos paralelos apresentaram os melhores desempenhos dentre as estratégias de fresamento e entre as estratégias de torneamento, a estratégia de torneamento ascendente apresentou o melhor desempenho. Assim, quando o tratamento termoquímico escolhido é a nitretação a plasma, para casos em que seja possível o torneamento, recomenda-se utilizar o torneamento ascendente e em casos em que o fresamento mostra-se necessário, recomenda-se utilizar as

estratégias radial descendente e contornos paralelos, especialmente a estratégia de contornos paralelos, visto que o tempo de ciclo de produção por essa estratégia é inferior ao tempo de ciclo de produção pela estratégia radial descendente.

5.1.3 Resultados para o grupo NC

Figura 5.19 apresenta a rugosidade S_a para o grupo NC.

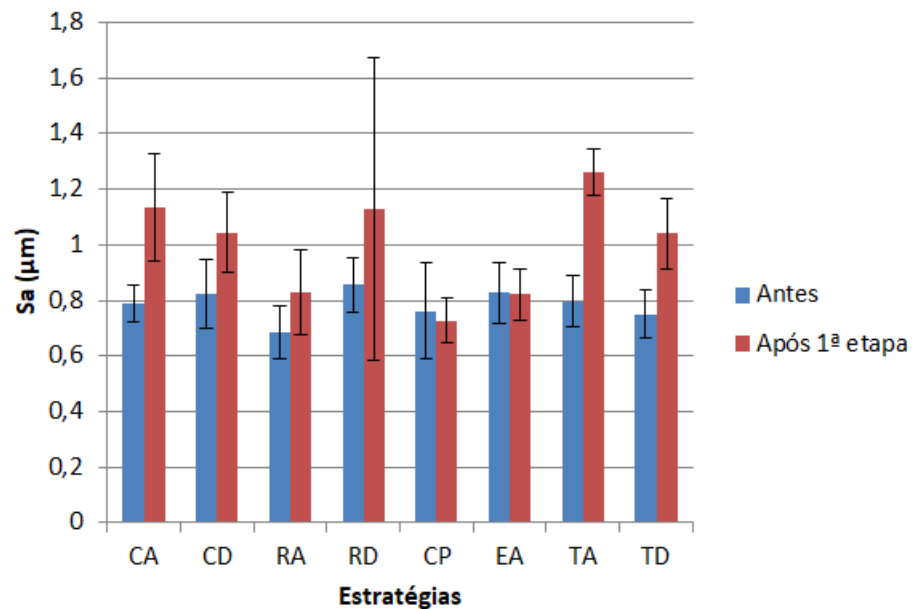


Figura 5.19: Rugosidade S_a antes e após a 1ª etapa de estampagem a quente, grupo NC.

O grupo NC apresentou uma resistência à deterioração maior que a o grupo ST, ou seja, a nitrocarbonetação apresenta efeito sobre a resistência à deterioração. Observa-se que houve maior aumento do valor da rugosidade S_a para os punções do grupo NC, nitrocarbonetados, que para os punções do grupo NP (figura 5.10), nitretados a plasma. Considerando que a nitrocarbonetação aumentou o valor da rugosidade em diversas estratégias após a aplicação da nitrocarbonetação Tenifer[®], pode-se inferir que a maior rugosidade da superfície antes da primeira etapa de estampagem a quente influenciou a rugosidade após a estampagem a quente (comparando resultados entre punções tratados termoquimicamente, punções nitretados apresentaram rugosidade baixa antes e depois da primeira etapa de estampagem a quente e punções nitrocarbonetados apresentaram rugosidade alta antes e depois da primeira etapa de

estampagem a quente). Observa-se na figura 5.19 que houve tendência de aumento do valor de rugosidade S_a e de desvio-padrão para a maioria das estratégias analisadas. Apenas as estratégias de contornos paralelos e espiral ascendente apresentaram pequenas quedas no valor de rugosidade S_a simultaneamente com diminuição do desvio-padrão. Entretanto, o valor é muito próximo (mesmos valores, dada a dispersão) ao valor anterior (antes do processo de estampagem a quente), de modo que se pode concluir que não houve variação da rugosidade S_a para essas estratégias de fresamento tipo HSM.

A figura 5.20 apresenta o resultado do parâmetro S_{sk} para o grupo NC.

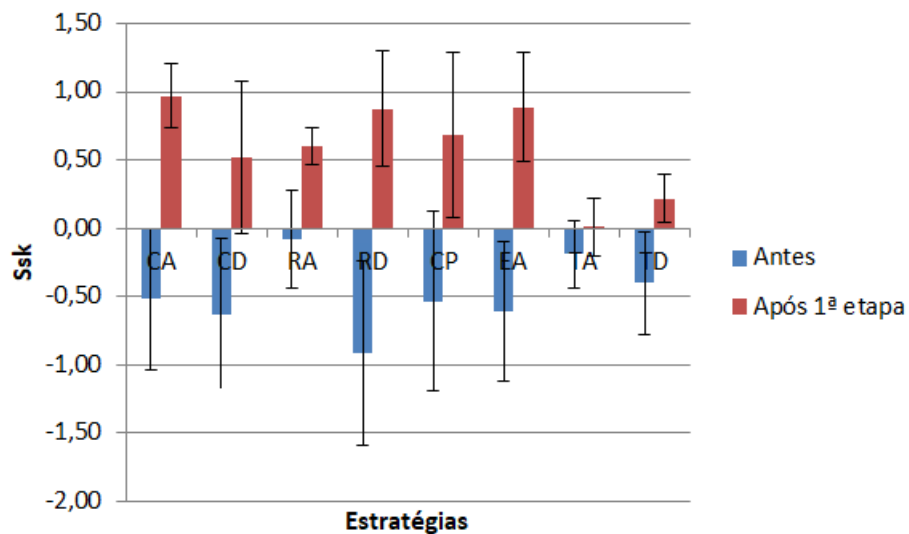


Figura 5.20: Parâmetro S_{sk} antes e após a 1ª etapa de estampagem a quente, grupo NC.

Observa-se na figura 5.20 que houve a inversão da tendência apresentada antes do processo de estampagem a quente. A tendência, que anteriormente era de valores negativos do parâmetro S_{sk} , se tornou de valores positivos. A superfície dos punções, que anteriormente apresentava predominância de vales, passou a apresentar predominância de picos. As estratégias de torneamento ascendente e torneamento descendente apresentaram os menores valores do parâmetro S_{sk} (próximos a zero) para o grupo NC. As estratégias de contornos paralelos e espiral ascendente apresentaram pequena variação do valor de rugosidade S_a , mas apresentaram elevação no número de picos, possivelmente o crescimento dos picos e dos vales foi proporcional de modo que a rugosidade medida se manteve similar ou os picos novos apresentaram altura semelhante à média entre picos e vales da situação anterior. Já as estratégias de torneamento apresentaram aumento considerável nos valores de rugosidade S_a e pequenos valores de parâmetro S_{sk} , de modo que se pode supor que o número de picos

aumentou menos que para as demais estratégias analisadas, mas estes picos podem ter altura maior, o que aumenta o valor da rugosidade S_a . Se esta suposição é verdadeira, a estampagem deve ter causado aumento substancial do valor de S_p , o que será avaliado mais a frente.

A figura 5.21 apresenta o resultado do parâmetro S_{ku} para o grupo NC.

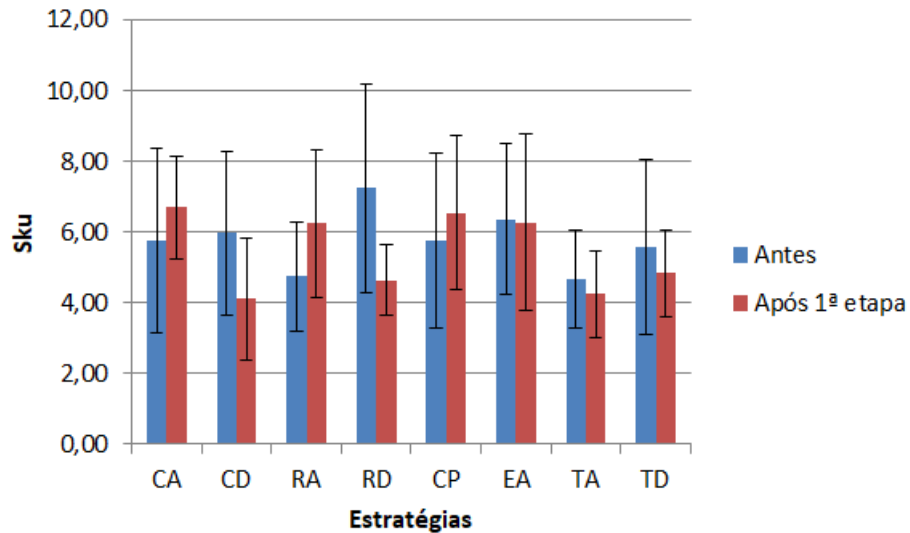


Figura 5.21: Parâmetro S_{ku} antes e após a 1ª etapa de estampagem a quente, grupo NC.

Observa-se na figura 5.21 que, diferentemente dos resultados dos punções dos grupos ST e NP, não houve uma tendência para os valores do parâmetro S_{ku} após a primeira etapa de estampagem a quente para os punções do grupo NC. As estratégias que apresentaram redução do valor do parâmetro S_{ku} foram circular descendente, radial descendente, torneamento ascendente e torneamento descendente. As estratégias circular ascendente, radial ascendente e contornos paralelos apresentaram aumento do valor do parâmetro S_{ku} e a estratégia espiral ascendente apresentou o valor do parâmetro S_{ku} similar ao valor apresentado antes da estampagem a quente. Entretanto, os menores valores do parâmetro S_{ku} apresentados são de aproximadamente 4, o que indica que a concentração da distribuição dos picos e dos vales é alta, ou seja, a distribuição dos picos e dos vales não é homogênea, um fator considerado desfavorável às superfícies dos punções.

A figura 5.22 apresenta a rugosidade S_p para o grupo NC.

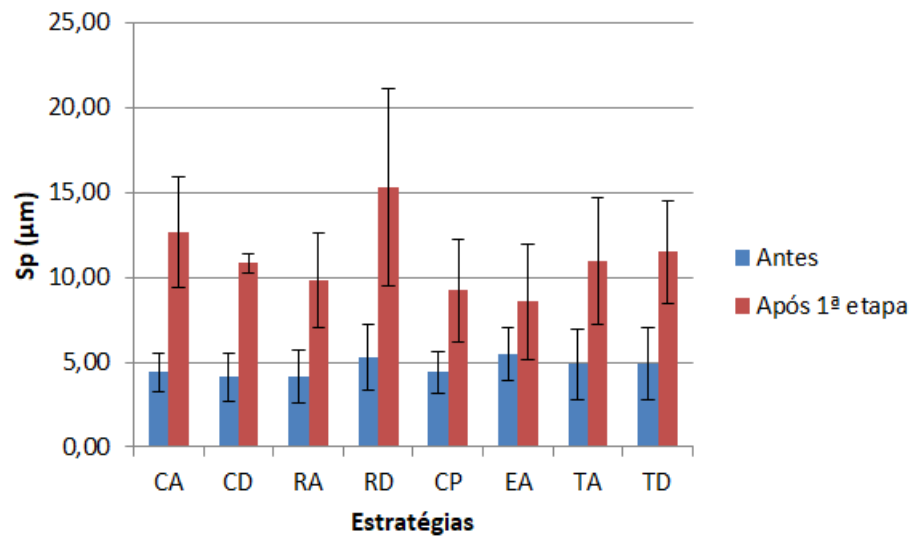


Figura 5.22: Rugosidade S_p antes e após a 1ª etapa de estampagem a quente, grupo NC.

Observa-se na figura 5.22 que houve tendência de aumento tanto no valor de rugosidade S_p quanto no desvio-padrão para as estratégias analisadas. Os menores valores de rugosidade S_p foram apresentados pelas estratégias radial ascendente, contornos paralelos e espiral ascendente. As demais estratégias apresentaram maiores valores de S_p . Mesmo as estratégias que apresentaram os menores valores de S_p do grupo NC, aproximadamente dobraram seus valores nominais, de modo que os resultados de rugosidade S_a para essas estratégias (contornos paralelos e espiral ascendente – que mantiveram seus valores de S_a antes e depois da estampagem) possivelmente foi ocasionado por aumento dos valores de rugosidade S_p de forma localizada, como indica os resultados do parâmetro S_{ku} . Possivelmente, como os valores do parâmetro S_{ku} para o grupo NC foram altos (acima de 3), há regiões em que a concentração dos picos é alta e nas demais regiões da superfície os picos sejam menos altos e os vales sejam menos profundos, de modo que o efeito dos picos altos e dos vales profundos sejam amenizados para os cálculos de rugosidade média. Possivelmente, esses picos novos se originaram de adesão de material estampado das arruelas em regiões de quebra dos picos originais ou junto aos picos originais (resultados da nitrocarbonetação).

A figura 5.23 apresenta a rugosidade S_v para o grupo NC.

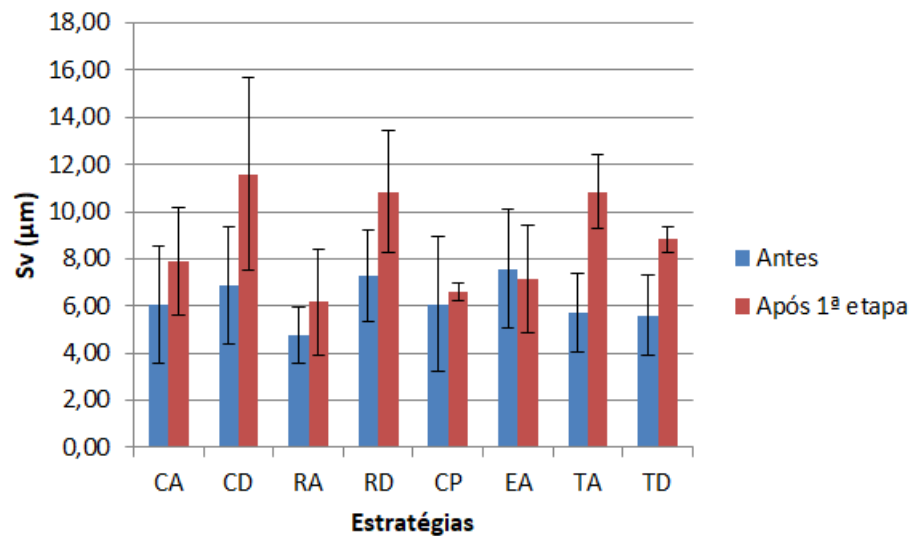
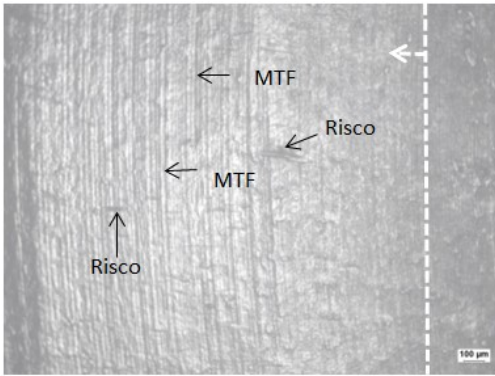


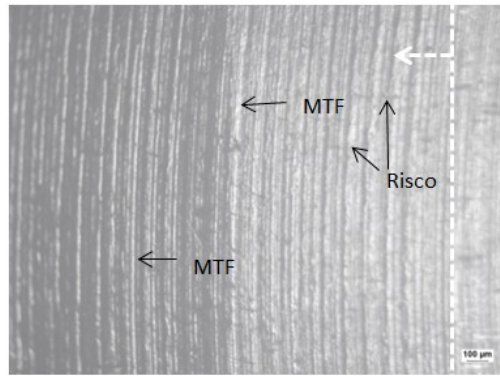
Figura 5.23: Rugosidade S_v antes e após a 1ª etapa de estampagem a quente, grupo NC.

Observa-se na figura 5.23 que houve tendência de aumento do valor de rugosidade S_v para a maioria das estratégias analisadas. Os menores valores de rugosidade S_v foram apresentados pelas estratégias radial ascendente, contornos paralelos e espiral ascendente, sendo que a estratégia espiral ascendente apresentou pequena queda no valor de rugosidade S_v , assim, pode-se considerar que a estratégia espiral ascendente manteve a rugosidade S_v da situação anterior (considerando o desvio-padrão). Possivelmente, o valor da rugosidade S_a das estratégias de contornos paralelos e espiral ascendente manteve-se próximo ao valor da situação anterior à estampagem a quente devido aos picos mais altos serem em menor número e se apresentarem mais concentrados, pouco influenciando no valor da rugosidade média. Possivelmente, alguns vales aumentaram a profundidade com o arrancamento de material da superfície dos punções juntamente com o material aderido e com o riscamento sobre a superfície dos punções provocado pelas partículas de óxidos formados na superfície das arruelas.

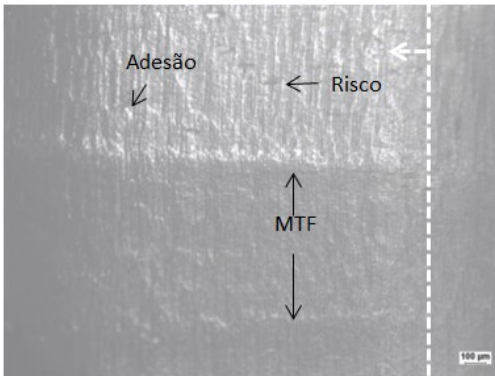
A figura 5.24 apresenta as imagens dos punções obtidos em microscopia ótica após a primeira etapa de estampagem a quente. As setas pretas apresentadas nas imagens indicam possíveis marcas da trajetória da ferramenta (MTF) ainda visíveis na parte da superfície sujeita ao contato com o fluxo de material estampado. A linha pontilhada e a seta branca indicam a região submetida ao desgaste. As imagens foram obtidas na região de transição, em que há parte da superfície que não participou do contato com o fluxo de material estampado e parte da superfície que teve contato com o fluxo de material estampado.



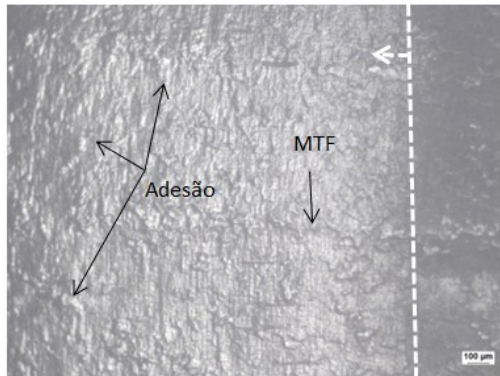
a) CA.



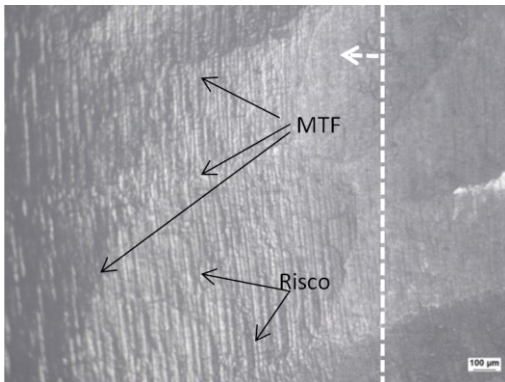
b) CD.



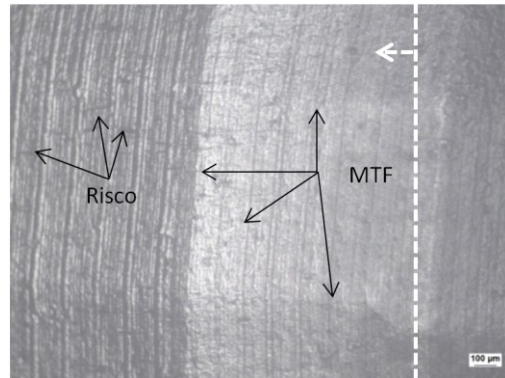
c) RA.



d) RD.



e) CP.



f) EA.

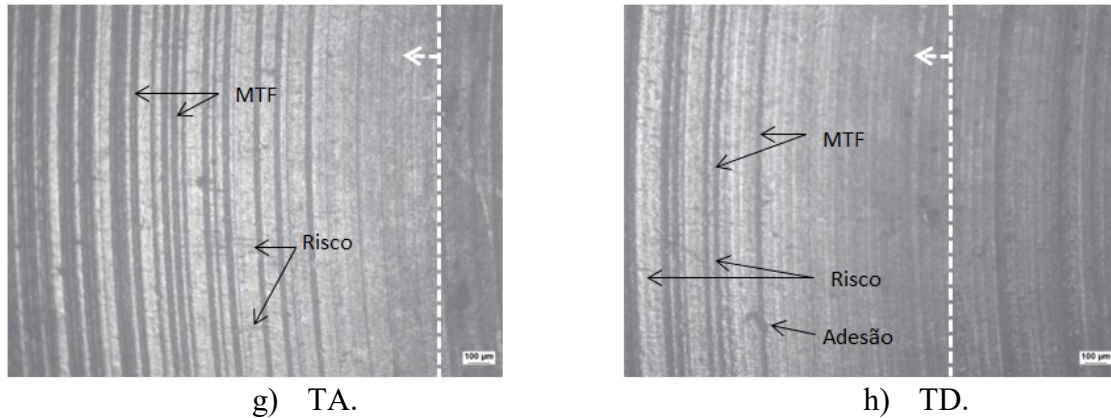
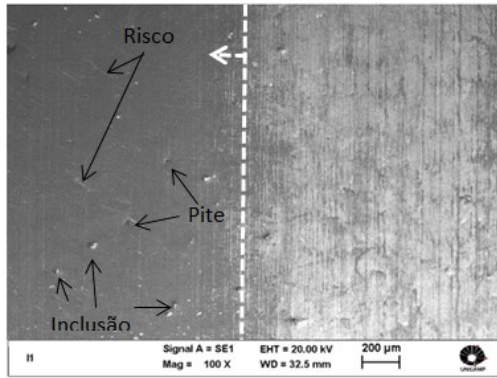


Figura 5.24: Imagens dos punções obtidos em microscopia ótica após a primeira etapa de estampagem a quente, grupo NC.

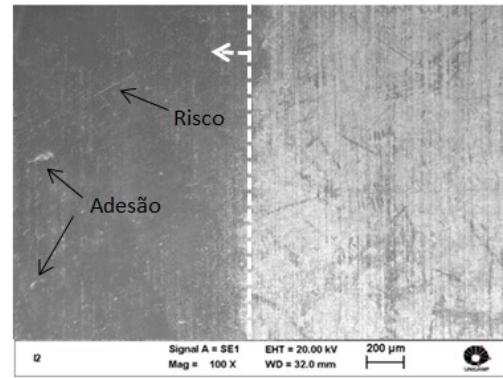
Observa-se na figura 5.24 que os punções nitrocarbonetados apresentam as superfícies com as marcas de trajetória de ferramenta visíveis e algumas marcas de rotação da ferramenta (para as estratégias de fresamento HSM). As imagens das superfícies dos punções nitrocarbonetados apresentam semelhanças com as imagens tanto do grupo ST (figura 5.6) quanto do grupo NP (figura 5.15). As marcas de trajetória de ferramenta indicam que os punções nitrocarbonetados apresentaram, visualmente, maior resistência à deterioração que os punções sem tratamento termoquímico, visto que as marcas de trajetória de ferramenta são mais visíveis. Entretanto, os punções nitrocarbonetados apresentaram menor resistência à deterioração que os punções do grupo NP, visto que os punções nitretados a plasma (figura 5.15) apresentaram as superfícies menos degradadas. Principalmente para a estratégia radial descendente, há marcas de adesão de material irregulares, semelhantes às marcas de adesão apresentadas em imagens do grupo ST, porém, sem apagar totalmente as marcas de rotação de ferramenta. As superfícies do grupo nitrocarbonetado apresentam riscos na direção do fluxo de material das arruelas estampadas, mas também apresentam marcas de desgaste ou riscos na direção da rotação da ferramenta, possivelmente, devido à adesão (e arrancamento) de material das arruelas estampadas junto às marcas de usinagem, ocasionando os aumentos observados de rugosidade S_p e S_v .

A figura 5.25 apresenta as imagens dos punções obtidos em microscopia eletrônica de varredura após a primeira etapa de estampagem a quente. As setas apresentadas nas imagens indicam possíveis marcas da trajetória da ferramenta (MTF) ainda visíveis na parte da superfície sujeita ao contato com o fluxo de material estampado e avarias à superfície. A linha pontilhada branca e a seta branca apresentam a transição, a partir da qual, está a parte

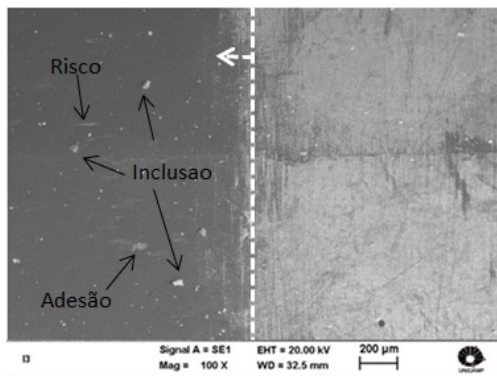
desgastada da superfície. Assim como na figura 5.24, as imagens foram obtidas na região de transição, em que há parte da superfície que não participou do contato com o fluxo de material estampado e parte da superfície que teve contato com o fluxo de material estampado.



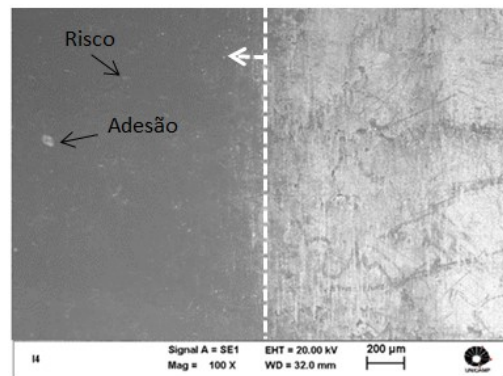
a) CA.



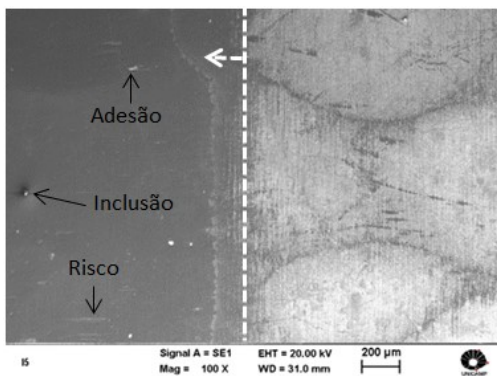
b) CD.



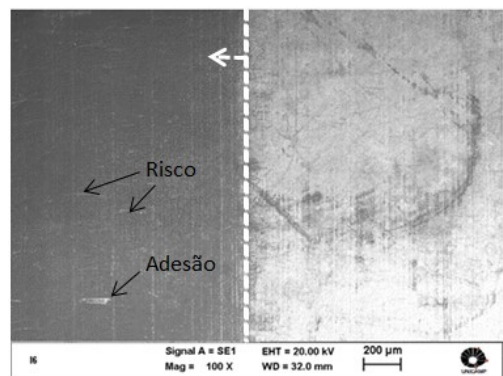
c) RA.



d) RD.



e) CP.



f) EA.

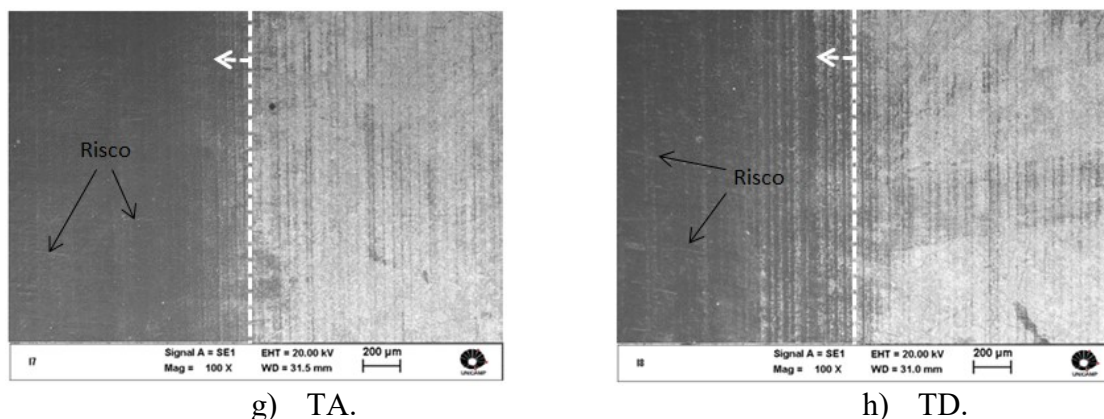


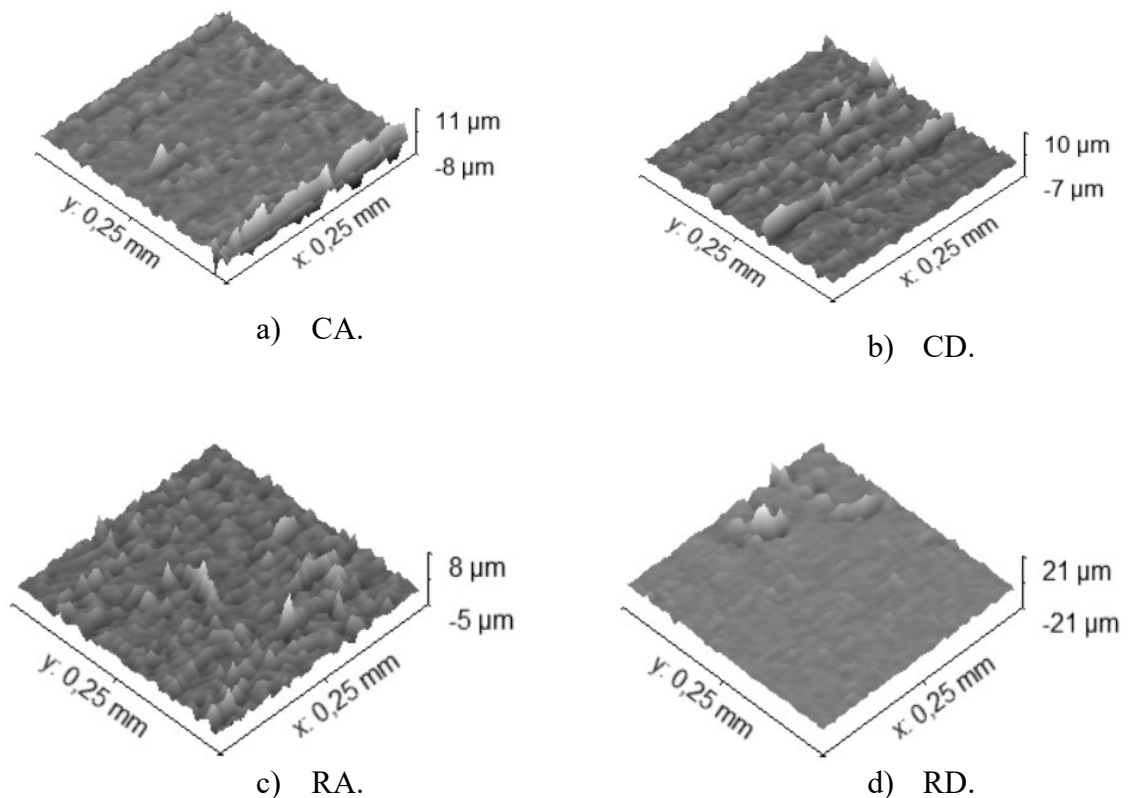
Figura 5.25: Imagens dos punções obtidos em microscopia eletrônica de varredura após a primeira etapa de estampagem a quente, grupo NC.

Observa-se na figura 5.25 que há a presença de riscos nas superfícies de todas as estratégias analisadas e presença de inclusões e de marcas de adesão em diversas estratégias. Pode-se observar que há marcas de rotação de ferramenta para as estratégias de fresamento HSM, indicando a resistência à deterioração maior que dos punções do grupo ST, de modo que as imagens da figura 5.25 se assemelham mais às imagens da figura 5.16 (grupo NP) que às imagens da figura 5.7 (grupo ST). Os riscos, possivelmente, são oriundos de partículas endurecidas de óxidos de ferro das superfícies das arruelas estampados e de adesão do material estampado. As adesões de material estampado e arrancamento do material da superfície aparentam ter acontecido junto às marcas de rotação da ferramenta e às marcas de trajetória de ferramenta, possivelmente junto aos picos anteriores (deixados pela nitrocarbonetação) ou após as quebras dos picos iniciais mais altos, de modo que a superfície abaixo dos picos mais altos teria sofrido menores efeitos de adesão do material estampado.

Na imagem da estratégia circular ascendente (figura 5.25a) podem ser observados alguns pites (alvéolos), indicando a presença de um início de corrosão alveolar. Nas imagens das demais estratégias analisadas, não se observam os alvéolos, o que não significa que em outras partes das superfícies não tenha ocorrido algum alvéolo. Como não é possível determinar a presença de alvéolos nas imagens do grupo ST, não se pode afirmar que as fases ricas em nitrogênio no aço, na presença de tiosulfatos, podem reduzir a resistência da superfície à corrosão alveolar. Entretanto, os alvéolos (pites) são observados em imagens dos punções nitretados a plasma e dos punções nitrocarbonetados, o que pode indicar uma fragilização quanto à corrosão alveolar. Em ensaios de corrosão que simulam ambientes corrosivos (principalmente água do mar) para aços, a adição de nitrogênio formando fases

nitrogenadas resulta no aumento da resistência à corrosão alveolar. Entretanto, o efeito da presença dos tiosulfatos (a partir do lubrificante) pode ser mais intenso para fases nitretadas que para fases pobres em nitrogênio e, assim fases nitrogenadas podem reduzir a resistência à corrosão alveolar. Porém, a presença dos alvéolos nos punções tratados termoquimicamente sugere que, se estiverem presentes na superfície dos punções do grupo ST, os alvéolos podem ter acelerado os processos de desgaste durante o processo de estampagem a quente. Entretanto, possivelmente pela maior resistência ao desgaste, à abrasão e à aragem, processos esses que se desenvolvem mais lentamente, a corrosão alveolar tenha se desenvolvido ao ponto de ser visível pela imagens em MEV.

A figura 5.26 apresenta as imagens dos mapas de perfis de rugosidade dos punções obtidos de varredura após a primeira etapa de estampagem a quente. A direção do fluxo de material das arruelas estampadas é a direção do eixo y.



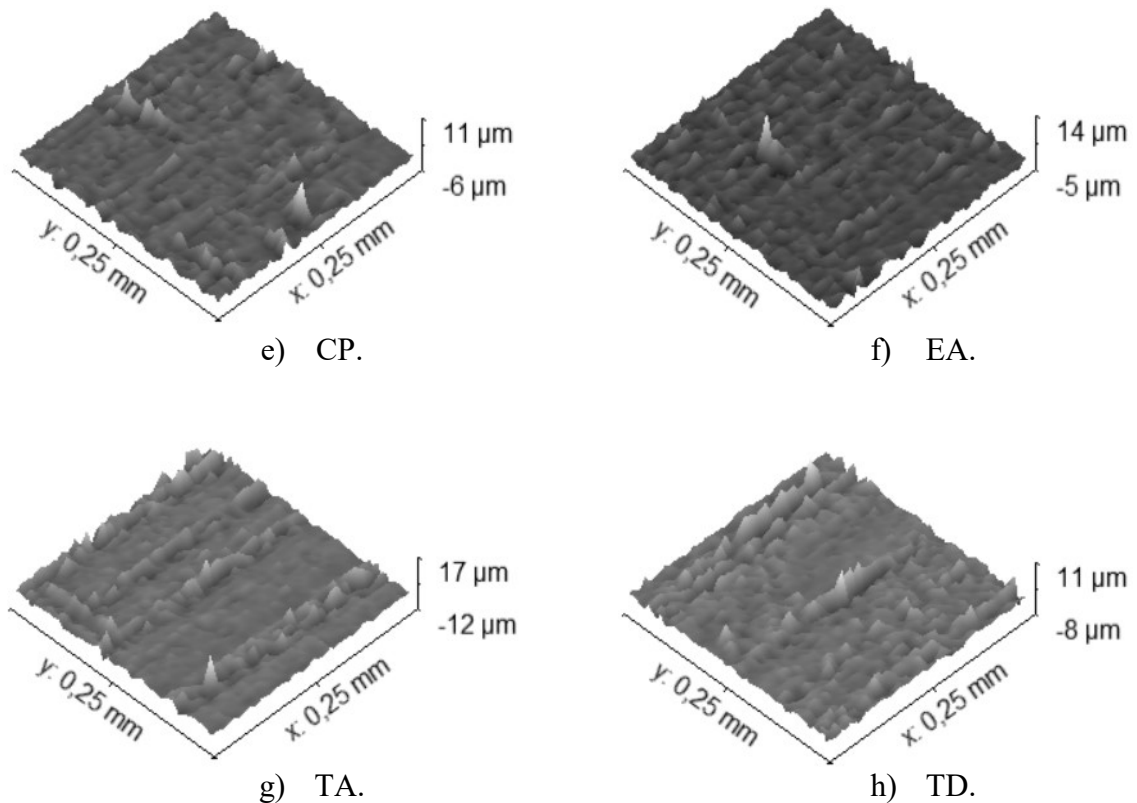


Figura 5.26: Imagens dos mapas de rugosidade dos punções após a primeira etapa de estampagem a quente, grupo NC.

Observa-se na figura 5.26 que as serras de picos e de vales ocorreram preferencialmente ao longo das marcas de trajetória de ferramenta e das marcas de rotação de ferramenta para as estratégias de fresamento HSM. Como esperado, considerando os resultados do parâmetro S_{ku} , de valores altos, há a concentração da ocorrência de picos e de vales das serras ao longo das marcas de trajetória e de rotação da ferramenta e outras regiões com picos menos altos e vales menos profundos, ou seja, há regiões muito rugosas, com picos altos e vales profundos, e há regiões pouco rugosas, com a superfície um pouco mais homogênea. Assim, o valor de rugosidade S_a manteve-se pouco alterado em comparação à situação anterior ao processo de estampagem a quente para as estratégias de contornos paralelos e espiral ascendente, embora os valores de rugosidade S_p e rugosidade S_v tenham aumentado. Essas estratégias (CP e EA) apresentaram serras de picos e de vales menos intensos e mais dispersos que as demais estratégias analisadas. A estratégia radial ascendente também apresenta os picos e vales mais dispersos que as outras estratégias, entretanto, o valor nominal de rugosidade S_a apresentou aumento, diferentemente dos resultados de rugosidade S_a apresentados pelas estratégias de contornos paralelos e espiral ascendente.

A figura 5.27 apresenta os valores de dureza superficial dos punções obtidos após a primeira etapa de estampagem a quente.

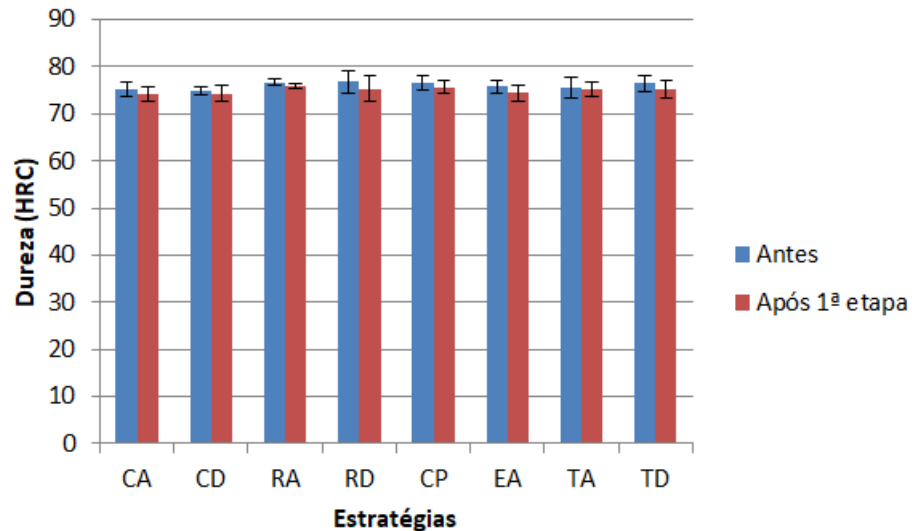


Figura 5.27: Resultados de dureza dos punções após a primeira etapa de estampagem a quente, grupo NC.

Observa-se na figura 5.27 que houve uma diminuição pequena do valor de dureza, de aproximadamente 2 HRC na média, para todas as estratégias. Como os valores de dureza mantiveram-se a aproximadamente 75 HRC, pode-se considerar que a primeira etapa de estampagem a quente não afetou a dureza dos punções significativamente. Assim, o aquecimento e o resfriamento não afetaram significativamente a superfície dos punções, pois o aquecimento da superfície tenderia a reduzir a dureza dos punções e/ou afetar as fases nitretadas e o resfriamento ao ar, nas condições dos ensaios de estampagem a quente, não seria suficiente para provocar formação de martensita (que aumentaria a dureza, a resistência ao desgaste, mas reduziria a resistência ao impacto), considerando ainda que o aço AISI H13 não é um aço caracterizado pela têmpera ao ar (ASM 1995a, 1995c).

A tabela 5.3 apresenta o resumo dos parâmetros de análise para o grupo NC. As estratégias (sublinhadas na tabela) foram escolhidas para a segunda etapa de estampagem a quente, para a estampagem de mais 230 arruelas. O símbolo “+” indica aumento do valor do parâmetro e o símbolo “-” indica a diminuição do valor do parâmetro. Para as imagens, “+” significa a maior visibilidade de desgaste ou avaria.

Tabela 5.3: Resumo dos parâmetros após a primeira etapa de estampagem a quente para o grupo NC.

Parâmetros	Estratégias							
	CA	CD	RA	RD	<u>CP</u>	<u>EA</u>	<u>TA</u>	TD
S_a	++	++	+	++	-	-	++	++
S_{sk}	+	++	++	++	++	++	+	+
S_{ku}	+	-	++	-	+	+	-	-
S_p	++	++	++	++	+	+	++	++
S_v	++	++	+	++	+	-	++	++
Imagens – ópticas (desgaste)	+	+	+	++	+	+	+	+
Imagens – MEV (avarias)	++	+	+	+	+	+	+	+

Conclui-se assim que o tratamento termoquímico pode alterar as respostas das estratégias de usinagem dos punções. Os punções nitretados a plasma, de maneira geral, apresentaram maior resistência à deterioração que os punções não tratados termoquimicamente. As imagens, tanto obtidas por microscopia ótica quanto por microscopia eletrônica de varredura, mostram que as superfícies dos punções do grupo NC apresentaram menos deterioração e menos avarias que as superfícies dos punções do grupo ST, entretanto, mais desgaste e avarias que as superfícies do grupo NP. Quanto às estratégias de usinagem utilizadas, as estratégias radial ascendente, contornos paralelos e espiral ascendente apresentaram os melhores desempenhos em comparação às demais estratégias de punções nitrocarbonetados. Assim, quando o tratamento termoquímico escolhido é a nitrocarbonetação, recomenda-se utilizar as estratégias radial ascendente, contornos paralelos ou espiral ascendente, e, se necessário utilizar estratégia de torneamento, utilizar o torneamento ascendente. Para o grupo de punções nitrocarbonetados, as três estratégias que apresentaram melhores resultados foram estratégias de fresamento HSM, diferentemente dos demais grupos que apresentaram pelo menos uma estratégia de torneamento entre as três melhores estratégias. Entretanto, uma das condições para a segunda etapa de estampagem a quente é a presença de pelo menos uma estratégia de fresamento HSM e pelo menos uma estratégia de torneamento, de modo que para a segunda etapa de estampagem a quente, foram escolhidas as estratégias de fresamento de contornos paralelos e espiral ascendente (melhores resultados que a estratégia radial ascendente) e a estratégia de torneamento ascendente (a

mesma estratégia de torneamento escolhida para os demais grupos, ST e NP, e apresentou melhores resultados que a estratégia de torneamento descendente).

5.2 Após a segunda etapa de estampagem a quente

5.2.1 Resultados para o grupo ST

A figura 5.28 apresenta os resultados de rugosidade S_a para o grupo ST após as duas etapas de estampagem a quente, de mais 115 arruelas, totalizando 230 arruelas estampadas.

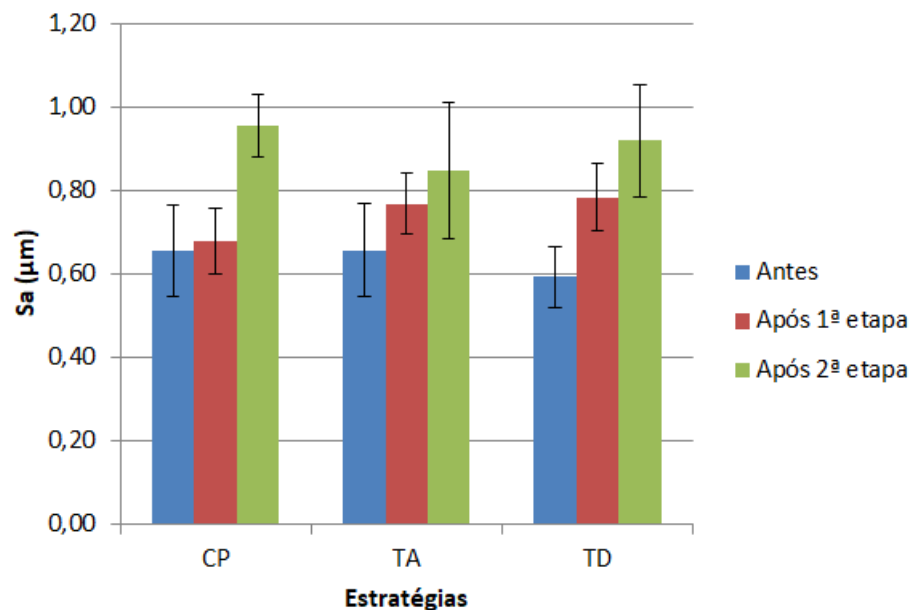


Figura 5.28: Rugosidade S_a antes e após as 2 etapas de estampagem a quente, grupo ST.

Observa-se na figura 5.28 que houve aumento no valor da rugosidade S_a para as três estratégias analisadas, com a estratégia de contornos paralelos apresentando o maior aumento do valor de rugosidade S_a . Este aumento da rugosidade S_a indica que houve degradação da superfície dos punções, como esperado, devido à evolução do desgaste durante a estampagem a quente.

A figura 5.29 apresenta os resultados de parâmetro S_{sk} para o grupo ST após as duas etapas de estampagem a quente.

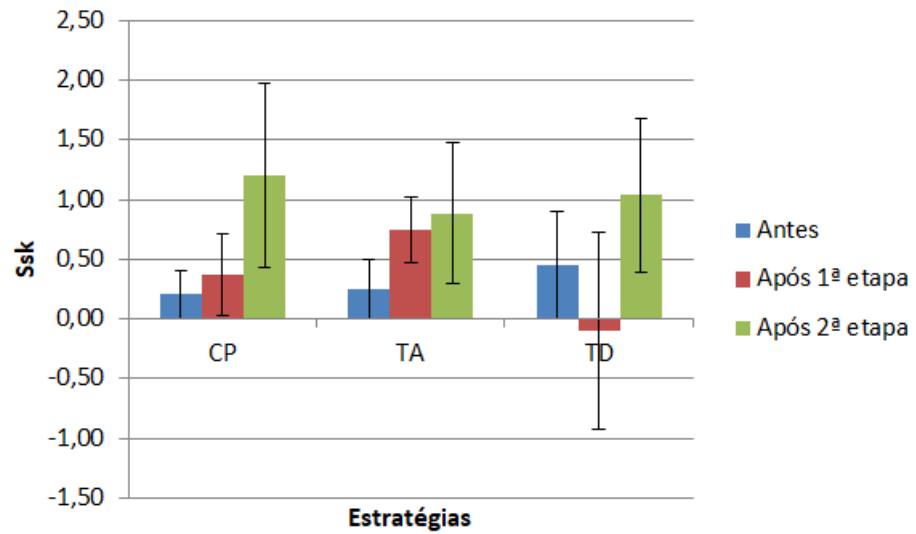


Figura 5.29: Parâmetro S_{sk} antes e após as 2 etapas de estampagem a quente, grupo ST.

Observa-se na figura 5.29 que todas as estratégias analisadas na segunda etapa de estampagem a quente apresentaram aumento dos valores do parâmetro S_{sk} . A estratégia de contornos paralelos apresentou o maior valor do parâmetro S_{sk} , o qual, considerando a dispersão apresentada, ultrapassou o valor de 1,50, indicando a degeneração da superfície. A estratégia de torneamento ascendente apresentou o menor aumento do parâmetro S_{sk} e a estratégia de torneamento descendente apresentou importante aumento do valor do parâmetro S_{sk} , visto que após a primeira etapa de estampagem a quente, o parâmetro S_{sk} apresentou valor negativo. Possivelmente, o aumento do número de picos apresentados pelos punções do grupo ST ocorreu pela adesão de material estampado das arruelas e pelo arrancamento de material da superfície dos punções.

A figura 5.30 apresenta os resultados de parâmetro S_{ku} para o grupo ST após as duas etapas de estampagem a quente.

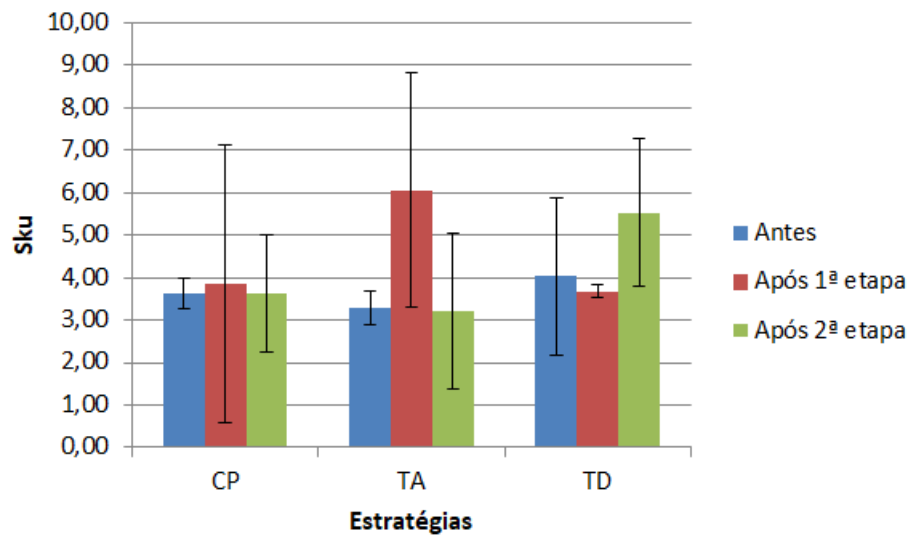


Figura 5.30: Parâmetro S_{ku} antes e após as 2 etapas de estampagem a quente, grupo ST.

Observa-se na figura 5.30 que não houve tendência única apresentada pelas estratégias analisadas para o parâmetro S_{ku} . Para a estratégia de contornos paralelos, houve manutenção do valor nominal do parâmetro S_{ku} de aproximadamente 3, com redução do desvio-padrão em relação ao resultado da primeira etapa de estampagem a quente. Para a estratégia de torneamento ascendente, houve queda do valor nominal, até o valor de 3, e no desvio-padrão em relação aos resultados da primeira etapa de estampagem a quente. Entretanto, o resultado nominal retornou ao valor inicial. Para a estratégia de torneamento descendente, houve aumento do valor do parâmetro S_{ku} , a um valor acima de 5, e do desvio-padrão, em comparação ao resultado da primeira etapa de estampagem a quente. Assim, as estratégias de contornos paralelos e de torneamento ascendente apresentaram superfícies, após a segunda etapa de estampagem a quente, com menores concentrações de distribuição dos picos e de vales, possivelmente pela diminuição de altura dos picos antigos ou, principalmente, pelo surgimento de novos picos.

A figura 5.31 apresenta os resultados de rugosidade S_p para o grupo ST após as duas etapas de estampagem a quente.

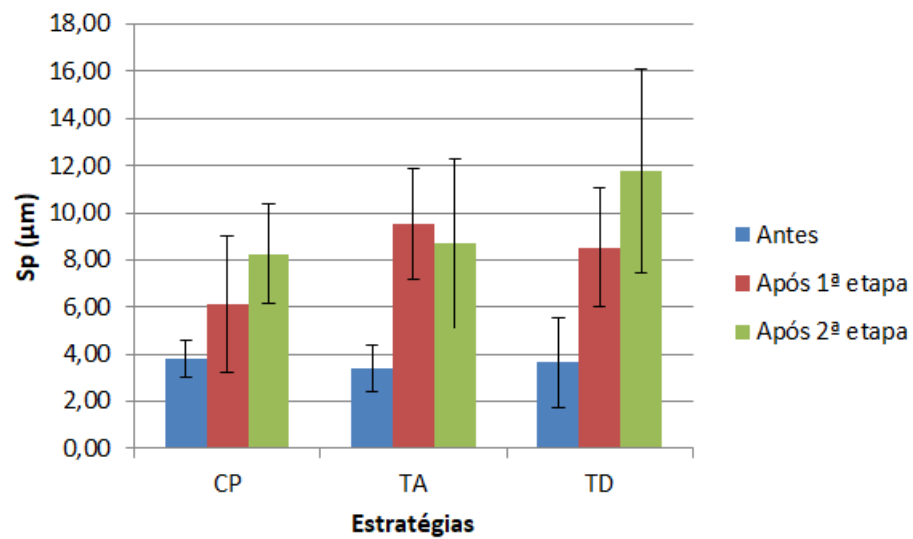


Figura 5.31: Rugosidade S_p antes e após as 2 etapas de estampagem a quente, grupo ST.

Observa-se na figura 5.31 que as estratégias de contornos paralelos e de torneamento descendente apresentaram aumento no valor de rugosidade S_p , enquanto para a estratégia de torneamento ascendente o valor de S_p , manteve-se praticamente constante. Considerando conjuntamente os valores do parâmetro S_{sk} , pode-se concluir que as superfícies se tornaram mais propícias à maior quantidade de adesões (mais dispersas para as estratégias de contornos paralelos e de torneamento ascendente), adesões essas que possibilitaram o surgimento de novos picos e de novos vales, pelo arrancamento de material da superfície dos punções. Possivelmente, os picos originais (após a usinagem) já teriam apresentado quebras e servido de base para outros picos oriundos de adesões ou sido removidos por arrancamento, apresentando os valores da primeira etapa de estampagem a quente. Os picos apresentados pela segunda etapa de estampagem a quente possivelmente estavam assentados sobre resquícios dos picos originais e dos picos de adesão após a primeira etapa de estampagem a quente.

A figura 5.32 apresenta os resultados de rugosidade S_v para o grupo ST após as duas etapas de estampagem a quente.

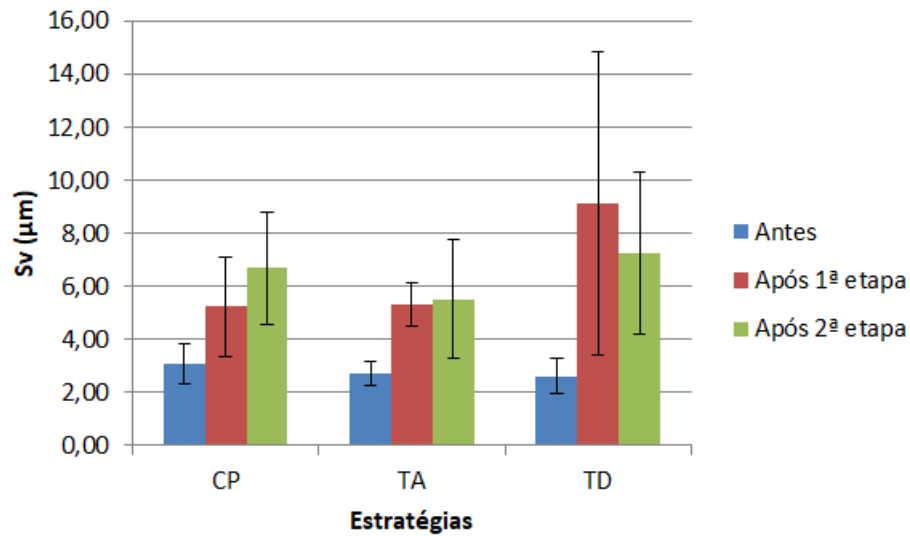


Figura 5.32: Rugosidade S_v antes e após as 2 etapas de estampagem a quente, grupo ST.

Observa-se na figura 5.32 que não houve tendência única para a rugosidade S_v para as estratégias analisadas. O valor da rugosidade S_v para a estratégia de contornos paralelos apresentou aumento em comparação ao resultado da primeira etapa de estampagem a quente. Para a estratégia de torneamento ascendente, houve manutenção do valor de rugosidade S_v , com aumento do desvio-padrão, em relação ao resultado da primeira etapa de estampagem a quente. Para a estratégia de torneamento descendente, houve diminuição do valor de rugosidade S_v e do desvio-padrão, em comparação ao resultado da primeira etapa de estampagem a quente. Entretanto, para as três estratégias analisadas, considerando a dispersão dos resultados, pode-se considerar que houve manutenção dos valores, pois a faixa de rugosidade coberta pelo desvio-padrão se sobrepõe entre os resultados das duas etapas de estampagem a quente. Porém, pode-se afirmar com certeza que os valores de S_v após a 2ª. etapa de conformação são maiores que aqueles que a superfície tinha antes de qualquer conformação. Possivelmente, os vales da superfície que fizeram com que isto ocorresse foram originados dos arrancamentos de material da superfície dos punções ou resquícios dos vales originais.

A figura 5.33 apresenta as imagens dos punções obtidos em microscopia ótica após a segunda etapa de estampagem a quente. As setas pretas apresentadas nas imagens indicam possíveis marcas da trajetória da ferramenta (MTF) ainda visíveis na parte da superfície sujeita ao contato com o fluxo de material estampado. A linha pontilhada e a seta branca indicam a região submetida ao desgaste. As imagens foram obtidas na região de transição, em

que há parte da superfície que não participou do contato com o fluxo de material estampado e parte da superfície que teve contato com o fluxo de material estampado.

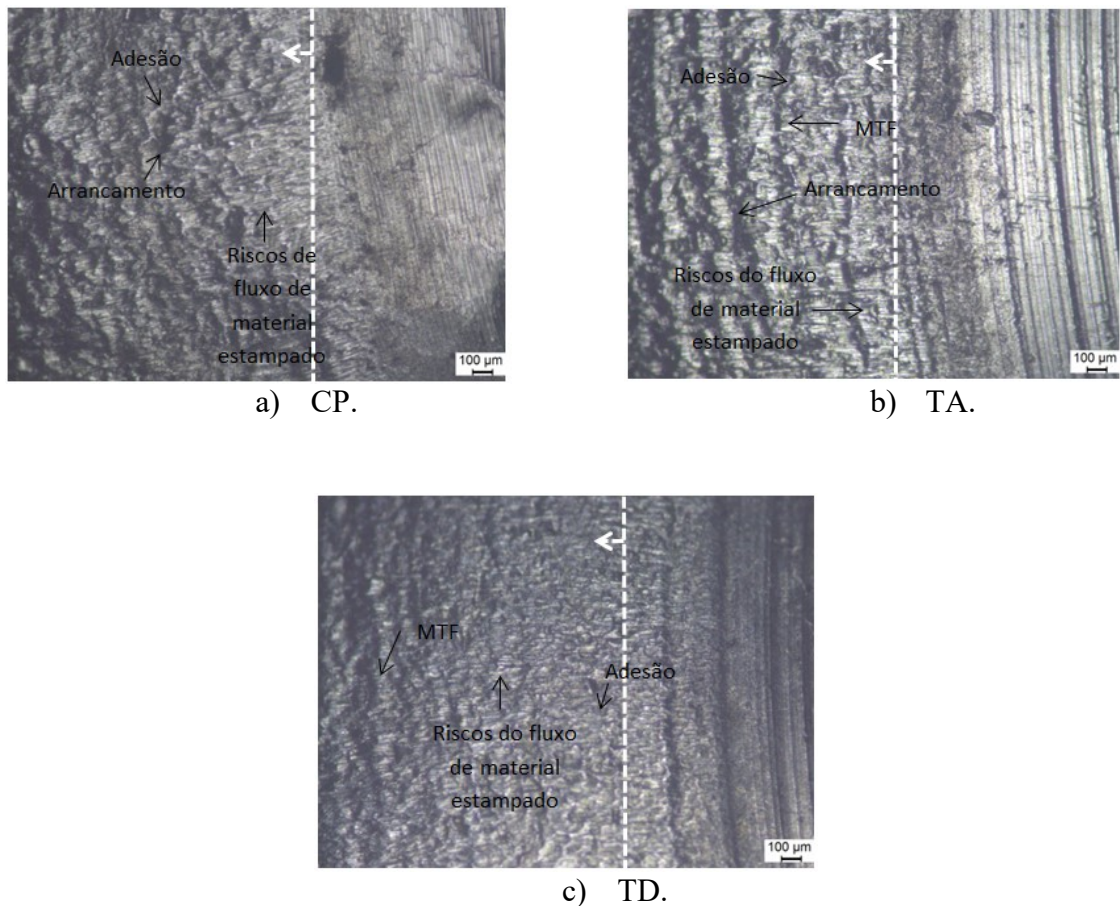


Figura 5.33: Imagens dos punções obtidos em microscopia ótica após a segunda etapa de estampagem a quente, grupo ST.

Observa-se na figura 5.33 que as superfícies dos punções do grupo ST perderam a maioria das características originais (figura 4.9). As imagens apresentam as superfícies mais degradadas que na figura 5.6. As marcas de arrancamento de material da superfície dos punções seguem as bordas das marcas de adesão e as marcas de trajetória de ferramenta para as estratégias em que elas ainda são visíveis.

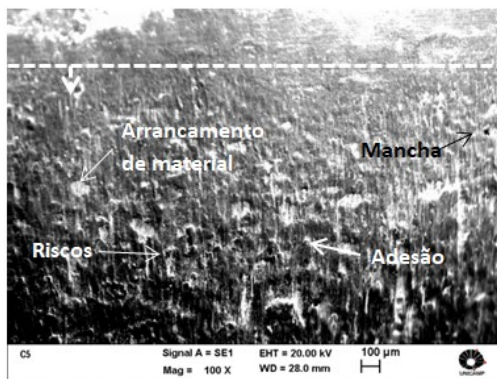
A estratégia de contornos paralelos apresenta superfície irregular e a superfície não apresenta marcas de trajetória de ferramenta, são visíveis os riscos originados pelo fluxo de material estampado (na horizontal na imagem), marcas de adesão e de arrancamento de material da superfície dos punções. Possivelmente, os valores de rugosidade S_a , rugosidade S_p , rugosidade S_v e rugosidade S_z referem-se às marcas deixadas pela estampagem a quente,

não apresentando a influência da estratégia de contornos paralelos, pois as marcas de trajetória de ferramenta (que seriam a última característica da superfície fresada a ser perdida), ainda aparentes na figura 5.6, não são mais visíveis.

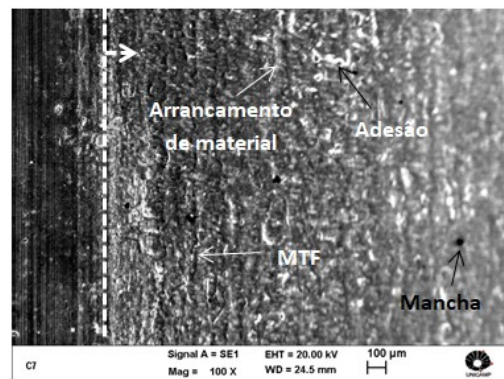
A estratégia de torneamento ascendente apresenta alguns vestígios das marcas de trajetória de ferramenta junto às marcas de adesão de material das arruelas estampadas e de arrancamento de material da superfície dos punções. É a superfície da figura 5.33 que apresenta mais integridade nas imagens do microscópio ótico.

A estratégia de torneamento descendente apresenta menos vestígios das marcas de trajetória de ferramenta (menos intensas que as marcas de trajetória de ferramenta da estratégia de torneamento ascendente), além de marcas de arrancamento de material da superfície dos punções e marcas de adesão de material estampado.

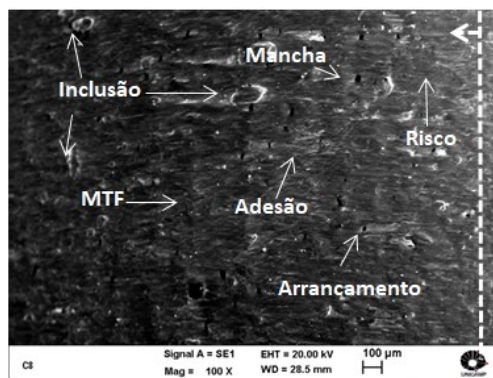
A figura 5.34 apresenta as imagens dos punções obtidos em microscopia eletrônica de varredura após a segunda etapa de estampagem a quente. As setas apresentadas nas imagens indicam possíveis marcas da trajetória da ferramenta (MTF) ainda visíveis na parte da superfície sujeita ao contato com o fluxo de material estampado e avarias à superfície. A linha pontilhada branca e a seta branca apresentam a transição, a partir da qual, está a parte desgastada da superfície. Assim como na figura 5.34, as imagens foram obtidas na região de transição, em que há parte da superfície que não participou do contato com o fluxo de material estampado e parte da superfície que teve contato com o fluxo de material estampado.



a) CP.



b) TA.



c) TD.

Figura 5.34: Imagens dos punções obtidos em microscopia eletrônica de varredura após a segunda etapa de estampagem a quente, grupo ST.

Observa-se na figura 5.34 que as imagens em MEV apresentam as marcas de adesão e as marcas de arrancamento de material para as três estratégias analisadas e apresentam vestígios das marcas de trajetória de ferramenta para as estratégias de torneamento. A obtenção das imagens precisou de mais tempo na câmara do microscópio eletrônico de varredura que a obtenção das imagens após a primeira etapa de estampagem a quente e houve a formação de manchas pretas redondas ou elípticas, possivelmente pela tensão aplicada e o tempo dispendido para a obtenção da imagem.

A estratégia de contornos paralelos apresenta marcas de arrancamento de material da superfície do punção de dimensões superiores às marcas das estratégias de torneamento. Essas marcas apresentam riscos na mesma direção dos riscos de abrasão da superfície, de modo que se pode inferir que essas marcas não são de corrosão alveolar, visto que houve fluxo de material estampado por elas. As marcas poderiam ter se originado em pontos de corrosão alveolar. Entretanto, a abrasão, a quebra dos picos mais altos e o desgaste pela aderência possivelmente são a causa das marcas de arrancamento de material. A dureza (embora alta a 50 HRC após a primeira etapa de estampagem a quente) e a resistência ao desgaste poderiam não ser altas o suficiente para que a corrosão alveolar se desenvolvesse (o processo corrosão alveolar possivelmente teria evolução mais lenta que o desgaste, a abrasão e aragem para essa dureza de 50 HRC dos punções), visto que, assim que se iniciasse a formação do pite, essa área da superfície seria logo desgastada. Assim, os alvéolos (pites) seriam aceleradores do desgaste, mas logo apagados da superfície pela evolução do desgaste e do efeito da abrasão e da aragem.

As estratégias de torneamento apresentam vestígios das marcas de trajetória de ferramenta, as marcas de arrancamento, as marcas de adesão de material e os riscos de abrasão. As marcas apresentam menor tamanho e menor intensidade para a estratégia de torneamento ascendente que para a estratégia de torneamento descendente. A estratégia de torneamento descendente apresenta algumas marcas que podem ser consideradas como inclusões de óxidos na superfície do punção.

A figura 5.35 apresenta as imagens dos mapas de perfis de rugosidade dos punções obtidos de varredura após a segunda etapa de estampagem a quente. A direção do fluxo de material das arruelas estampadas é a direção do eixo y.

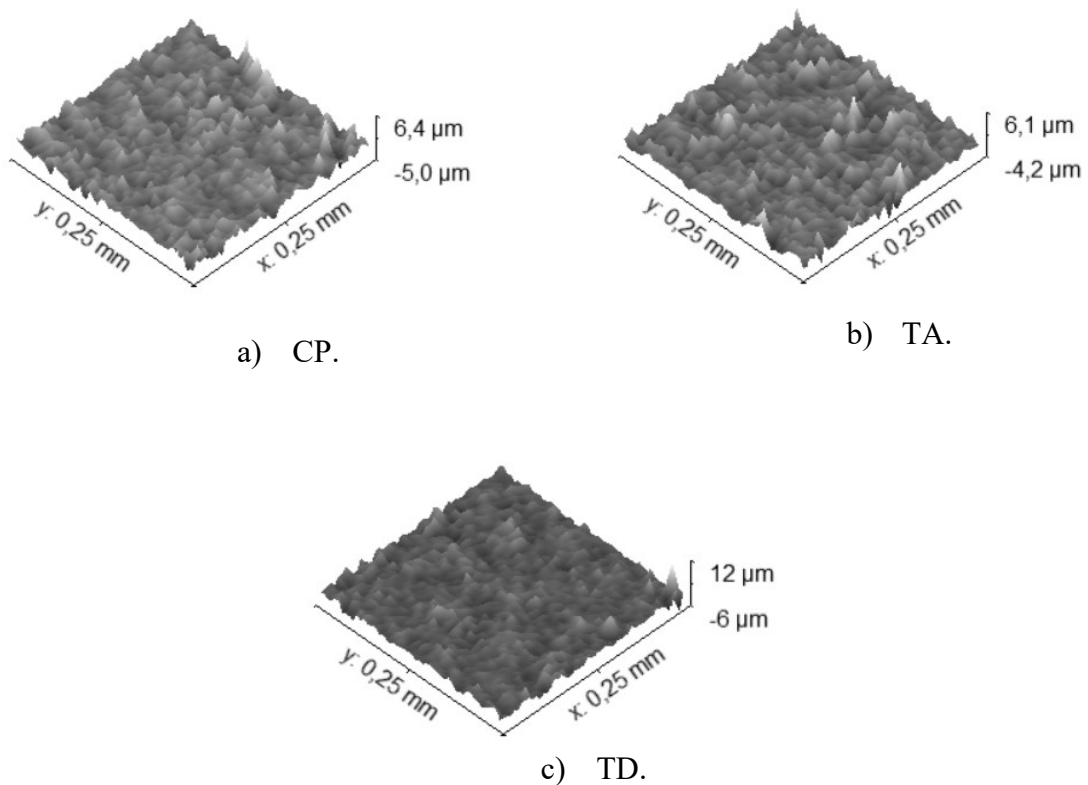


Figura 5.35: Imagens dos mapas de rugosidade dos punções após a segunda etapa de estampagem a quente, grupo ST.

Observa-se nas imagens da figura 5.35 que a distribuição dos picos mais altos e dos vales mais profundos mostra-se concentrada em formações do tipo serra para as estratégias analisadas, enquanto em outras áreas das superfícies há picos menos altos e vales menos profundos, de modo que influenciam na rugosidade S_a , no parâmetro S_{sk} e no parâmetro S_{ku} , mas não influenciam no valor de rugosidade S_p e rugosidade S_v . Para a estratégia de

torneamento ascendente, as serras de picos e de vales apresentam-se mais dispersas sobre a superfície, o que diminui a concentração da distribuição e aproximam o valor de S_{ku} do valor ideal (3). Já a estratégia de contornos paralelos e a estratégia de torneamento descendente apresentam concentração da ocorrência das serras de picos e de vales (e que a maioria das serras apresenta maior comprimento que as serras da estratégia de torneamento ascendente).

A figura 5.36 apresenta os valores de dureza superficial dos punções obtidos após as duas etapas de estampagem a quente.

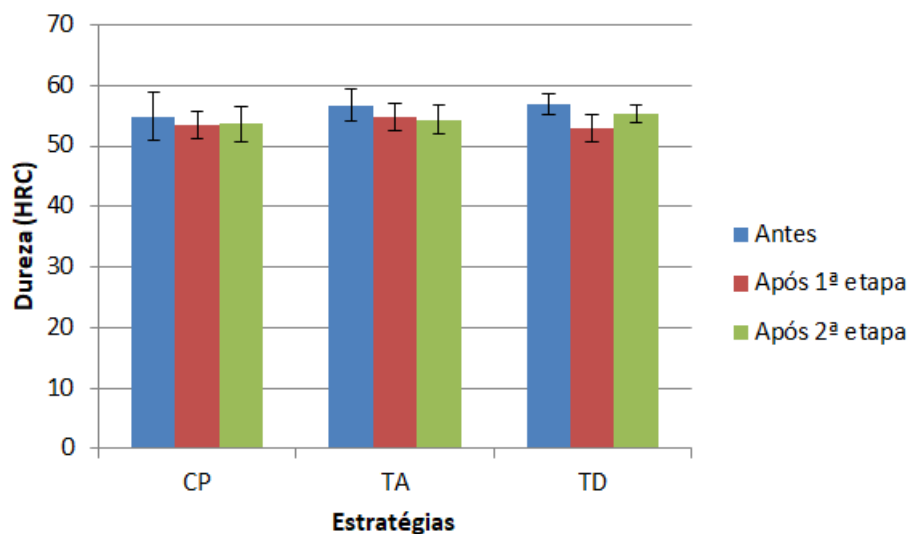


Figura 5.36: Resultados de dureza dos punções após as 2 etapas de estampagem a quente, grupo ST.

Observa-se na figura 5.36 que houve manutenção do valor de dureza para as estratégias de contornos paralelos e de torneamento ascendente (alteração muito pequena dos valores, cerca de 1 HRC), a partir do resultado da primeira etapa de estampagem a quente. Para a estratégia de torneamento descendente, houve um aumento no valor médio da dureza, com uma diminuição do desvio-padrão. O valor nominal da dureza pode ter aumentado, neste caso, devido a um encruamento da superfície (picos conformados), por encruamento de adesões de material das arruelas ou por efeito das inclusões de óxido na superfície do punção, inclusões essas que são duras e aumentam a dureza da superfície como um todo. Outra hipótese é que, para a estratégia de torneamento descendente, a segunda etapa de estampagem a quente tenha retirada uma subcamada menos dura, talvez um pouco mais rica em material aderido das arruelas estampadas deixadas pela primeira etapa de estampagem a quente (essa subcamada não teria efeito significativo na dureza do punção, mas poderia interferir na medição da

dureza superficial). Como os valores de dureza mantiveram-se acima de 52 HRC, pode-se considerar que a segunda etapa de estampagem a quente não afetou a dureza dos punções significativamente. Assim, o aquecimento e o resfriamento durante as duas etapas de estampagem a quente não afetaram significativamente a superfície dos punções, pois o aquecimento da superfície tenderia a reduzir a dureza dos punções e o resfriamento ao ar, nas condições dos ensaios de estampagem a quente, não seria suficiente para provocar formação de martensita (que aumentaria a dureza, a resistência ao desgaste, mas reduziria a resistência ao impacto), considerando ainda que o aço AISI H13 não é um aço caracterizado pela têmpera ao ar (ASM 1995a, 1995c).

A tabela 5.4 apresenta o resumo dos parâmetros de análise para o grupo ST. O símbolo “+” indica aumento do valor do parâmetro, o símbolo “-” indica a diminuição do valor do parâmetro e “0” indica a manutenção do parâmetro. Para as imagens, “+” significa a maior visibilidade de desgaste ou avaria.

Tabela 5.4: Resumo dos parâmetros após a segunda etapa de estampagem a quente para o grupo ST.

Parâmetros	Estratégias		
	CP	TA	TD
S_a	++	+	++
S_{sk}	++	+	++
S_{ku}	-	--	++
S_p	+	-	++
S_v	+	0	-
Imagens – óticas (desgaste)	++	+	++
Imagens –MEV (avarias)	++	+	++

Conclui-se, assim, que a estratégia escolhida de usinagem influencia na resistência ao desgaste das superfícies dos punções utilizados para realização de estampagem a quente de arruelas. As estratégias de torneamento apresentaram maior resistência ao desgaste que a estratégia de fresamento por contornos paralelos, possivelmente pela melhor eficiência do lubrificante durante a estampagem a quente. As marcas na superfície no sentido helicoidal (típicas do processo de torneamento) podem ter facilitado a retenção e a movimentação do lubrificante ao longo da superfície durante o processo de estampagem a quente, visto que essas marcas são perpendiculares ao fluxo do material estampado das arruelas. A estratégia de torneamento ascendente apresentou maior resistência ao desgaste (e, assim, é a recomendada)

que a estratégia de torneamento descendente, visto que os punções usinados com a estratégia de torneamento ascendente apresentaram menor degradação superficial. Para casos em que o torneamento não seja possível e o fresamento é necessário, recomenda-se a utilização da estratégia de contornos paralelos com maior controle da evolução do desgaste e da degradação superficial, visto que apresentou menor resistência aos danos superficiais (abrasão, aragem e desgaste).

5.2.2 Resultados para o grupo NP

A figura 5.37 apresenta os resultados de rugosidade S_a para o grupo NP após as duas etapas de estampagem a quente, de mais 230 arruelas, totalizando 345 arruelas estampadas para cada punção.

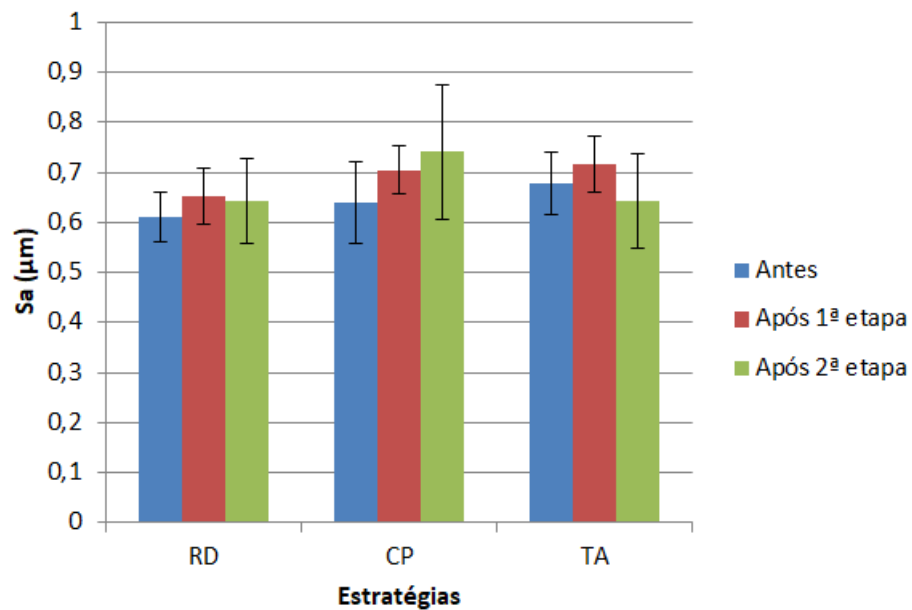


Figura 5.37: Rugosidade S_a antes e após as 2 etapas de estampagem a quente, grupo NP.

Observa-se na figura 5.37 que não houve alteração importante nos valores de rugosidade S_a para as estratégias analisadas e, mesmo com o desvio-padrão aumentado, os valores máximos de rugosidade S_a não ultrapassaram $0,9 \mu\text{m}$. Os valores de rugosidade S_a apresentam valores semelhantes para as três condições apresentadas, após a aplicação da nitretação a plasma, após a primeira etapa de estampagem a quente (115 arruelas) e após a

segunda etapa de estampagem a quente (mais 230 arruelas estampadas), de modo que, aparentemente pelo resultado da rugosidade S_a , a estampagem de 345 arruelas não afetou a integridade da superfície dos punções nitretados a plasma.

A figura 5.38 apresenta os resultados de parâmetro S_{sk} para o grupo NP após as duas etapas de estampagem a quente.

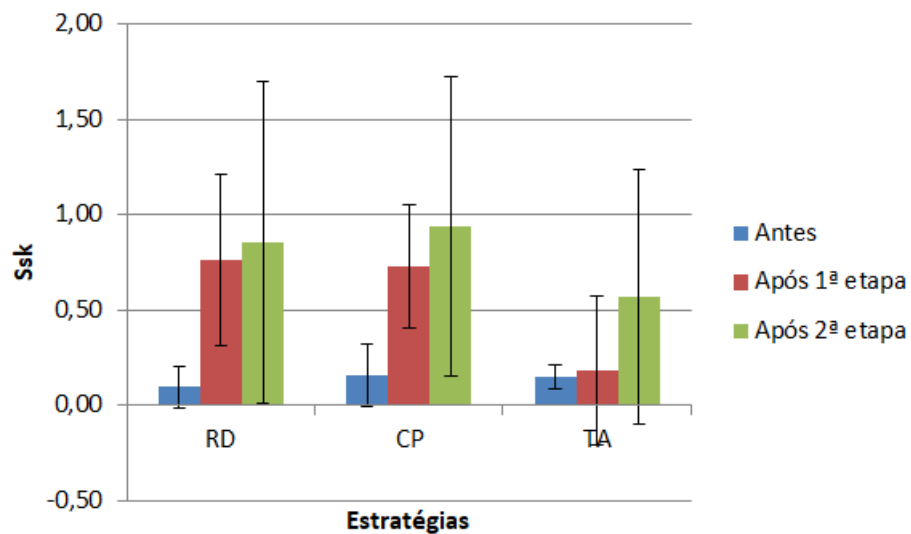


Figura 5.38: Parâmetro S_{sk} antes e após as 2 etapas de estampagem a quente, grupo NP.

Observa-se na figura 5.38 que a tendência apresentada foi de aumento do valor do parâmetro S_{sk} para as estratégias analisadas, assim como aumento no desvio-padrão (que chegou a ultrapassar 1,5). Assim, a continuidade do processo de estampagem a quente gerou mais picos que vales, indicando a presença de adesões sobre as superfícies dos punções e indicando a evolução da deterioração sobre essas superfícies.

Para a estratégia radial descendente, houve ligeiro aumento do parâmetro S_{sk} , mas o valor nominal ficou próximo ao valor após a primeira etapa de estampagem a quente, de modo que o início do processo de estampagem a quente proporcionou um aumento maior do número de picos em relação à situação anterior (após a aplicação da nitretação a plasma) que a continuidade do processo de estampagem a quente.

Para a estratégia de contornos paralelos, o aumento do número de picos foi moderado (em comparação ao aumento apresentado pelas demais estratégias). Para essa estratégia, assim como para a estratégia radial descendente, a primeira etapa de estampagem a quente

apresentou maior aumento do valor do parâmetro S_{sk} . Assim, o início do processo de estampagem a quente representou o maior aumento do número de picos, indicando a evolução da deterioração da superfície dos punções. Já a continuidade do processo de estampagem a quente mostrou um aumento do número de picos, mas essa evolução da deterioração mostrou-se mais acelerada entre a primeira e a segunda etapa de estampagem a quente para a estratégia de contornos paralelos que para a estratégia radial descendente. Assim, pode-se inferir que, se os punções continuassem a ser utilizados em outras etapas de estampagem a quente, os punções nitretados a plasma que foram usinados pela estratégia de contornos paralelos seriam deteriorados mais rapidamente que os punções nitretados a plasma usinados pela estratégia radial descendente.

Para a estratégia de torneamento ascendente, houve o maior aumento do parâmetro S_{sk} apresentado, entretanto, é a estratégia que apresentou o menor valor nominal do parâmetro S_{sk} . Diferentemente das demais estratégias analisadas, a estratégia de torneamento ascendente apresentou valores do parâmetro S_{sk} semelhantes para a situação posterior à aplicação da nitretação a plasma e para a situação posterior à primeira etapa de estampagem a quente, enquanto o maior aumento do valor do parâmetro S_{sk} ocorreu entre as etapas de estampagem a quente. Mesmo assim, a estratégia de torneamento ascendente apresentou a melhor relação entre picos e vales para a segunda etapa de estampagem a quente (em comparação às demais estratégias analisadas).

A figura 5.39 apresenta os resultados de parâmetro S_{ku} para o grupo NP após as duas etapas de estampagem a quente.

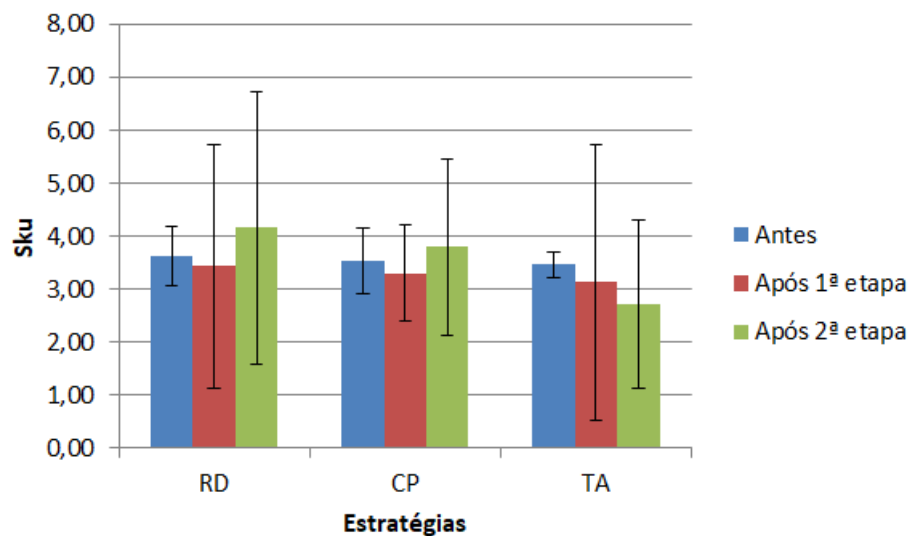


Figura 5.39: Parâmetro S_{ku} antes e após as 2 etapas de estampagem a quente, grupo NP.

Observa-se na figura 5.39 que houve tendência de aumento do valor do parâmetro S_{ku} para as estratégias de fresamento HSM, indicando concentração da distribuição dos picos e dos vales. Já para a estratégia de torneamento, houve tendência de diminuição do valor médio de S_{ku} , indicando dispersão da distribuição dos picos e dos vales em relação aos resultados da primeira etapa de estampagem a quente. Entretanto, considerando as dispersões apresentadas, os valores de S_{ku} podem se sobrepor, tanto para a situação anterior à estampagem a quente quanto para a situação posterior a cada etapa de estampagem a quente, de modo que se pode considerar a manutenção dos valores do parâmetro S_{ku} nas três situações (antes, após a primeira etapa e após a segunda etapa do processo de estampagem a quente).

Para as estratégias radial descendente e de contornos paralelos, houve aumento do valor médio do parâmetro S_{ku} após a segunda etapa de estampagem a quente em relação à primeira etapa de estampagem a quente (o qual apresentou pequena diminuição em relação à situação anterior ao processo de estampagem a quente), apresentando um valor de parâmetro S_{ku} acima de 4, distribuição concentrada. Para a estratégia de contornos paralelos, houve um aumento do valor médio de rugosidade S_{ku} , indicando o aumento da concentração da distribuição de picos e de vales. Entretanto, o valor do parâmetro S_{ku} está entre 3 e 4, ou seja, apesar do aumento do parâmetro S_{ku} , a concentração da distribuição é próxima ao valor de 3, valor da distribuição gaussiana.

Para a estratégia de torneamento ascendente, houve a diminuição do valor médio do parâmetro S_{ku} , continuando a tendência apresentada após a primeira etapa de estampagem a quente. O valor do parâmetro S_{ku} ficou abaixo de 3, indicando que há dispersão de picos e de vales, de modo que algumas regiões podem apresentar platôs (pequenas áreas sem picos e vales evidentes). Como o valor apresentado é entre 2 e 3, mas próximo a 3, a dispersão é mais elevada que a distribuição gaussiana, mas ainda é próxima à distribuição gaussiana.

A figura 5.40 apresenta os resultados de rugosidade S_p para o grupo NP após as duas etapas de estampagem a quente.

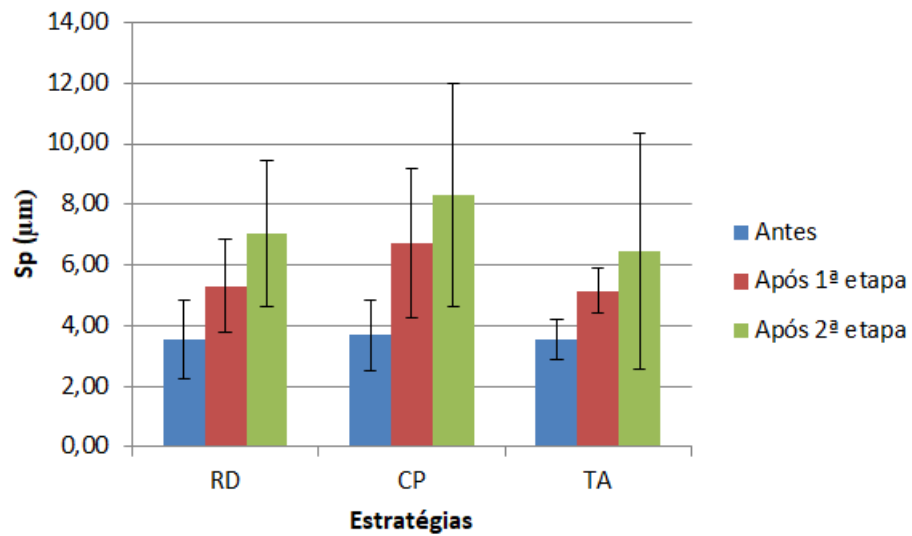


Figura 5.40: Rugosidade S_p antes e após as 2 etapas de estampagem a quente, grupo NP.

Observa-se na figura 5.40 que houve aumento do valor de rugosidade S_p e do desvio-padrão para as três estratégias analisadas. Tanto o número de picos (segundo o resultado do parâmetro S_{sk} , figura 5.38), quanto a altura dos picos aumentou. Para a rugosidade S_p , houve aumento do valor pela primeira etapa de estampagem a quente e outro aumento do valor pela segunda etapa de estampagem a quente, de forma diferente dos resultados da rugosidade S_a , em que apenas a estratégia de contornos paralelos apresentou aumento. Possivelmente, para as demais estratégias (espiral ascendente e torneamento ascendente), o valor de rugosidade S_p pode ter aumentado de forma localizada, de modo que o aumento da altura dos picos não se deu uniformemente, deixando apenas alguns picos mais altos que os demais (indicados pelo resultado de concentração do parâmetro S_{ku} para as estratégias de fresamento), de modo que sua influência seja pontual e diminuída para a média superficial. A alta dispersão dos resultados sugere que a deterioração da superfície não ocorreu de maneira uniforme.

A figura 5.41 apresenta os resultados de rugosidade S_v para o grupo NP após as duas etapas de estampagem a quente.

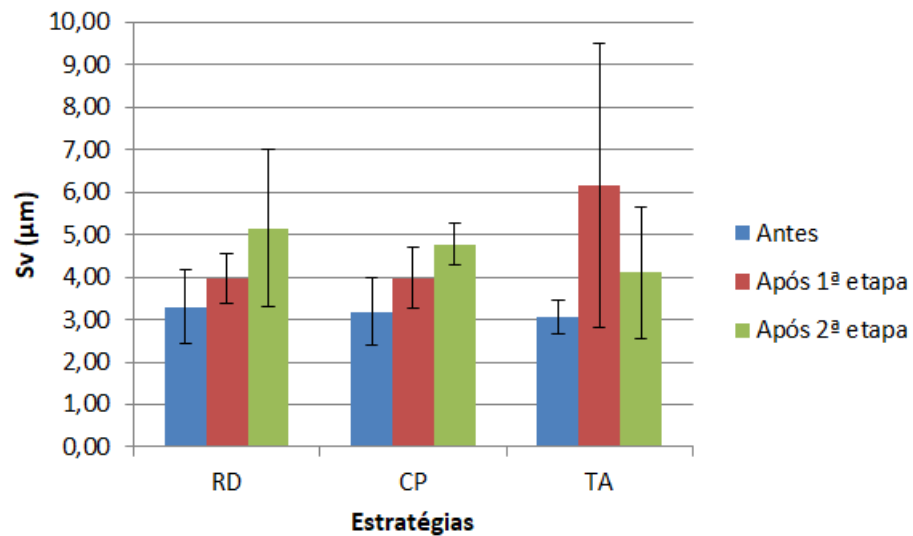


Figura 5.41: Rugosidade S_v antes e após as 2 etapas de estampagem a quente, grupo NP.

Observa-se na figura 5.41 que as estratégias de fresamento apresentaram aumento de rugosidade S_v . Além disso, o desvio-padrão apresentou aumento para a estratégia radial descendente e diminuiu para a estratégia de contornos paralelos. A estratégia de torneamento ascendente apresentou diminuição do valor da rugosidade S_v e do desvio-padrão. Para a estratégia radial descendente, o aumento de rugosidade S_v pode ter contribuído para que o valor da rugosidade S_a tenha se mantido semelhante ao valor após a primeira etapa de estampagem a quente. Para a estratégia de contornos paralelos, houve aumento tanto da rugosidade S_v quanto da rugosidade S_a , de modo que se pode inferir que o aumento de altura dos picos e de profundidade dos vales foi mais generalizada pela superfície dos punções que para as estratégias radial descendente e torneamento ascendente. Já para a estratégia de torneamento ascendente, houve diminuição dos valores tanto de rugosidade S_v quanto de rugosidade S_a , entretanto, com o aumento da rugosidade S_p . Esperava-se que esse aumento assimétrico de rugosidade S_p e de rugosidade S_v afetasse a rugosidade S_a de maneira a aumentar o valor aritmético. Porém, como o valor de rugosidade S_a diminuiu, pode-se inferir que os picos altos foram pontuais sobre a superfície dos punções e os demais picos e vales não se mostraram com valores próximos aos extremos (altura máxima e profundidade máxima), como indicou o valor do parâmetro S_{ku} .

A figura 5.42 apresenta as imagens dos punções obtidos em microscopia ótica após a segunda etapa de estampagem a quente. As setas pretas apresentadas nas imagens indicam possíveis marcas da trajetória da ferramenta (MTF) ainda visíveis na parte da superfície sujeita ao contato com o fluxo de material estampado. A linha pontilhada e a seta branca

indicam a região submetida ao desgaste. As imagens foram obtidas na região de transição, em que há parte da superfície que não participou do contato com o fluxo de material estampado e parte da superfície que teve contato com o fluxo de material estampado.

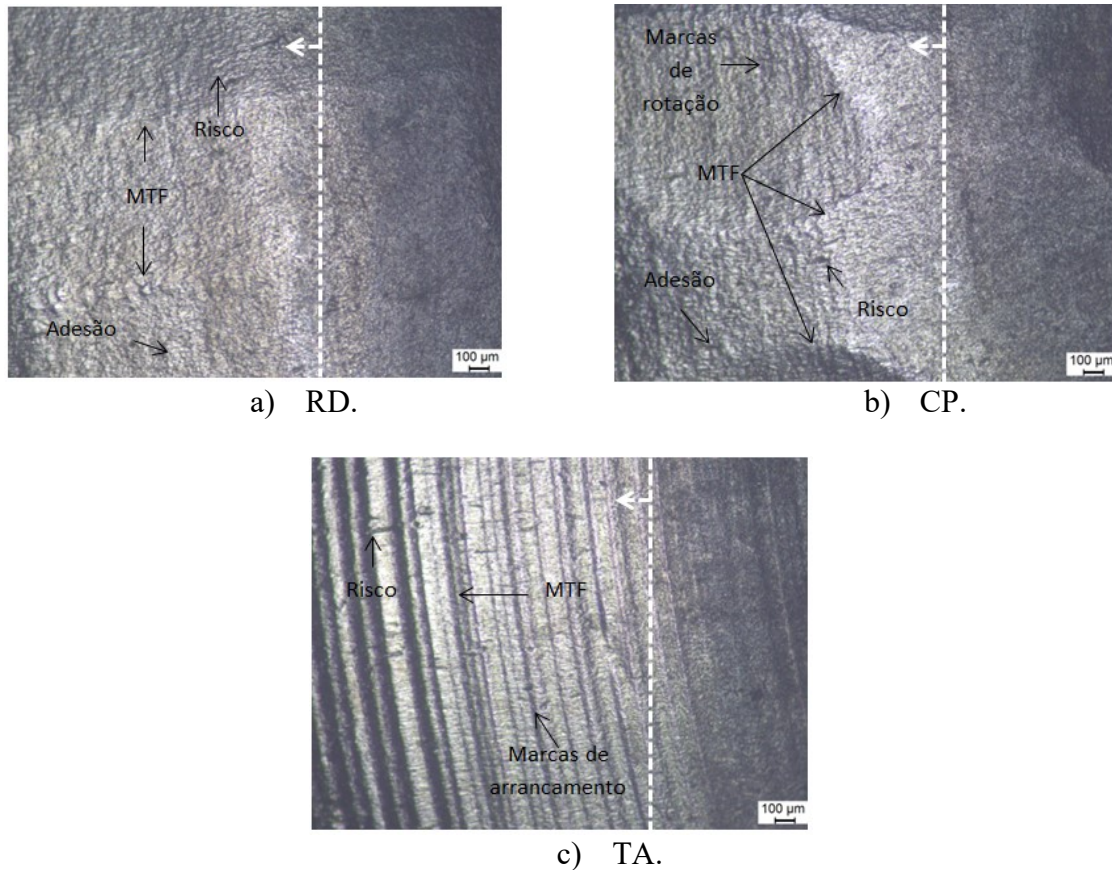


Figura 5.42: Imagens dos punções obtidos em microscopia ótica após a segunda etapa de estampagem a quente, grupo NP.

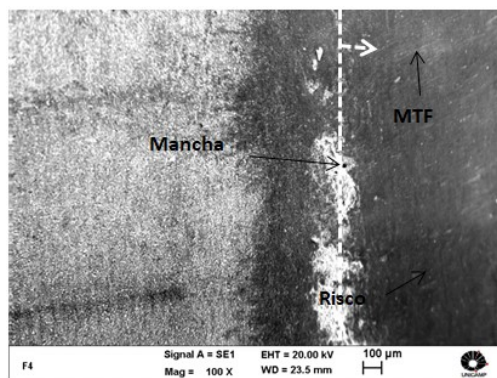
Observa-se na figura 5.42 que as três estratégias analisadas apresentaram as marcas de trajetória de ferramentas, suavizadas, mas ainda visíveis. A estratégia radial descendente apresenta as marcas de trajetória de ferramenta, marcas de adesão e riscos na direção do fluxo de material. As marcas de rotação da ferramenta, ainda visíveis na figura 5.15d, não são mais visíveis na figura 5.42a, substituídas pelas marcas de adesão e pelos riscos do fluxo de material das arruelas estampadas.

A estratégia de contornos paralelos apresentou marcas de trajetória de ferramenta, marcas de adesão, riscos do fluxo de material e resquícios das marcas de rotação da ferramenta. A superfície gerada por esta estratégia, apesar de não apresentar os melhores

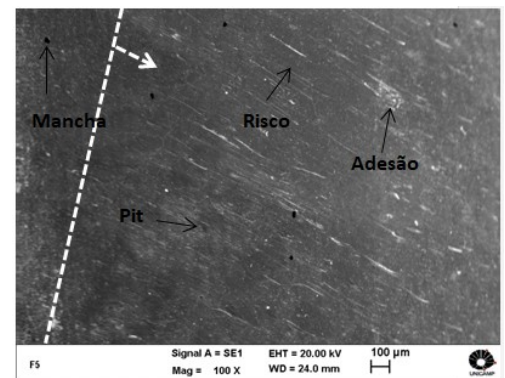
valores dos parâmetros entre as estratégias analisadas do grupo NP, apresenta menos riscos que as superfícies das demais estratégias.

A estratégia de torneamento ascendente apresenta principalmente as marcas de trajetória de ferramenta, marcas de arrancamento de material e os riscos do fluxo de material estampados. A maioria dos riscos apresentados aparenta ser pequena e fina, enquanto alguns riscos aparentam ser mais profundos, entretanto, dispersos.

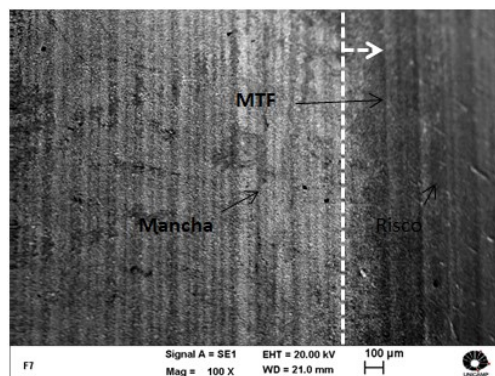
A figura 5.43 apresenta as imagens dos punções obtidos em microscopia eletrônica de varredura após a segunda etapa de estampagem a quente. As setas apresentadas nas imagens indicam possíveis marcas da trajetória da ferramenta (MTF) ainda visíveis na parte da superfície sujeita ao contato com o fluxo de material estampado e avarias à superfície. A linha pontilhada branca e a seta branca apresentam a transição, a partir da qual, está a parte desgastada da superfície. Assim como na figura 5.42, as imagens foram obtidas na região de transição, em que há parte da superfície que não participou do contato com o fluxo de material estampado e parte da superfície que teve contato com o fluxo de material estampado.



a) RD.



b) CP.



c) TA.

Figura 5.43: Imagens dos punções obtidos em microscopia eletrônica de varredura após a segunda etapa de estampagem a quente, grupo NP.

Observa-se na figura 5.43 que as estratégias analisadas apresentam imagens semelhantes às imagens da figura 5.16, ou seja, para as imagens em MEV, a deterioração não apresentou evolução significativa após a estampagem de 230 arruelas (diferentemente das imagens das estratégias do grupo ST que foram submetidas à segunda etapa de estampagem a quente, de 115 arruelas). Manchas pretas pequenas são decorrentes do tempo de exposição para obtenção das imagens em MEV.

As estratégias radial descendente e torneamento ascendente apresentaram marcas de trajetória de ferramenta, enquanto a imagem da estratégia de contornos paralelos não apresenta estas marcas, possivelmente ao fato delas serem maiores que o tamanho da superfície observado nessa imagem. É possível observar na imagem da estratégia de contornos paralelos a presença de uma marca similar a um pite, indicando a continuidade da ocorrência de corrosão alveolar.

A figura 5.44 apresenta as imagens dos mapas de perfis de rugosidade dos punções obtidos de varredura após a segunda etapa de estampagem a quente. A direção do fluxo de material das arruelas estampadas é a direção do eixo y.

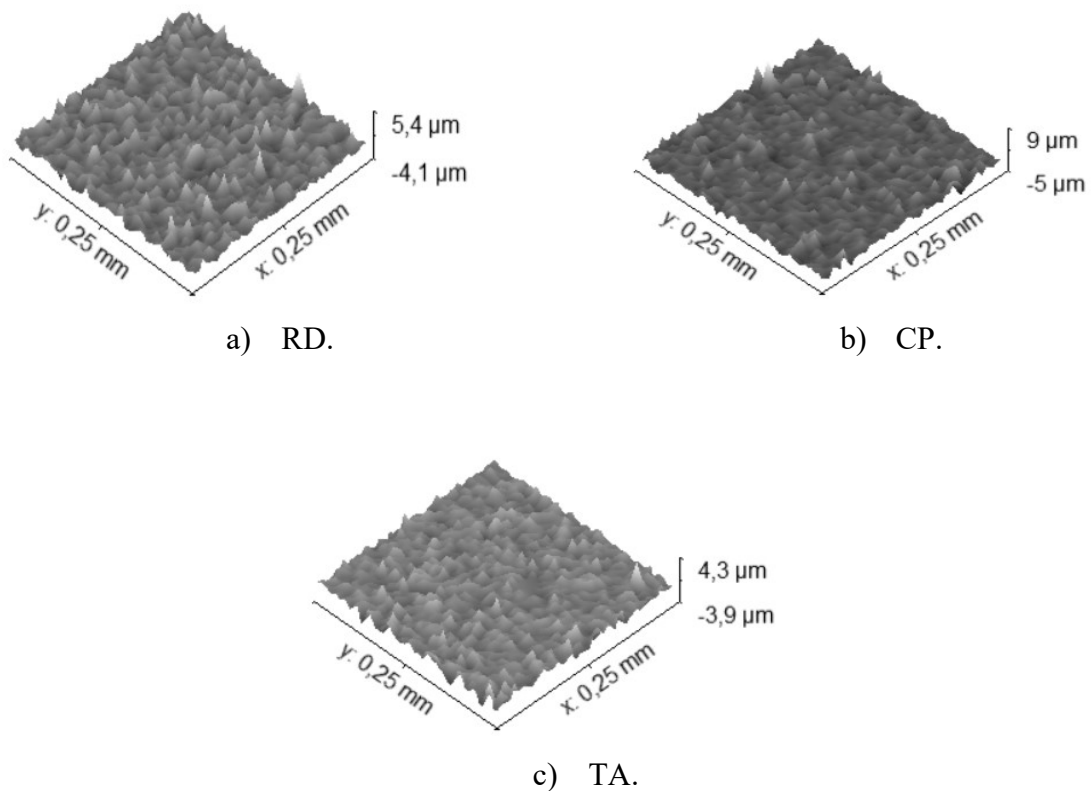


Figura 5.44: Imagens dos mapas de rugosidade dos punções após a segunda etapa de estampagem a quente, grupo NP.

Observa-se na figura 5.44, que os mapas de rugosidade apresentam valores em conformidade com os resultados do parâmetro S_{ku} , na figura 5.39. A estratégia radial descendente apresenta a ocorrência de picos mais altos (em forma de serras pouco curtas) que os demais (picos médios), de uma forma concentrada, confirmado pelo valor de parâmetro S_{ku} de aproximadamente 4. A estratégia de contornos paralelos apresenta mais ocorrências de serras curtas de picos e de vales, mas de forma mais dispersa sobre a superfície, como esperado, para uma superfície com parâmetro S_{ku} próximo a 3. A estratégia de torneamento ascendente apresenta pouca ocorrência de picos altos e de vales profundos (comprovando a hipótese sobre o aumento do valor de rugosidade S_p e a diminuição do valor de rugosidade S_a) e há pequenas regiões com picos pouco altos e vales pouco profundos, quase platôs, como esperado para o resultado de parâmetro S_{ku} abaixo de 3.

A figura 5.45 apresenta os valores de dureza superficial dos punções obtidos após as duas etapas de estampagem a quente.

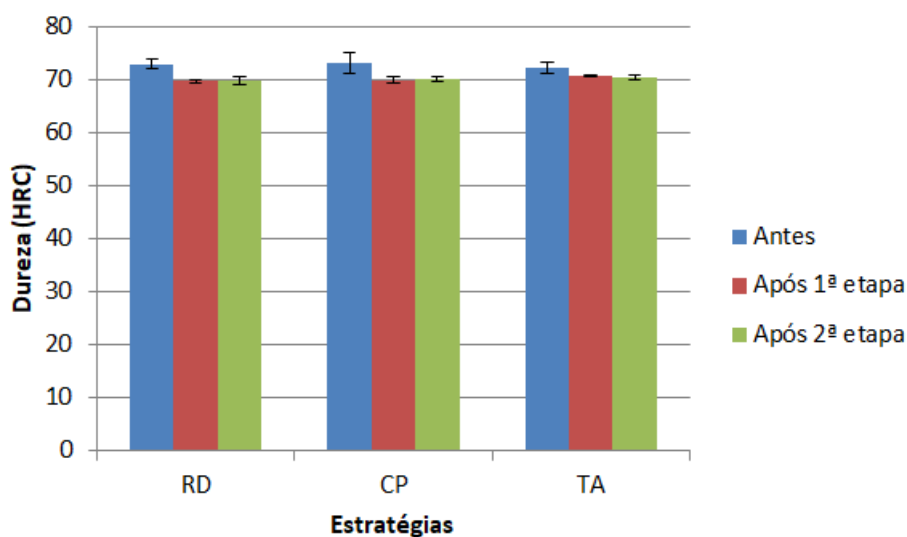


Figura 5.45: Resultados de dureza dos punções após as 2 etapas de estampagem a quente, grupo NP.

Observa-se na figura 5.45 que houve manutenção do valor de dureza para as estratégias radial descendente e de contornos paralelos (alteração muito pequena dos valores, menos de 1 HRC), a partir do resultado da primeira etapa de estampagem a quente. Para a estratégia de torneamento ascendente, houve uma ligeira diminuição no valor médio da dureza, com um

pequeno aumento do desvio-padrão (de modo que esse desvio-padrão absorve a dispersão apresentada após a primeira etapa de estampagem a quente), possivelmente por uma subcamada superficial que tenha sofrido pequena perda de dureza causada pela temperatura do processo de estampagem a quente. Entretanto, considerando a dispersão, pode-se considerar que a dureza se manteve durante a segunda etapa de estampagem a quente. Outra hipótese é que, para a estratégia de torneamento ascendente, um pouco do material da arruela tenha ficado aderido à superfície, com dureza menor que a superfície dos punções. Como os valores de dureza mantiveram-se aproximadamente a 70 HRC, pode-se considerar que a segunda etapa de estampagem a quente não afetou a dureza dos punções significativamente. Assim, o aquecimento e o resfriamento durante as duas etapas de estampagem a quente não afetaram significativamente a superfície dos punções, pois o aquecimento da superfície tenderia a reduzir a dureza dos punções e o resfriamento ao ar, nas condições dos ensaios de estampagem a quente, não seria suficiente para provocar formação de martensita (que aumentaria a dureza, a resistência ao desgaste, mas reduziria a resistência ao impacto), considerando ainda que o aço AISI H13 não é um aço caracterizado pela têmpera ao ar (ASM 1995a, 1995c).

A tabela 5.5 apresenta o resumo dos parâmetros de análise para o grupo NP. O símbolo “+” indica aumento do valor do parâmetro, o símbolo “-” indica a diminuição do valor do parâmetro e “0” indica a manutenção do parâmetro. Para as imagens, “+” significa a maior visibilidade de desgaste ou avaria.

Tabela 5.5: Resumo dos parâmetros após a segunda etapa de estampagem a quente para o grupo NP.

Parâmetros	Estratégias		
	RD	CP	TA
As	0	+	-
S _{sk}	+	++	++
S _{ku}	+	+	-
S _p	++	++	++
S _v	+	+	--
Imagens – óticas (desgaste)	++	+	+
Imagens –MEV (avarias)	+	+	+

Conclui-se, assim, que a estratégia escolhida de usinagem influencia na resistência à deterioração das superfícies dos punções nitretados a plasma utilizados para realização de

estampagem a quente de arruelas. As estratégias de fresamento apresentaram diferenças quanto à resistência à deterioração, visto que a maioria dos valores nominais dos parâmetros de análise superficial apresenta valores que indicam melhor resistência à deterioração da superfície obtida com a estratégia radial descendente, quando comparadas com a superfície obtida pela estratégia de contornos paralelos. Entretanto, as imagens da superfície usinada com a estratégia de contornos paralelos apresentaram melhor integridade que as imagens da estratégia radial descendente. Para casos em que o torneamento não seja possível e o fresamento é necessário, recomenda-se a utilização da estratégia de contornos paralelos com maior controle da evolução do desgaste e da degradação superficial, visto que apresentou menor resistência aos danos superficiais (abrasão e desgaste). A estratégia de torneamento ascendente apresentou maior resistência à deterioração, tanto pela análise dos parâmetros superficiais quanto pelas imagens, possivelmente por ter apresentado eficiência maior do lubrificante, devido a maior facilidade de retenção dele durante a estampagem a quente, por apresentar marcas perpendiculares ao fluxo do material estampado da arruela.

5.2.3 Resultados para o grupo NC

A figura 5.46 apresenta os resultados de rugosidade S_a para o grupo NC após as duas etapas de estampagem a quente, de mais 230 arruelas, totalizando 345 arruelas estampadas para cada punção.

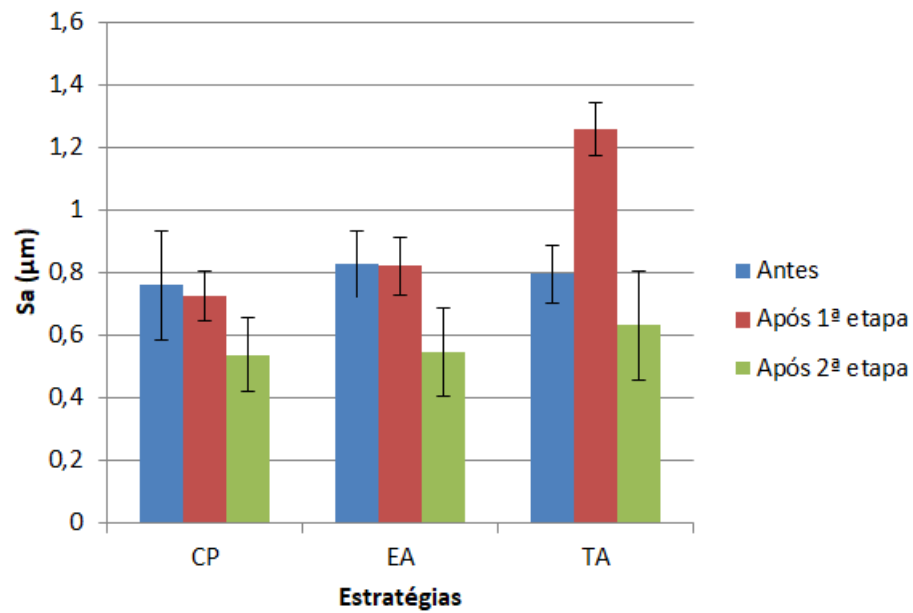


Figura 5.46: Rugosidade S_a antes e após as 2 etapas de estampagem a quente, grupo NC.

Observa-se na figura 5.46 houve redução do valor de rugosidade S_a para as três estratégias analisadas, com aumento do desvio-padrão, indicando diminuição de altura de picos e de profundidade dos vales. Assim, a evolução da deterioração parece ter diminuído o efeito de aumento de rugosidade da nitrocarbonetação sobre a superfície dos punções, removendo os picos mais altos. As estratégias contornos paralelos e espiral ascendente, que tinham apresentado manutenção dos valores de S_a após a primeira etapa de estampagem, apresentaram decréscimo após a segunda etapa de conformação. Os valores de rugosidade para estas duas estratégias são próximos após a segunda etapa de estampagem a quente. Já a estratégia de torneamento ascendente apresentou maior redução em relação ao valor de rugosidade S_a após a primeira etapa de estampagem a quente, apresentando valor abaixo do valor de rugosidade anterior à primeira etapa de estampagem a quente e valores próximos aos obtidos pelas duas estratégias de fresamento HSM.

A figura 5.47 apresenta os resultados de parâmetro S_{sk} para o grupo NC após as duas etapas de estampagem a quente.

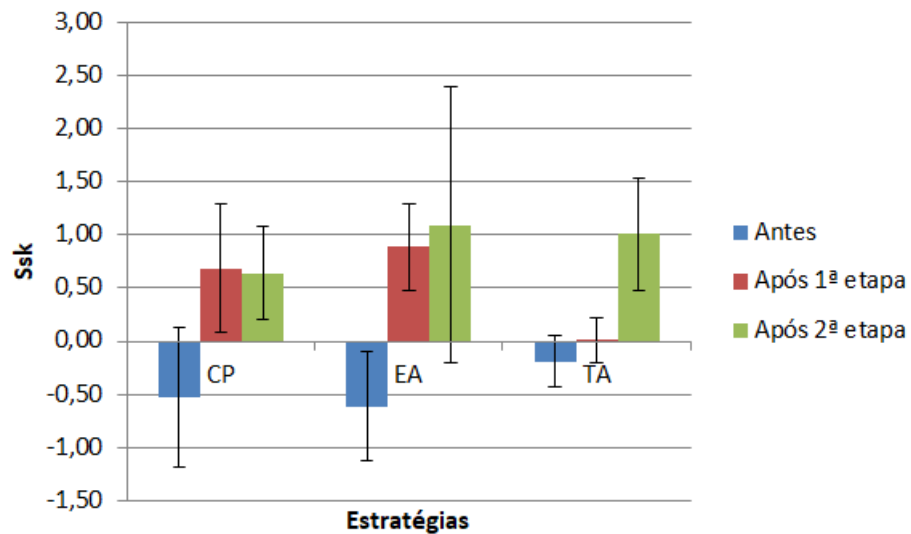


Figura 5.47: Parâmetro S_{sk} antes e após as 2 etapas de estampagem a quente, grupo NC.

Observa-se na figura 5.47 que houve tendência de aumento do valor do parâmetro S_{sk} para as estratégias espiral ascendente e torneamento ascendente, com aumento do desvio-padrão, com a ultrapassagem do valor recomendado de 1,5 para o parâmetro S_{sk} no limite superior do desvio-padrão, o que indica que o aumento do número de picos em relação ao número de vales na segunda etapa de estampagem a quente gerou superfícies possivelmente degradadas.

A estratégia de contornos paralelos apresenta manutenção do valor nominal de parâmetro S_{sk} e pequena redução do desvio-padrão. Para essa estratégia, considerando o resultado apresentado na figura 5.47, a segunda etapa de estampagem a quente não degradou a superfície dos punções. Considerando a redução observada no valor de rugosidade S_a , pode-se inferir que houve redução tanto no número de picos quanto na altura dos picos e na profundidade dos vales.

A estratégia espiral ascendente apresenta pequeno aumento no valor do parâmetro S_{sk} , entretanto, apresenta grande aumento do desvio-padrão, em comparação ao resultado apresentado após a primeira etapa de estampagem a quente. Possivelmente, as superfícies nitrocarbonetadas que foram usinadas com essa estratégia sofreram irregularmente os efeitos do desgaste, ou mesmo a ocorrência de adesões do material estampado e de arrancamentos de material da superfície dos punções. Assim, houve redução na altura dos picos e na profundidade dos vales, apesar do aumento do número de picos, possivelmente de alturas menores, além da quebra dos picos mais altos, para que o valor de rugosidade S_a diminuísse.

A estratégia de torneamento ascendente apresentou o maior aumento de parâmetro S_{sk} em relação ao resultado apresentado pela primeira etapa de estampagem a quente, com o desvio-padrão ultrapassando o valor recomendado limite de 1,5 do parâmetro S_{sk} . Como para as demais estratégias analisadas, na segunda etapa de estampagem a quente, pode ter havido redução na altura dos picos e na profundidade dos vales, apesar do aumento do número de picos, possivelmente de alturas menores, além da quebra dos picos mais altos, para que o valor de rugosidade S_a diminuísse.

A figura 5.48 apresenta os resultados de parâmetro S_{ku} para o grupo NC após as duas etapas de estampagem a quente.

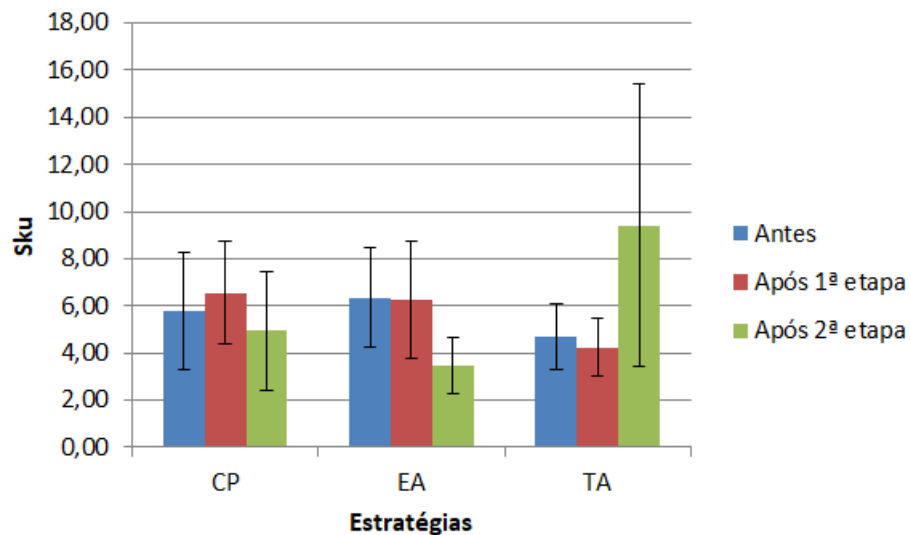


Figura 5.48: Parâmetro S_{ku} antes e após as 2 etapas de estampagem a quente, grupo NC.

Observa-se na figura 5.48 que houve redução do valor médio do parâmetro S_{ku} para as estratégias de fresamento do grupo NC, enquanto houve aumento expressivo de valor do parâmetro S_{ku} e do desvio-padrão para a estratégia de torneamento.

A estratégia de contornos paralelos apresenta diminuição do valor médio de parâmetro S_{ku} e aumento do desvio-padrão (o que sobrepõe os valores anteriores ao processo de estampagem a quente, os valores obtidos após a primeira etapa com os valores obtidos após a segunda etapa de estampagem a quente). Entretanto, o valor do parâmetro S_{ku} ainda se mostra elevado, aproximadamente 5, indicando que ainda há uma concentração da distribuição de picos (e possivelmente de vales também) sobre a superfície dos punções, possivelmente, devido à adesões de material estampado das arruelas.

A estratégia radial ascendente apresenta tanto redução no valor de parâmetro S_{ku} quanto no desvio-padrão. O valor do parâmetro S_{ku} está próximo a 3 (pouco acima), indicando que houve uma modificação da distribuição dos picos e dos vales. A distribuição diminuiu a concentração da ocorrência dos picos e dos vales, deixando mais próximo da distribuição gaussiana.

A estratégia de torneamento ascendente apresentou aumento importante do valor de parâmetro S_{ku} e do desvio-padrão, indicando que a concentração, que já era alta (parâmetro S_{ku} em torno de 4), aumentou muito (parâmetro S_{ku} em torno de 9). Possivelmente, esse aumento do valor de parâmetro S_{ku} resulta dos efeitos de adesões de material estampado na superfície dos punções.

A figura 5.49 apresenta os resultados de rugosidade S_p para o grupo NC após as duas etapas de estampagem a quente.

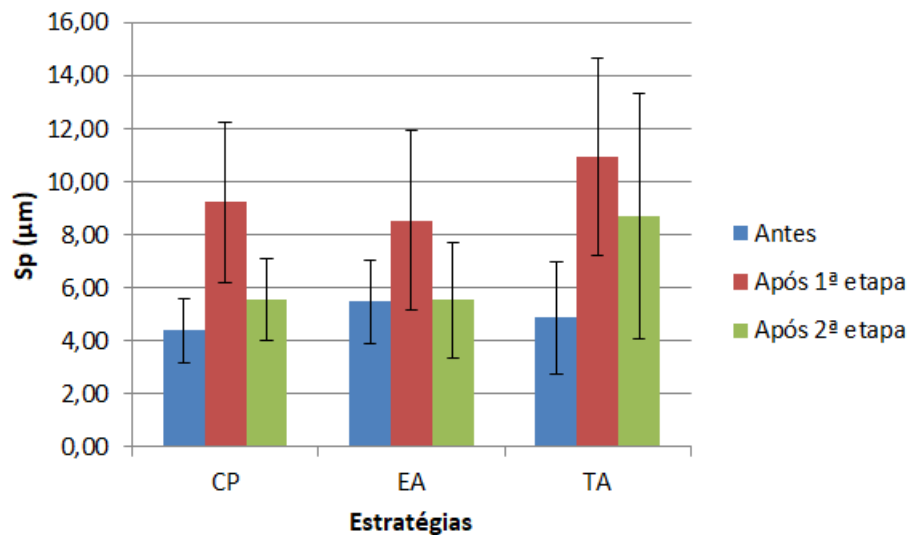


Figura 5.49: Rugosidade S_p antes e após as 2 etapas de estampagem a quente, grupo NC.

Observa-se na figura 5.49 que houve redução no valor nominal da rugosidade S_p para as três estratégias analisadas e houve redução de desvio-padrão para as estratégias de fresamento.

As estratégias de fresamento apresentaram valores de rugosidade S_p próximos, com maiores reduções dos valores de rugosidade S_p entre a primeira e a segunda etapa de estampagem a quente. A estratégia de contornos paralelos apresentou o valor de rugosidade S_p pouco acima do valor de rugosidade da situação anterior à primeira etapa de estampagem a

quente, enquanto a estratégia espiral ascendente apresentou o valor de rugosidade S_p semelhante ao valor apresentado após a aplicação da nitrocarbonetação. Pode-se inferir que a segunda etapa do processo de estampagem a quente removeu picos mais altos (ou parte dos picos altos). Picos gerados pela adesão de material das arruelas estampadas durante a primeira etapa de estampagem a quente podem ter sido removidos pela segunda etapa de estampagem a quente.

A estratégia de torneamento ascendente apresentou menor redução do valor nominal da rugosidade S_p e aumento do desvio-padrão com relação aos valores obtidos após a 1ª. etapa de conformação. A redução do valor médio de rugosidade S_p foi menor que a redução entre as etapas de estampagem a quente observada para as demais estratégias. O valor de S_p da estratégia de torneamento ascendente ficou mais próximo ao valor medido após a primeira etapa de estampagem a quente que ao valor medido após a aplicação de nitrocarbonetação. Pode-se inferir que os picos mais altos gerados durante a primeira etapa de estampagem a quente foram reduzidos pela segunda etapa de estampagem a quente.

A figura 5.50 apresenta os resultados de rugosidade S_v para o grupo NC após as duas etapas de estampagem a quente.

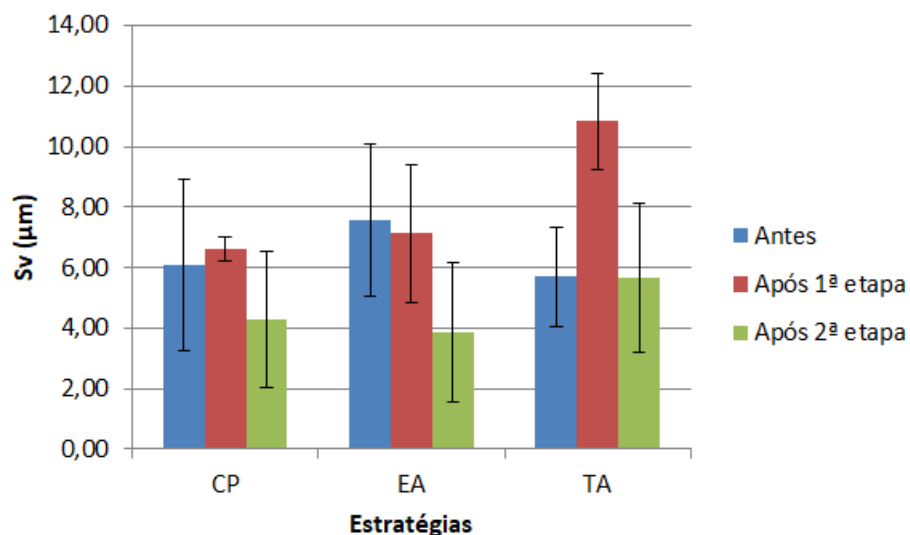


Figura 5.50: Rugosidade S_v antes e após as 2 etapas de estampagem a quente, grupo NC.

Observa-se na figura 5.50 que houve diminuição do valor de rugosidade S_v para as três estratégias analisadas.

As estratégias de fresamento apresentaram valores de rugosidade S_v próximos após a segunda etapa de estampagem a quente, aproximadamente $4 \mu\text{m}$. A estratégia de contornos paralelos havia apresentado pequeno aumento do valor de rugosidade S_v em relação aos resultados medidos após a aplicação da nitrocarbonetação, mas o resultado da segunda etapa de estampagem a quente apresenta valor inferior ao resultado após o processo de nitrocarbonetação. A estratégia espiral ascendente já apresentava uma redução do valor de rugosidade S_v após a primeira etapa de estampagem a quente, em comparação ao resultado do processo de nitrocarbonetação. A diminuição do valor de rugosidade S_v para a estratégia espiral ascendente se acentuou pela segunda etapa de estampagem a quente. Considerando os valores de rugosidade S_a e de rugosidade S_p , possivelmente houve desgaste e quebra dos picos mais elevados e/ou dos picos oriundos de adesões de material das arruelas estampadas, de modo que o plano médio da superfície se alterou e assim houve a diminuição da profundidade dos vales, visto que a tendência esperada para arrancamentos de materiais é de aprofundamento ou criação de novos vales na superfície dos punções, além das quebras dos picos arrastados com o material que havia aderido.

A estratégia de torneamento apresentou redução significativa do valor de rugosidade S_v , em comparação ao resultado da primeira etapa de estampagem a quente, com o valor após a segunda etapa de estampagem a quente similar ao valor medido após a aplicação da nitrocarbonetação. Pode-se considerar que houve suavização dos picos mais altos, possivelmente oriundos de adesões do material estampado, modificando o plano médio e alterando a profundidade medida pela rugosidade S_v . Mesmo assim, esta estratégia foi a que apresentou o maior valor nominal de S_v dentre as três estratégias testadas. Há que se lembrar, porém, de que, devido à grande dispersão dos resultados, esta afirmação carece de precisão estatística.

A figura 5.51 apresenta as imagens dos punções obtidos em microscopia ótica após a segunda etapa de estampagem a quente. As setas pretas apresentadas nas imagens indicam possíveis marcas da trajetória da ferramenta (MTF) ainda visíveis na parte da superfície sujeita ao contato com o fluxo de material estampado. A linha pontilhada e a seta branca indicam a região submetida ao desgaste. As imagens foram obtidas na região de transição, em que há parte da superfície que não participou do contato com o fluxo de material estampado e parte da superfície que teve contato com o fluxo de material estampado.

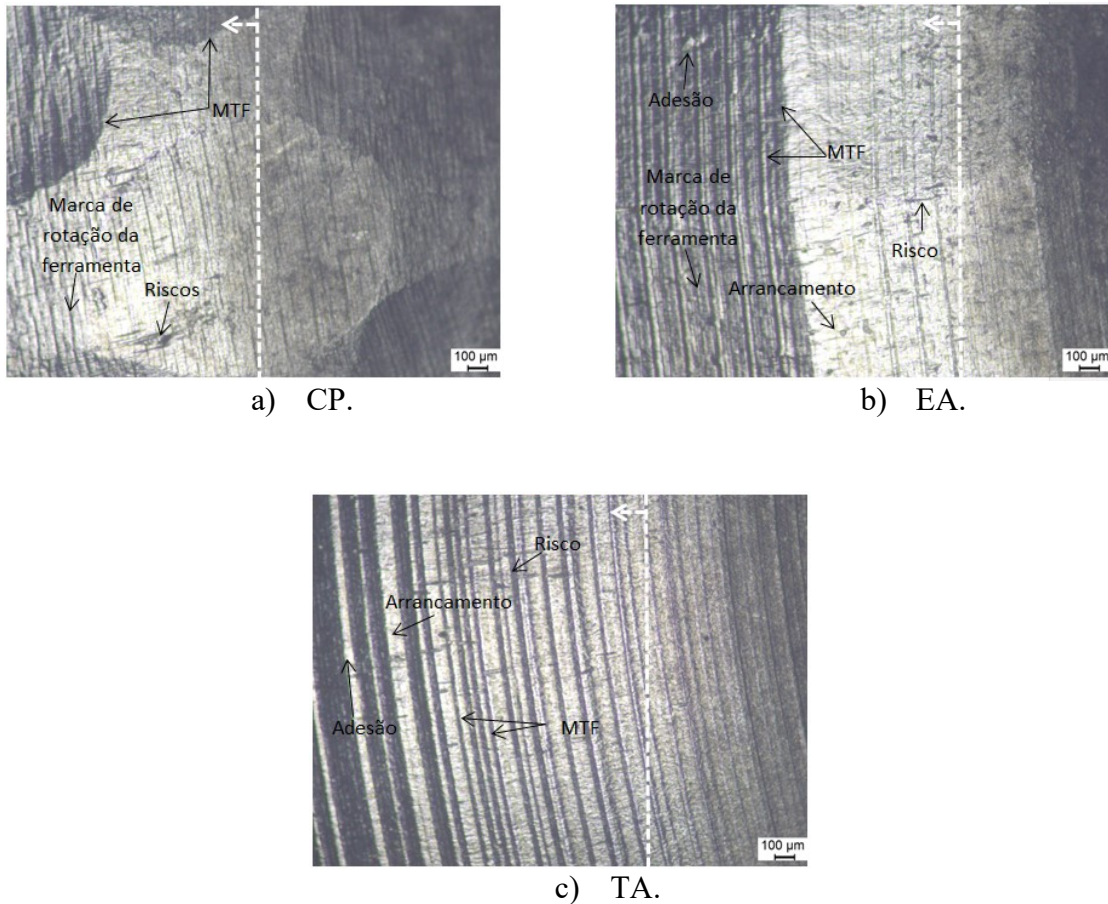


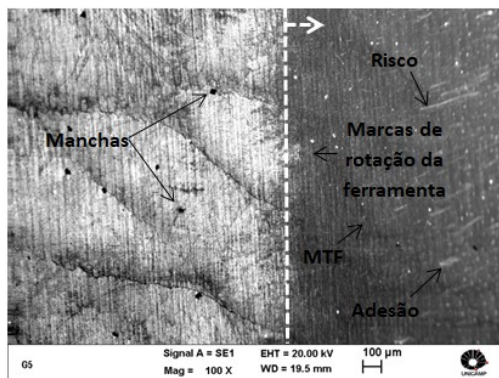
Figura 5.51: Imagens dos punções obtidos em microscopia ótica após a segunda etapa de estampagem a quente, grupo NC.

Observa-se na figura 5.51 que as imagens óticas dos punções apresentaram as superfícies consideravelmente íntegras, com as marcas de trajetória visíveis para as três estratégias analisadas, resquícios das marcas de rotação da ferramenta para as estratégias de fresamento, riscos, marcas de adesão de material estampado e marcas de arrancamento de material da superfície dos punções.

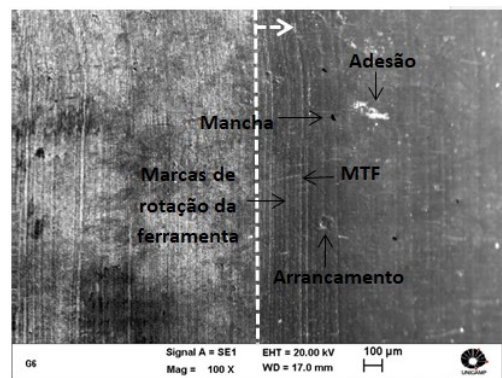
Entre as estratégias de fresamento, a estratégia de contornos paralelos apresenta maior integridade, pois as marcas de trajetória de ferramenta apresentam-se ligeiramente mais visíveis que para a estratégia espiral ascendente. A estratégia espiral ascendente apresenta as marcas de trajetória de ferramenta da componente circular da trajetória, enquanto as marcas da componente radial da trajetória de ferramenta são pouco visíveis. A estratégia de contornos paralelos apresenta mais riscos (sendo esses riscos mais longos), enquanto a estratégia espiral ascendente apresenta mais marcas de adesão e marcas de arrancamento na superfície, com riscos mais curtos que os riscos da imagem da estratégia de contornos paralelos.

A estratégia de torneamento ascendente apresenta as marcas de trajetória de ferramenta, riscos curtos, marcas de adesão de material estampado e marcas de arrancamento de material da superfície dos punções. Os riscos assemelham-se a pequenos entalhes e parecem se localizar nas partes mais altas das marcas de trajetória de ferramenta.

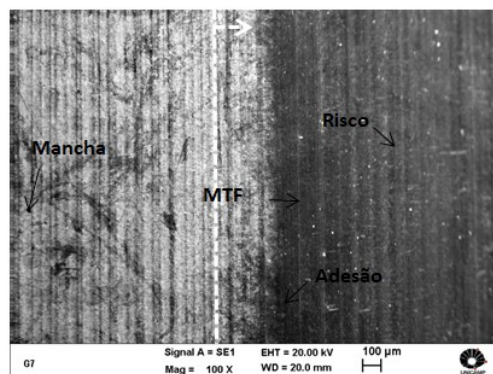
A figura 5.52 apresenta as imagens dos punções obtidos em microscopia eletrônica de varredura após a segunda etapa de estampagem a quente. As setas apresentadas nas imagens indicam possíveis marcas da trajetória da ferramenta (MTF) ainda visíveis na parte da superfície sujeita ao contato com o fluxo de material estampado e avarias à superfície. A linha pontilhada branca e a seta branca apresentam a transição, a partir da qual, está a parte desgastada da superfície. Assim como na figura 5.51, as imagens foram obtidas na região de transição, em que há parte da superfície que não participou do contato com o fluxo de material estampado e parte da superfície que teve contato com o fluxo de material estampado.



a) CP.



b) EA.



c) TA.

Figura 5.52: Imagens dos punções obtidos em microscopia eletrônica de varredura após a segunda etapa de estampagem a quente, grupo NC.

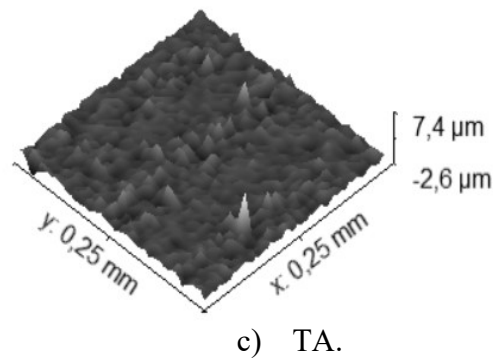


Figura 5.53: Imagens dos mapas de rugosidade dos punções após a segunda etapa de estampagem a quente, grupo NC.

Observa-se na figura 5.53 que os mapas de rugosidade apresentam resultados em conformidade com os parâmetros de análise superficial, sobretudo com o parâmetro S_{ku} .

A estratégia de contornos paralelos, que apresentou parâmetro S_{ku} acima de 4, possui a maior parte da ocorrência de picos altos e de vales profundos junto às marcas de rotação da ferramenta e às marcas de trajetória de ferramenta, em forma de serras de picos e serras de vales. Essas serras de picos e de vales apresentam os picos mais altos e os vales mais profundos que as regiões entre as serras, de modo que há uma parte da superfície mais rugosa e a maior parte da superfície menos rugosa (o que suaviza a influência dos picos e dos vales medidos nas serras na medição de rugosidade média), de modo que o valor dos parâmetros de rugosidade tenham os valores apresentados. Possivelmente, essas serras foram regiões mais propícias para a ocorrência de adesões e arrancamento de material e os riscos observados nas figuras 5.51 e 5.52 foram produzidos por abrasão de óxidos de ferro a partir do material das arruelas estampadas.

A estratégia radial ascendente, que apresentou parâmetro S_{ku} próximo a 3, possui uma distribuição menos concentrada. Há ocorrência de picos mais altos e de vales mais profundos em algumas partes da superfície, entretanto, não é concentrada em serras, como na imagem da estratégia de contornos paralelos. Os picos e os vales médios apresentam-se distribuídos juntos aos picos mais altos e aos vales mais profundos, de modo que os parâmetros de rugosidade apresentam resultados suavizados de rugosidade média.

A estratégia de torneamento ascendente, que apresentou parâmetro S_{ku} de aproximadamente 9, apresenta os picos altos e os vales profundos de forma mais concentrada que a estratégia de contornos paralelos. As regiões entre as serras de picos e de vales apresentam picos e vales muito menores que os picos e os vales das serras (a diferença de

tamanho observada para os picos e os vales das serras e os picos e vales da região entre serras da estratégia de contornos paralelos é menor que essa diferença para a estratégia de torneamento ascendente).

A figura 5.54 apresenta os valores de dureza superficial dos punções obtidos após as duas etapas de estampagem a quente.

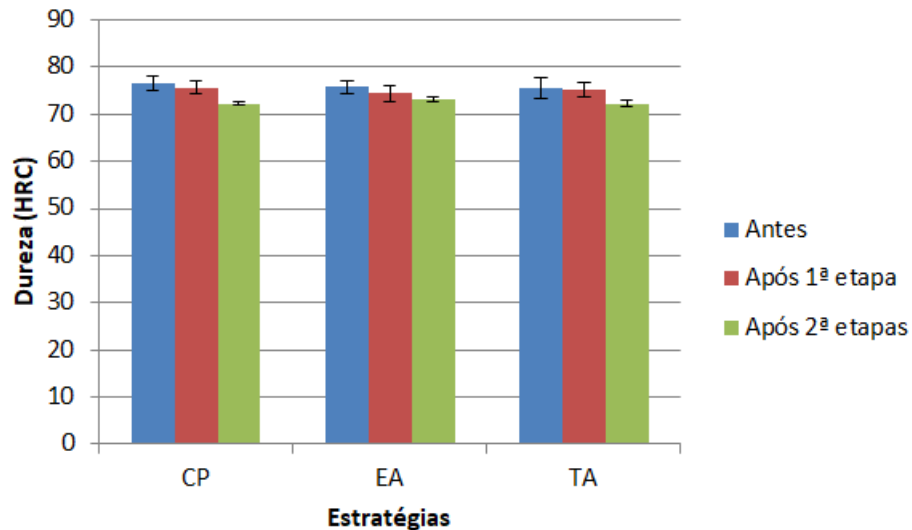


Figura 5.54: Resultados de dureza dos punções após as 2 etapas de estampagem a quente, grupo NC.

Observa-se na figura 5.54 que houve redução do valor de dureza para as três estratégias analisadas (alteração média dos valores, menos de 5 HRC) e redução do desvio-padrão, a partir do resultado da primeira etapa de estampagem a quente. Para a estratégia de contornos paralelos e de torneamento ascendente, houve diminuição no valor da dureza, em comparação ao valor apresentado após a primeira etapa de estampagem a quente. Esses valores (resultados da primeira etapa de estampagem a quente) haviam se mantido similar aos valores registrados após a nitrocarbonetação. A estratégia espiral ascendente apresentou queda do valor de dureza após a segunda etapa de estampagem a quente similar à queda registrada entre a aplicação da nitrocarbonetação e a primeira etapa de estampagem a quente, de modo que o aumento no número de arruelas estampadas não influenciou significativamente a perda de dureza. Possivelmente, material aderido (que possui menor dureza) deixado pelas arruelas estampadas e alterações nos nitretos e nitrocarbonetos (maiores e menos finamente dispersos na matriz de aço dos punções) influenciaram no valor registrado de dureza dos punções nitrocarbonetados após a segunda etapa de estampagem a quente. Como os valores de dureza mantiveram-se aproximadamente a 72 HRC, pode-se considerar que a segunda etapa de estampagem a quente

afetou levemente a dureza dos punções significativamente. Assim, o aquecimento e o resfriamento durante as duas etapas de estampagem a quente afetaram ligeiramente a superfície dos punções, pois o aquecimento da superfície tenderia a reduzir a dureza dos punções e o resfriamento ao ar, nas condições dos ensaios de estampagem a quente, não seria suficiente para provocar formação de martensita (que aumentaria a dureza, a resistência ao desgaste, mas reduziria a resistência ao impacto), considerando ainda que o aço AISI H13 não é um aço caracterizado pela têmpera ao ar (ASM 1995a, 1995c), mas pode ter afetado a distribuição e mesmo os tamanhos de nitretos e de nitrocarbonetos sobre as camadas subsuperficiais dos punções, reduzindo ligeiramente o valor da dureza. Possivelmente, essa perda de dureza tenha influenciado na redução observada de valores de parâmetros de rugosidade.

A tabela 5.6 apresenta o resumo dos parâmetros de análise para o grupo NC. O símbolo “+” indica aumento do valor do parâmetro, o símbolo “-” indica a diminuição do valor do parâmetro e “0” indica a manutenção do parâmetro. Para as imagens, “+” significa a maior visibilidade de desgaste ou avaria.

Tabela 5.6: Resumo dos parâmetros após a segunda etapa de estampagem a quente para o grupo NC.

Parâmetros	Estratégias		
	CP	EA	TA
S_a	-	-	--
S_{sk}	0	+	++
S_{ku}	-	--	++
S_p	--	--	-
S_v	-	-	--
Imagens – óticas (desgaste)	+	+	+
Imagens –MEV (avarias)	+	+	+

Conclui-se, assim, que a estratégia escolhida de usinagem influencia na resistência à deterioração das superfícies dos punções nitrocarbonetados utilizados para realização de estampagem a quente de arruelas. As estratégias de fresamento apresentaram semelhanças quanto a resistência à deterioração, visto que a maioria dos valores nominais dos parâmetros de análise superficial apresenta valores similares, com algumas diferenças quanto ao desvio-padrão. Visualmente, pelas imagens de microscopia ótica e imagens de microscopia eletrônica, a estratégia de contornos paralelos apresenta superfície um pouco mais íntegra que

a estratégia espiral ascendente. Para casos em que o torneamento não seja possível e o fresamento é necessário, recomenda-se a utilização da estratégia de contornos paralelos com maior controle da evolução do desgaste e da degradação superficial, visto que apresentou menor resistência aos danos superficiais (abrasão e desgaste). A estratégia de torneamento ascendente apresentou maior resistência ao desgaste, tanto pela análise dos parâmetros superficiais quanto pelas imagens, mas apresentou, para a maioria dos parâmetros de análise superficial, maiores valores que as estratégias de fresamento. Apesar da diminuição da dureza apresentada pelos punções nitrocarbonetados, os punções poderiam continuar a estampar mais arruelas, assim como os punções nitretados a plasma.

6 CONCLUSÕES

6.1 Conclusões dos ensaios de usinagem e aplicação de tratamentos termoquímicos

Pode-se concluir, de acordo com o presente trabalho sobre os ensaios de usinagem e aplicação de tratamentos termoquímicos, para situações similares às aqui utilizadas:

- Que as estratégias de fresamento apresentam variação importante de tempo de ciclo de acordo com a estratégia escolhida. O sentido da trajetória (ascendente ou descendente) pouco influenciou no tempo de ciclo, mas a estratégia escolhida influenciou no tempo de ciclo. As estratégias de torneamento apresentaram tempos de ciclo muito inferiores aos tempos de ciclo das estratégias de fresamento HSM;
- Que os valores de rugosidade da superfície usinada estão sujeitos a maior influência da vibração quando o diâmetro efetivo é próximo ao diâmetro nominal da ferramenta de usinagem e influência de possíveis ocorrências de deformação plástica localizada quando o diâmetro efetivo da ferramenta de usinagem é próximo a zero;
- Que a região de maior equilíbrio entre os parâmetros de rugosidade é a região a 45° a partir da base da semiesfera, região esta em que as variáveis (estratégia utilizada e tratamento termoquímico) mostraram-se significativas;
- Que as estratégias de fresamento com melhores resultados superficiais são circular descendente e espiral ascendente. As estratégias de torneamento mostraram-se semelhantes, com a estratégia de torneamento descendente apresentando resultados ligeiramente melhores que a estratégia de torneamento ascendente;
- Que a nitretação a plasma apresentou a tendência de abaixar os valores de rugosidade, principalmente para a região a 45° da base da semiesfera, entretanto, apresentou a tendência de aumento do número de picos na superfície dos punções, alterando também o formato dos picos e dos vales, de forma mais intensa que a nitrocarbonetação;
- Que a nitrocarbonetação Tenifer® apresenta a tendência de aumento nos valores de rugosidade, entretanto, apresentou a tendência de aumento do número de vales na superfície dos punções e alterando parcialmente a forma dos picos e dos vales.

6.2 Conclusões dos ensaios de estampagem a quente

Pode-se concluir, de acordo com o presente trabalho sobre os ensaios de estampagem a quente:

- Que a estratégia de usinagem utilizada influencia na resistência à deterioração superficial de punções, tratados termoquimicamente ou não tratados termoquimicamente;
- Que os punções não tratados termoquimicamente apresentaram desgaste acentuado para todas as estratégias de fresamento e desgaste menos acentuado para as estratégias de torneamento, desgaste perceptível pelos resultados dos parâmetros de rugosidade, suavização de marcas de trajetória de ferramenta e eliminação de marcas de rotação da ferramenta (nas estratégias de fresamento) após a primeira etapa de estampagem a quente;
- Que os punções usinados com as estratégias de contornos paralelos, de torneamento ascendente e de torneamento descendente apresentavam mais resistência à degradação superficial após a primeira etapa de estampagem para o grupo ST, mas após a segunda etapa de estampagem a quente, a estratégia de torneamento ascendente apresentou maior resistência à degradação superficial;
- Que os punções do grupo ST apresentaram tendência de aumento de valores dos parâmetros de rugosidade após a segunda etapa de estampagem a quente e a concentração de distribuição de picos permaneceu alta para as estratégias de contornos paralelos e torneamento descendente;
- Que os punções nitretados a plasma e os punções nitrocarbonetados apresentaram maior resistência ao desgaste a maior resistência à abrasão que os punções sem tratamento termoquímico, como esperado, apresentando marcas de trajetória de ferramenta após a segunda etapa de estampagem a quente;
- Que as estratégias radial descendente, de contornos paralelos e de torneamento ascendente para o grupo de punções nitretados a plasma que apresentaram melhores resultados de parâmetros de rugosidade e imagens após a primeira etapa de estampagem a quente;

- Que as estratégias paralelos e espiral ascendente para o grupo de punções nitrocarbonetados apresentaram melhores resultados de parâmetros de rugosidade e imagens após a primeira etapa de estampagem a quente, com a estratégia de torneamento ascendente apresentando resultados melhores que a estratégia de torneamento descendente;
- Que a aplicação de tratamento termoquímico aumenta a vida útil dos punções, visto que os punções tratados termoquimicamente estamparam mais arruelas que os punções não tratados termoquimicamente e apresentam superfícies mais íntegras, ainda aptas à estampagem de mais arruelas. Em geral, a nitretação a plasma apresentou maior proteção contra deterioração superficial dos punções, com preferência para a utilização da estratégia de torneamento ascendente e, se o torneamento não for possível, recomenda-se utilizar a estratégia de contornos paralelos. Se a escolha, por razões econômicas, for a nitrocarbonetação, recomenda-se utilizar o processo de fresamento e estratégia espiral ascendente.

Como sugestão para futuros trabalhos:

- Medição de tensão residual para as superfícies recém-usinadas para comprovação de da tese de que as diferentes regiões da semiesfera apresentaram diferentes tipos e intensidades de tensão residual;
- Uma terceira etapa de estampagem a quente de arruelas para os punções dos grupos NP (nitretados a plasma) e NC (nitrocarbonetados), e;
- Ensaio de metalografia com corte dos punções e análise da camada nitretada e da camada nitrocarbonetada.

REFERÊNCIAS DE LITERATURA

ABNT NBR ISO 4782:2002. Especificações geométricas do produto (GPS) - Rugosidade: Método do perfil - Termos, definições e parâmetros da rugosidade, ABNT - Associação Brasileira de Normas Técnicas, 2002.

AGUIAR, M. M. de, et al. Correlating surface roughness, tool wear and tool vibration in the milling process of hardened steel using long slender tools, **International Journal of Machine Tools & Manufacture**, volume 68, páginas 1 a 10, 2013.

ALTINTAS, Y.; WECK, M. Chatter Stability of Metal Cutting and Grinding, **CIRP Annals – Manufacturing Technology**, volume 53, páginas 619 a 642, 2004.

ARNONE, M. **High Performance Machining**, 1.a edição, Cincinnati: Hanser Gardner Publication, 1998.

ASM, American Society for Metals (1995a), Metals handbook, 9ª edição, v1.

ASM, American Society for Metals (1995b), Metals handbook, 9ª edição, v3.

ASM, American Society for Metals (1995c), Metals handbook, 9ª edição, v4.

ASM, American Society for Metals (1995d), Metals handbook, 9ª edição, v9.

ASM, American Society for Metals (1995e), Metals handbook, 9ª edição, v14.

ASM, American Society for Metals (1995f), Metals handbook, 9ª edição, v16.

BEHRENS B., “Finite element analysis of die wear in hot forging processes”, CIRP Annals - Manufacturing Technology, 2016. doi:10.1016/j.cirp.2008.03.087

BERUVIDES, G. *et al.* Surface roughness modeling and optimization of tungsten–copper alloys in micro-milling processes, *Measurement*, volume 86, páginas 246 a 252, 2016.

BIEHLER, J. *et al.* Corrosion properties of polished and shot-peened austenitic stainless steel 304L and 316L with and without plasma nitriding, *Surface & Coatings Technology*, volume 313, páginas 40 a 46, 2017. <http://dx.doi.org/10.1016/j.surfcoat.2017.01.050>

BORGIOLI, F. *et al.* Low temperature nitriding of AISI 300 and 200 series austenitic stainless steels, *Vacuum*, volume 127, páginas 51 a 60, 2016. <http://dx.doi.org/10.1016/j.vacuum.2016.02.009>

BUTTON, S. EM730 - Conformação Mecânica, notas de aulas, 2011.

CALLISTER JR., W. **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução**. 5ª edição, Rio de Janeiro: LTC Editora, 2002.

CAO T., *et al.* “Investigation on a new hole-flanging approach by incremental sheet forming through a featured tool”, International Journal of Machine Tools & Manufacture, 2016. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2016.08.003>

CASTANHERA, I. C. *Uma contribuição ao estudo de vibração no fresamento em alta velocidade de corte do aço D6*, dissertação de mestrado, 93 páginas, Faculdade de Engenharia Mecânica – UNICAMP, 2015.

CHEN, C. et al. A review on remanufacture of dies and moulds, *Journal of Cleaner Production*, volume 64, páginas 13 a 23, 2014.

CHEN, W. et al. Investigation on microstructures and mechanical properties of AlCrN coatings deposited on the surface of plasma nitrocarburized coolwork tool steels, *Vacuum*, volume 121, páginas 194 a 201, 2015.

CHENG, K. *Machining Dynamics: Fundamentals, Applications and Practices*, edição digital, London: Springer Verlag, 2009.

CHINCHANIKAR, S. e CHOUDHURY, S. K. Machining of hardened steel — Experimental investigations, performance modeling and cooling techniques: A review, *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, volume 89, páginas 95 a 109, 2015.

COSTA e SILVA, A. L. V. da; Mei, P. R. *Aços e Ligas Especiais*, 3.a edição revista, São Paulo: editora Blucher, 2013.

CORA, Ö. et al. Die wear in stamping of advanced high strength steels – Investigations on the effects of substrate material and hard-coatings, *Tribology International*, volume 52, páginas 50 – 60, 2012.

CRISTINO V. *et al.*, “Fracture in hole-flanging produced by single point incremental forming”, *International Journal of Mechanical Sciences*, 2014.
<http://dx.doi.org/10.1016/j.ijmecsci.2014.04.001>

DAVIM, J. P. *Machining: Fundamentals and Recent Advances*, edição digital, London: Springer Verlag, 2008.

DAVIM, J. P. *Surface Integrity in Machining*, edição digital, London: Springer Verlag, 2010.

DEWANG Y., *et al.* “A study on sheet metal hole-flanging process”, *Materials Today: Proceedings*, volume 4, páginas 5421 a 5428, 2017.

DINIZ, A. E. IM221 - Usinagem dos Metais, notas de aula, 2014.

DINIZ, A. E.; MARCONDES, F. C.; COPPINI, N. L. *Tecnologia da Usinagem dos Materiais*. 7. ed, São Paulo: Artliber Editora, 2010.

DURFERRIT, Catálogo de fabricante, disponível em http://www.durferrit.com.br/downloads/Catalogo_Durferrit_baixa.pdf, acessado em 04 de janeiro de 2018.

EBARA, R. Microfractography in failure analysis of cold forging dies, *Engineering Failure Analysis*, volume 16, páginas 1968 a 1976, 2009.

GOURC, E. *et al.* Chatter milling modeling of active magnetic bearing spindle in high-speed domain, *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, volume 51, páginas 928–936, 2011.

GRANDGUILLAUME, L. *et al.* Mold manufacturing optimization: a global approach of milling and polishing processes, *Procedia CIRP*, volume 31, páginas 13 a 18, 2015.

GRONOSTAJSKI, Z. *et al.* The failure mechanisms of hot forging dies, *Materials Science & Engineering A*, volume 657, páginas 147 a 160, 2016.

HIOKI, D. *et al.* Influence of HSM cutting parameters on the surface integrity characteristics of hardened AISI H13 steel, *J Braz. Soc. Mech. Sci. Eng.*, volume 35, páginas 537 a 553, 2013. DOI 10.1007/s40430-013-0050-x.

HIRSCHHEIMER, L. R. *et al.* A nitretação em banhos de sais – uma visão sistêmica do processo, <http://www.tsbrasil.srv.br/nitretacao.pdf> acessado em 13 de fevereiro de 2017 às 16h.

HUSSEIN, A. M. e EL-AWADY, Surface roughness evolution during early stages of mechanical cyclic loading, *International Journal of Fatigue*, volume 87, páginas 339 a 350, 2016.

IMAGEMET,

http://www.imagemet.com/WebHelp6/Default.htm#RoughnessParameters/Roughness_Parameters.htm, acessado em outubro de 2016.

IOWA WASTE REDUCTION CENTER, *Cutting fluid management for small machining operations: a practical pollution prevention guide*, 3. ed, Iowa City: Universidade de Iowa, 2003.

IŽOL, P. *et al.* Milling strategies evaluation when simulating the forming dies' functional surfaces production, *Open Eng.*, volume 6, páginas 98 a 105, 2016.

JHAVAR, S. *et al.* Causes of failure and repairing options for dies and molds: A review, *Engineering Failure Analysis*, volume 34, páginas 519 a 535, 2013.

JIANG, Z. *et al.* Optimization of machining parameters considering minimum cutting fluid consumption, *Journal of Cleaner Production*, volume 108, páginas 183 a 191, 2015.

KOSHY, P.; DEWES, R.C.; ASPINWALL, D.K. High speed end milling of hardened AISI D2 tool steel (~58 HRC), *Journal of Materials Processing Technology*, volume 127, páginas 266 a 273, 2002.

LIN, J. *et al.* Tool path generation for multi-axis freeform surface finishing with the LKH TSP solver, *Computer-Aided Design*, volume 69, páginas 51 a 61, 2015.

KAMAT, A. *et al.* A two-step laser-sustained plasma nitriding process for deep-case hardening of commercially pure titanium, *Surface & Coatings Technology*, volume 313, páginas 82 a 95, 2017. <http://dx.doi.org/10.1016/j.surfcoat.2017.01.033>

KIM, H. e ALTAN, T. Effects of surface finish and die temperature on friction and lubrication in forging, *Procedia Engineering*, volume 81, páginas 1848 a 1853, 2014.

KIM, H. *et al.* Evolution of carbides in cold-work tool steels, *Materials Characterization*, volume 107, páginas 376 a 385, 2015.

KOSHY, P.; DEWES, R.C.; ASPINWALL, D.K. High speed end milling of hardened AISI D2 tool steel (~58 HRC), *Journal of Materials Processing Technology*, volume 127, páginas 266 a 273, 2002.

KULL NETO, H. *et al.* Influence of tooth passing frequency, feed direction, and tool overhang on the surface roughness of curved surfaces of hardened steel, *Int J Adv Manuf Technol*, volume 82, páginas 753 a 764, 2015. DOI 10.1007/s00170-015-7419-1

KULL NETO, H. *et al.* The influence of cutting forces on surface roughness in the milling of curved hardened steel surfaces, *Int J Adv Manuf Technol*, 2016. DOI 10.1007/s00170-015-7811-x.

LACALLE, L. N. L. de; LAMIKIZ, A. *Machine Tools for High Performance Machining*, edição digital, London: Springer Verlag, 2009.

LAITINEN, T. **Thiosulfate pitting corrosion of stainless steel in paper machine environment**, tese de doutorado, Technical Research Centre of Finland, Espoo: VTT Publications, 1999.

LAURO, C. H. *et al.* Optimization of micro milling of hardened steel with different grain sizes using multi-objective evolutionary algorithm, *Measurement*, volume 85, páginas 88 a 99, 2016.

MAGRI, M. *et al.* Influence of surface topography on the wear of hot forging dies, *Int. J Adv. Manuf. Technol.*, volume 65, páginas 459 a 471, 2013. DOI 10.1007/s00170-012-4185-1.

MAHR, <https://www.mahr.com/mahr-parameter/html/english/MarSurf/skewness.html>, acessado em 30 de janeiro de 2018.

MAJERIK, J. e JAMBOR, J. Computer Aided Design and Manufacturing Evaluation of Milling Cutter when High Speed Machining of Hardened Steels, *Procedia Engineering*, volume 100, páginas 450 a 459, 2015.

MARUŠIĆ, K. *et al.* Modification of carbon steel surface by the Tenifer[®] process of nitrocarburizing and post-oxidation, *Surface & Coatings Technology*, volume 201, páginas 3415 a 3421, 2006. doi:10.1016/j.surfcoat.2006.07.231

MIAO, B. *et al.* The effect of sand blasting pretreatment on plasma nitriding, *Vacuum*, volume 136, páginas 46 a 50, 2017. <http://dx.doi.org/10.1016/j.vacuum.2016.11.019>

MILLER, P. Desenvolvimento de materiais para matrizes de forjamento: da pesquisa à aplicação, *Revista Forge*, edição de julho/2009. Acessado em maio de 2016 <http://www.revistaforge.com.br/artigo-tecnico/desenvolvimento-de-materiais-para-matrizes-de-forjamento-da-pesquisa-a-aplicacao/2968>

MURAKAMI, Y. *Metal Fatigue – Effects of Small Defects and Nonmetallic Inclusions*, capítulo 9: Tool Steels: Effect of Carbides, edição digital, London: Elsevier Ltd, 2002.

NKT Cutting tools. *Catálogo de ferramentas 2014*, http://www.ntk-cuttingtools.com/media/kataloge-mehrsprachig/gesamtkatalog_en.pdf, acessado em março de 2017.

NÖBAUER, R. Aplicações industriais em moldes e matrizes da tecnologia de recobrimentos PaCVD, 4o ENCONTRO DA CADEIA DE FERRAMENTAS, MOLDES E MATRIZES, ABM, 2006, JOINVILLE–SC, <http://www.industrialheating.com.br/wp-content/uploads/artigos/Recobrimentoemmoldeematrizes.pdf>, acessado em outubro de 2016.

NOVASKI, O. *Introdução à engenharia de fabricação mecânica*, 3ª reimpressão, São Paulo: Editora Edgard Blücher LTDA, 2003.

NOVOTNY, P. M. *Encyclopedia of Materials: Science and Technology – Tool and Die Steels*, 2ª edição, London: Elsevier Science Ltd, 2001.

OZTURK, et al. Investigation of lead and tilt angle effects in 5-axis ball-end milling processes, *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, volume 49, páginas 1053–1062, 2009.

PRECISION DEVICES, *Surface metrology guide*, www.predev.com/smg, acessado em outubro de 2016.

QUAEYHAEGENS, C. *et al.* Promising developments for new applications, *Surface and Coatings Technology*, volume 80, páginas 181 a 184, 1996.

QUIAN, L. *et al.* Comparing and combining off-line feedrate rescheduling strategies in free-form surface machining with feedrate acceleration and deceleration, *Robotics and Computer-Integrated Manufacturing*, volume 24, páginas 796 a 803, 2008.

SANDVIK COROMANT, *Catálogo de fabricante*, 2017.

SANDVIK COROMANT. *Fabricación de Moldes y Matrices – guía de aplicación*, C-1120.2 SPA, 2000.

SENAI, Serviço Nacional de Aprendizagem Industrial. *Metalurgia Geral*, 1ª edição, São Paulo: SENAI-SP, 2015.

SCANDIFFIO, I. *et al.* Evaluating surface roughness, tool life, and machining force when milling free-form shapes on hardened AISI D6 steel, *Int J Adv Manuf Technol*, volume 82 páginas 2075 a 2086, 2016. DOI 10.1007/s00170-015-7525-0

SCHAEFFER, L. Considerações sobre o processo de forjamento a frio, *Revista Forge*, edição de setembro a dezembro/2014. Acessado em maio de 2016 <http://www.revistaforge.com.br/artigo-tecnico/consideracoes-sobre-o-processo-de-forjamento-a-frio/3027>

SHEN, Y. *et al.* High-speed dry compound machining of Ti6Al4V, *Journal of Materials Processing Technology*, volume 224, páginas 200 a 207, 2015.

SILVA, I. B. Tendências do forjado a frio Near Net Shape no cenário mundial, *Revista Forge*, edição de janeiro a abril/2013. Acessado em maio de 2016 <http://www.revistaforge.com.br/coluna-diversa/tendencias-do-forjado-a-frio-near-net-shape-no-cenario-mundial/2904>

SOHI, M. H. *et al.* Effect of plasma nitrocarburizing temperature on the wear behavior of AISI 4140 steel, *Surface & Coatings Technology*, volume 205, páginas S84 a S89, 2010. doi:10.1016/j.surfcoat.2010.04.054

SOUZA A. F. de, et al. Evaluating the roughness according to the tool path strategy when milling free form surfaces for mold application, *6th CIRP International Conference on High Performance Cutting, HPC2014*, páginas 188 a 193, 2014.

TRENT, E. e WRIGHT, P. K. Metal Cutting, 4a edição, Butterworth-Heinemann, Boston, 2000.

TSCHÄTSCHE, H. *Applied Machining Technology*, edição digital, London: Springer Science+Business Media, 2009.

URBANSKI, J. P.; KOSHYA, P. U.; DEWESA, R. C.; ASPINWALLA, D. K. High speed machining of moulds and dies for net shape manufacture, *Materials and Design*, volume 21, páginas 395 a 402, 2000.

WHITEHOUSE, D. *Handbook of Surface and Nanometrology*, edição digital, London: IOP Publishing Ltd., 2003.

WU, D. *et al.* Diffusion profiles after nitrocarburizing austenitic stainless steel, *Surface & Coatings Technology*, volume 279, páginas 180 a 185, 2015. <http://dx.doi.org/10.1016/j.surfcoat.2015.08.048>

WU, J. *et al.* Fast and stable electrical discharge machining (EDM), *Mechanical Systems and Signal Processing*, volumes 72-73, páginas 420 a 431, 2016.

YU, Z. *et al.* Tool orientation optimization for 3 + 2-axis CNC machining of sculptured surface, *Computer-Aided Design*, volume 77, páginas 60 a 72, 2016.

YUE, J.; Creating a Stability Lobe Diagram, *Proceedings of the 2006 IJME – INTERTECH Conference*, 2006.

ZEBALA, W. e PLAZA, M. Comparative study of 3- and 5- axis CNC centers for free-form machining of difficult-to-cut material, *Int. J. Production Economics*, volume 158, páginas 345 a 358, 2014.

ZEILMANN, R. P. *et al.* Surface integrity of electrodischarge machined cavities for different depths and radii, *J Braz. Soc. Mech. Sci. Eng.*, volume 37, páginas 93 a 104, 2015. DOI 10.1007/s40430-014-0159-6.

ZOU, R. *et al.* Influence of porous structure on the machining performance of micro EDM, *Journal of Materials Processing Technology*, volume 232, páginas 43 a 51, 2016.

APÊNDICE A – IMAGENS E RESULTADOS COMPLEMENTARES DE ENSAIOS DE USINAGEM

A figura AA1 apresenta os valores de dureza para a inclinação de 80°.

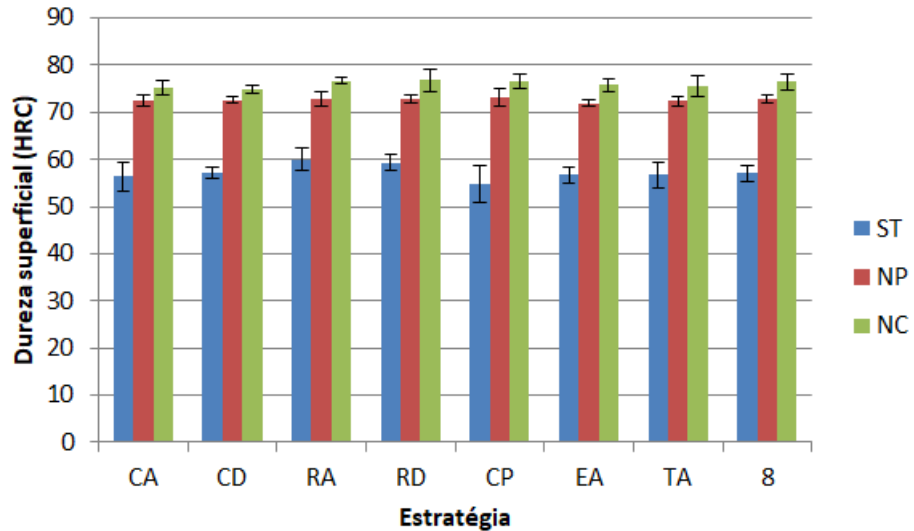


Figura AA1: Dureza para a inclinação 80°.

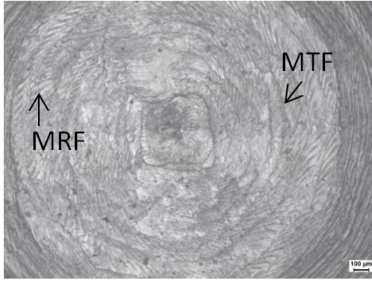
A figura AA1 apresenta resultados semelhantes aos resultados apresentados na figura 4.11. Não se observa influência das estratégias de usinagem nos valores de dureza HRC. Como era de se esperar, os corpos de prova que sofreram tratamentos termoquímicos apresentaram valores maiores de dureza HRC em comparação aos valores de dureza apresentados pelo grupo sem tratamento. Entretanto, comparando os resultados apresentados pelos corpos de prova tratados termoquimicamente entre si, a diferença entre os valores é pequena.

A figura AA2 apresenta as imagens dos topos das superfícies.

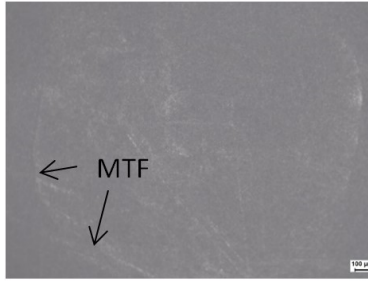
Grupo ST

Grupo NP

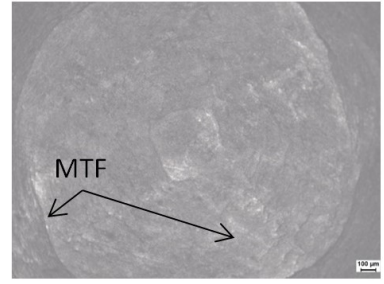
Grupo NC



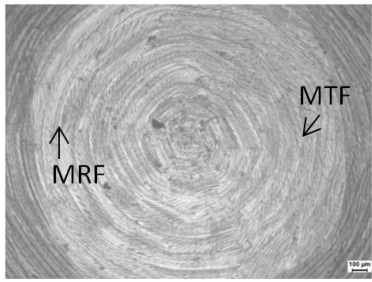
a) CA, ST.



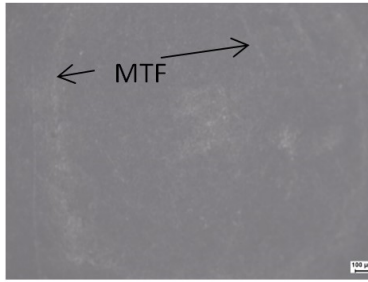
b) CA, NP.



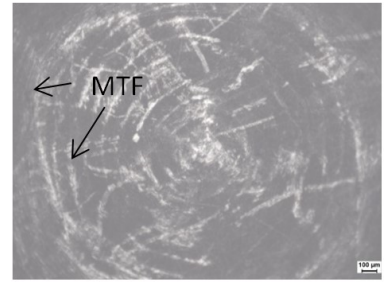
c) CA, NC.



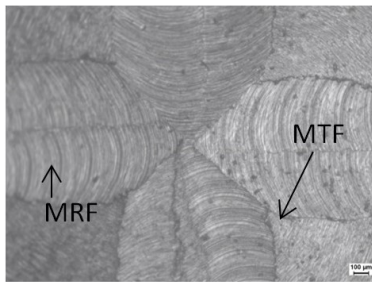
d) CD, ST.



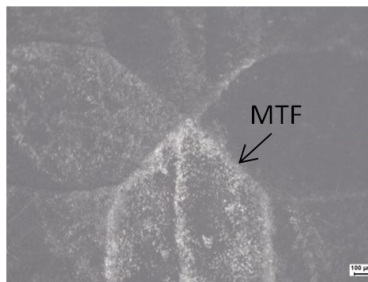
e) CD, NP.



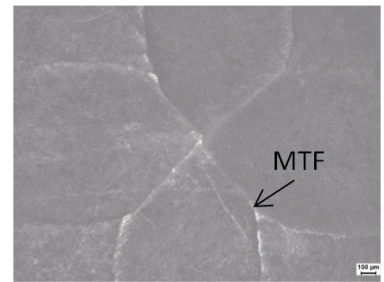
f) CD, NC.



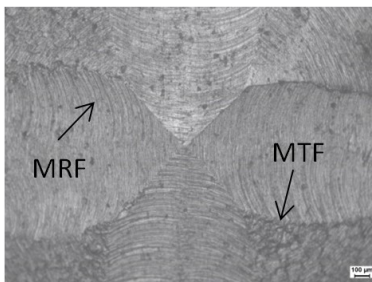
g) RA, ST.



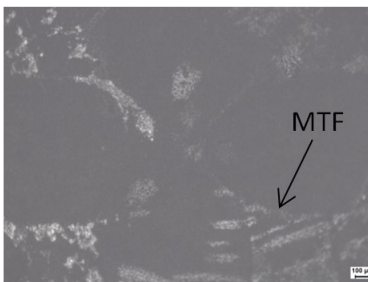
h) RA, NP.



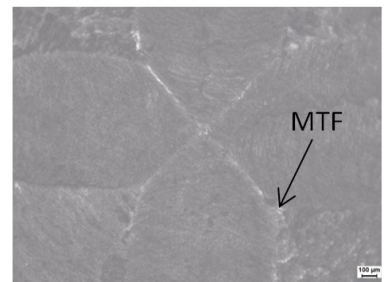
i) RA, NC.



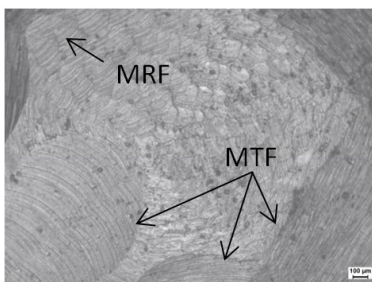
j) RD, ST.



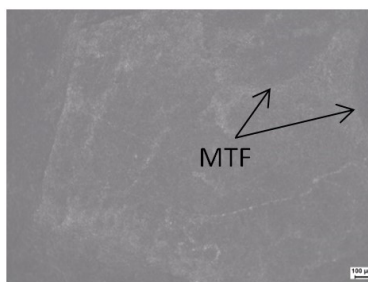
k) RD, NP.



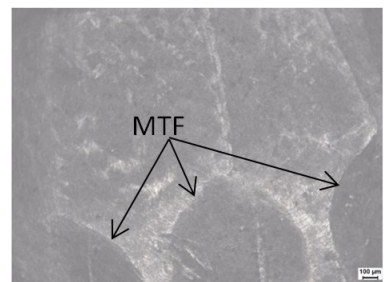
l) RD, NC.



m) CP, ST.



n) CP, NP.



o) CP, NC.

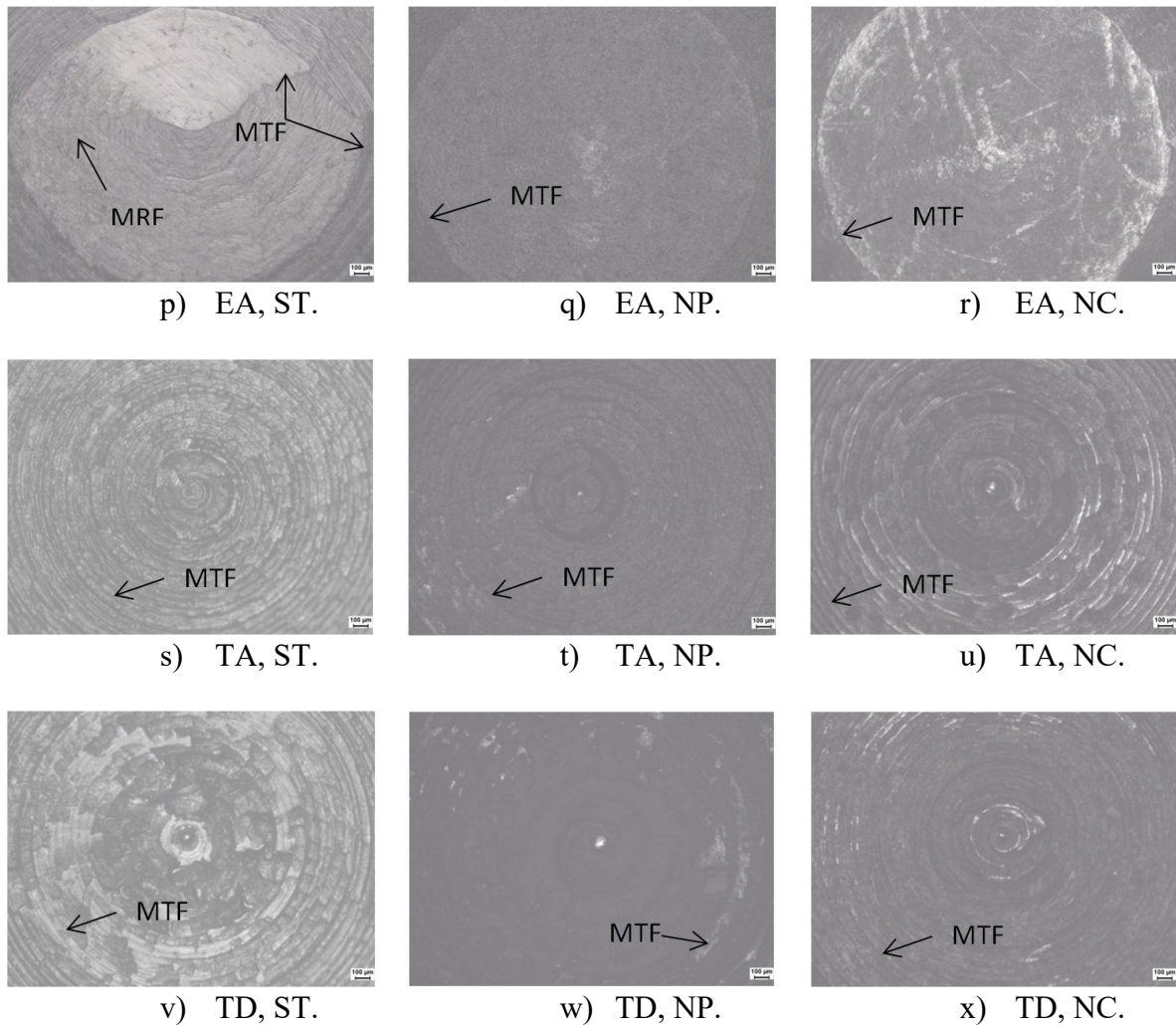
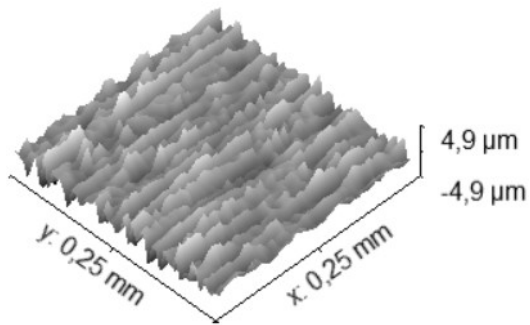


Figura AA2: Imagens dos topos dos corpos de prova.

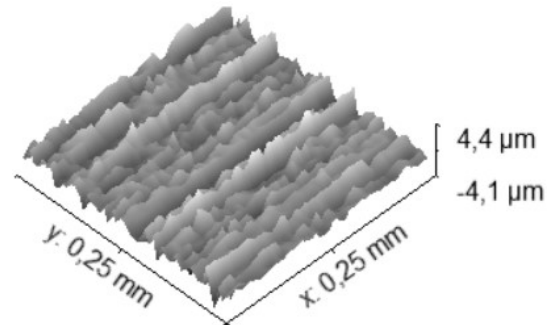
Os efeitos apresentados na figura 4.9 de atenuação das marcas da usinagem são observados também na figura AA2. Entretanto, diferentemente das marcas de usinagem a 45° , as marcas de usinagem no topo da semiesfera apresentam regiões com deformação plástica do material (devido à baixa velocidade de corte efetiva nas vizinhanças do centro do topo da semiesfera), discretas devido à baixa ductilidade do aço endurecido. Visualmente, nas imagens da figura AA2, os tratamentos termoquímicos atenuaram as marcas mais finas e suaves, decorrentes de pequenos ajustes da trajetória da ferramenta, permanecendo facilmente observadas as marcas mais fortes dos ajustes da trajetória da ferramenta. Considerando-se que os efeitos apresentados nas figuras 4.9 e AA2 são os mesmos, pode-se afirmar que esses efeitos ocorrem por toda a extensão da superfície dos corpos de prova. A nitretação a plasma alterou visualmente a superfície das semiesferas de forma mais intensa que a nitrocarbonetação Tenifer[®].

A figura AA3 apresenta os mapas de perfil de rugosidade para a região A (figura 3.4), de 10° a partir da base. As estratégias CA, CD, EA, TA e TD apresentam a direção de avanço na direção do eixo x e incremento radial (a_e) na direção do eixo y dos mapas de rugosidade. As estratégias RA, RD e CP apresentam a direção de avanço na direção do eixo y e incremento radial (a_e) na direção do eixo x dos mapas de rugosidade.

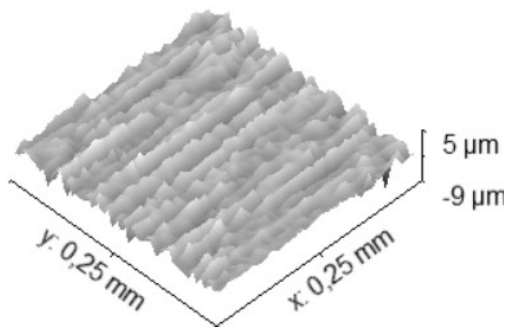
Grupo ST



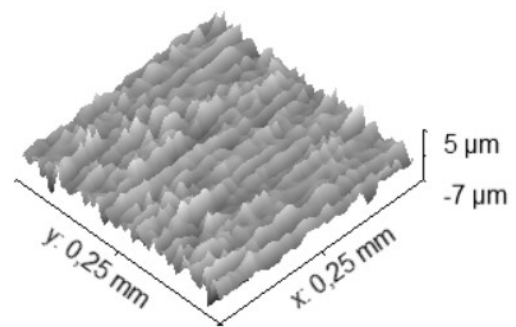
a) CA, ST.



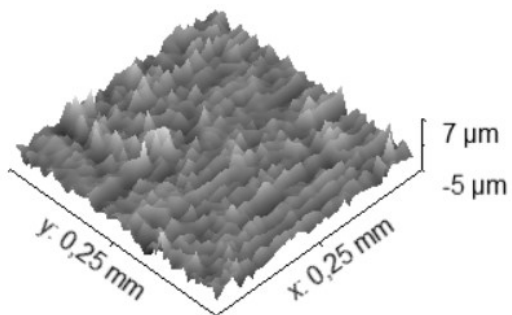
b) CD, ST.



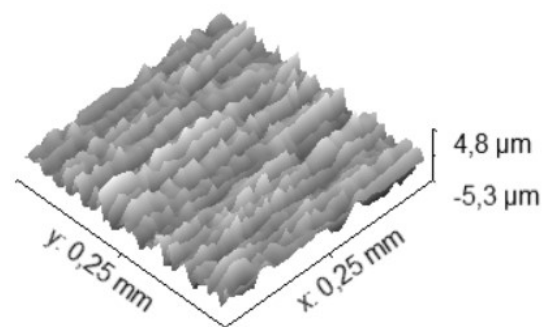
c) RA, ST.



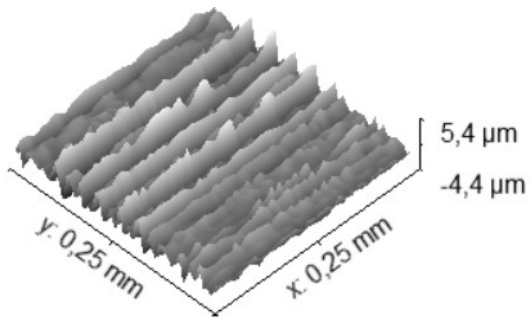
d) RD, ST.



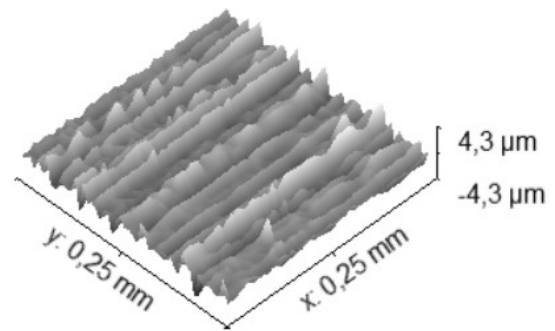
e) CP, ST.



f) EA, ST.

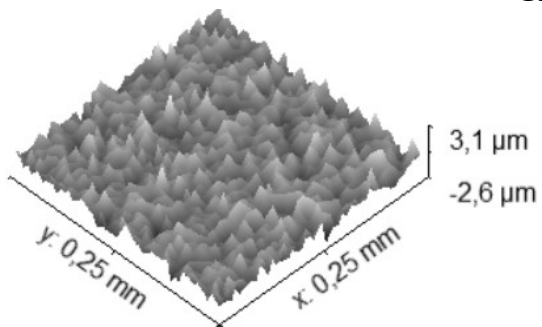


g) TA, ST.

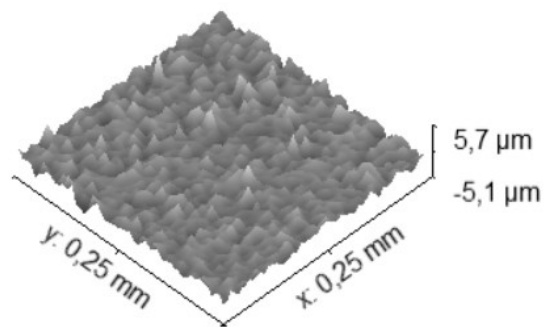


h) TD, ST.

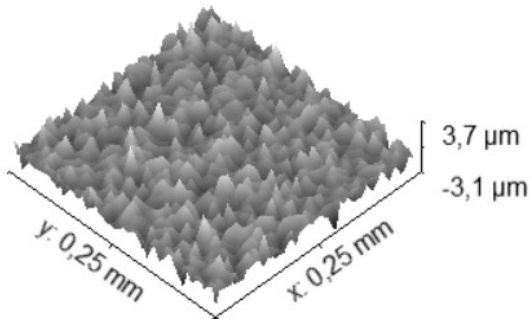
Grupo NP



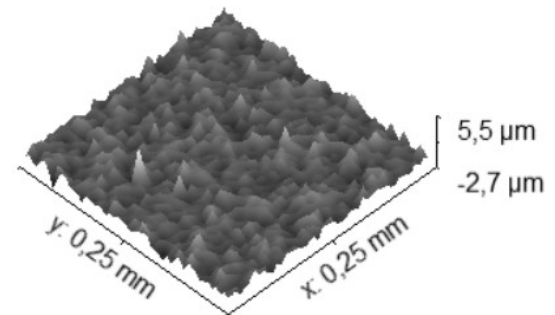
i) CA, NP.



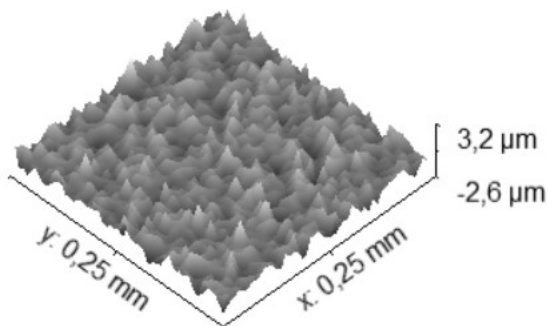
j) CD, NP.



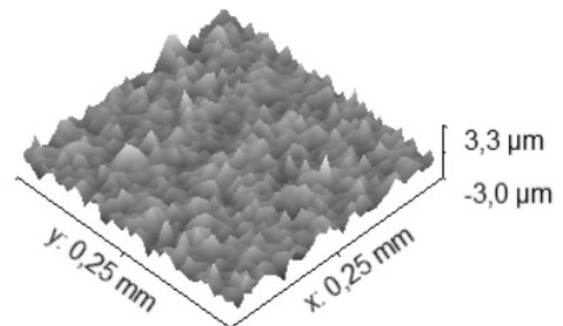
k) RA, NP.



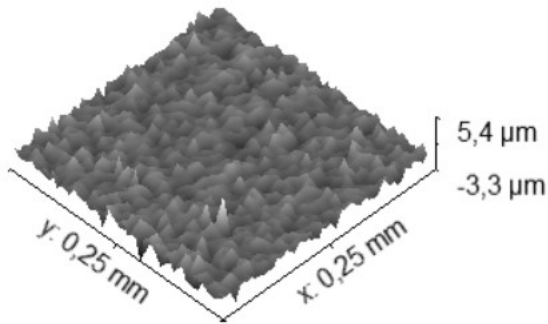
l) RD, NP.



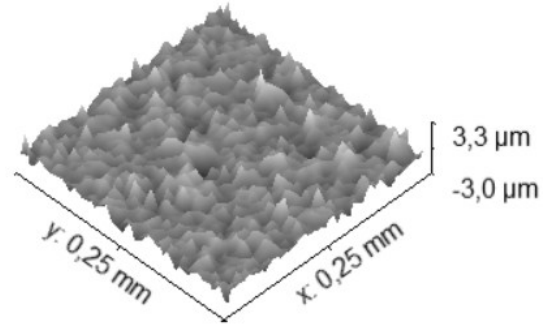
m) CP, NP.



n) EA, NP.

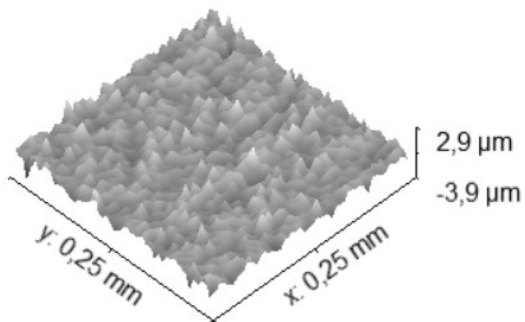


o) TA, NP.

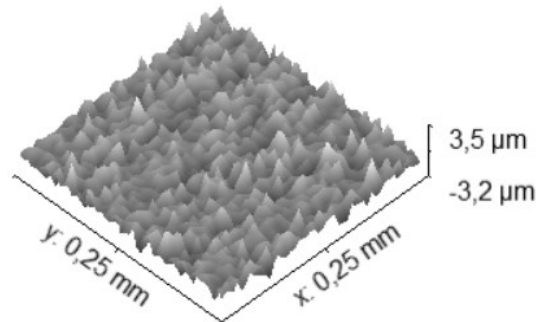


p) TD, NP.

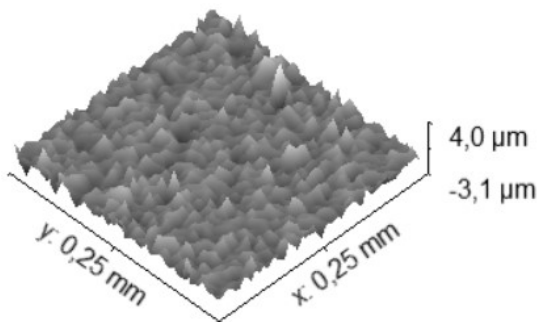
Grupo NC



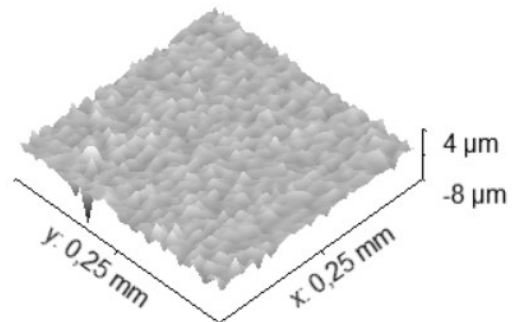
q) CA, NC.



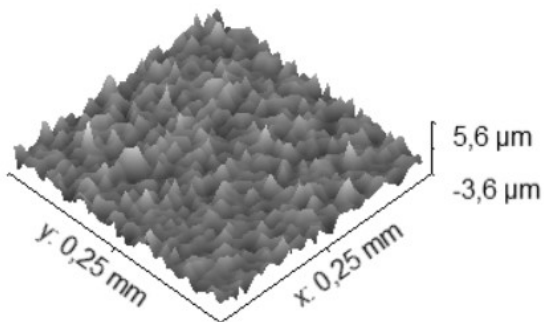
r) CD, NC.



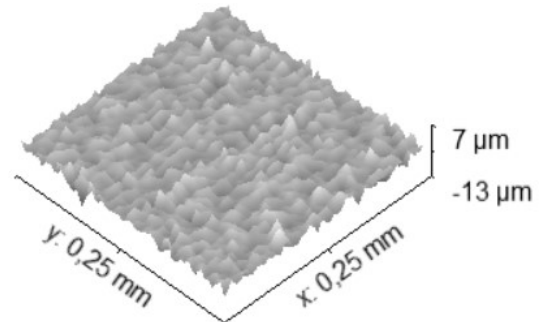
s) RA, NC.



t) RD, NC.



u) CP, NC.



v) EA, NC.

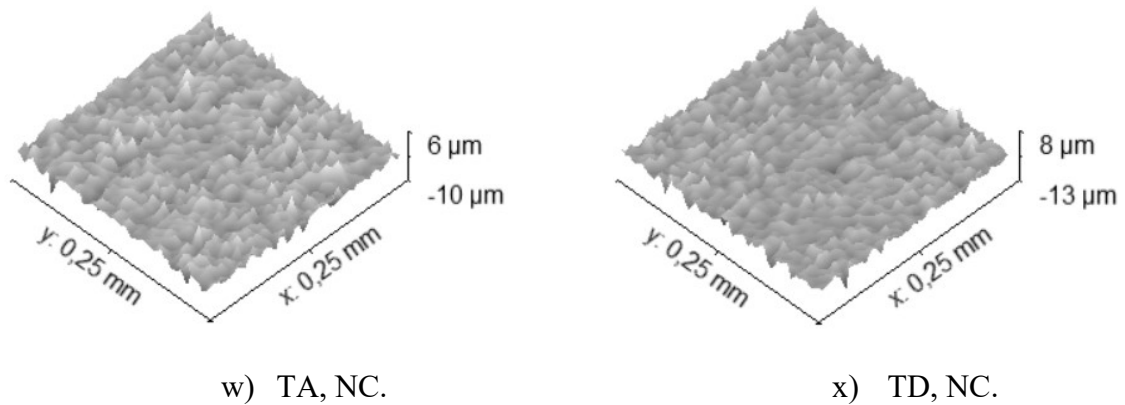
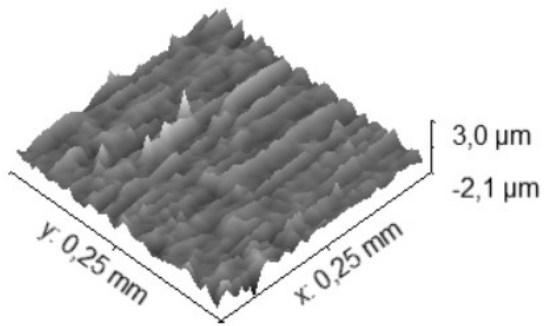


Figura AA3: Mapas de perfil de rugosidade a 10° a partir da base.

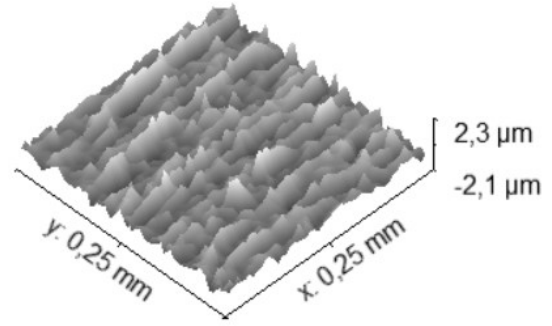
Observa-se na figura AA3 que, para o grupo ST, a ocorrência de picos e de vales em formações do tipo serras. Essas serras ocorrem preferencialmente junto às marcas de rotação de ferramenta e às marcas de trajetória de ferramenta. Essas serras do grupo ST lembram micro rebarbas, com a ocorrência de picos mais altos nas serras de picos e, possivelmente, vales mais profundos nas serras de vales (considerando que as serras de vales são contrapartidas das serras de picos). Nos grupos tratados termiquimicamente, as ocorrências de picos e de vales são diferentes, com os picos e vales apresentando-se em formações com serras muito mais curtas e picos independentes (não localizados nas serras), com a ocorrência orientada (mas não obrigatória) pelas marcas de rotação de ferramenta e pelas marcas de trajetória de ferramenta. A nitretação a plasma apresentou maior influência sobre a distribuição dos picos que a nitrocarbonetação, visto que as superfícies nitrocarbonetadas apresentaram a ocorrência de picos e de vales mais orientadas pelas marcas de usinagem que as superfícies nitretadas a plasma.

A figura AA4 apresenta os mapas de perfil de rugosidade para a região C (figura 3.4), de 80° a partir da base. As estratégias CA, CD, EA, TA e TD apresentam a direção de avanço na direção do eixo x e incremento radial (a_e) na direção do eixo y dos mapas de rugosidade. As estratégias RA, RD e CP apresentam a direção de avanço na direção do eixo y e incremento radial (a_e) na direção do eixo x dos mapas de rugosidade.

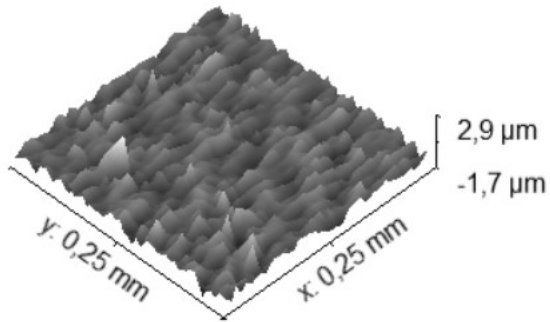
Grupo ST



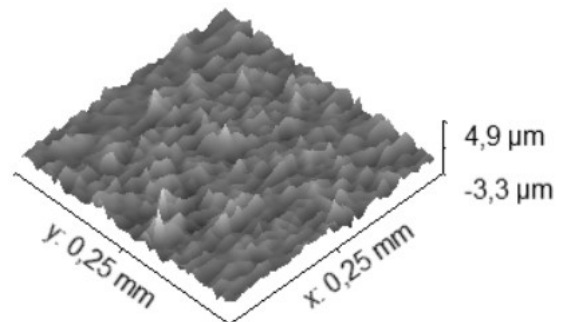
a) CA, ST.



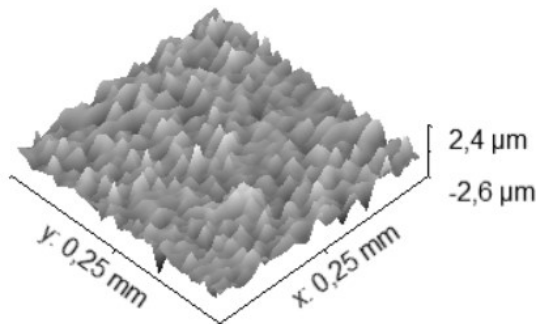
b) CD, ST.



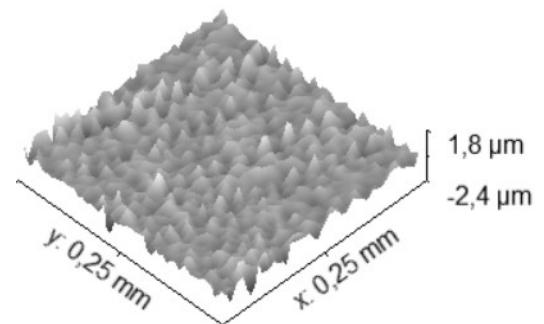
c) RA, ST.



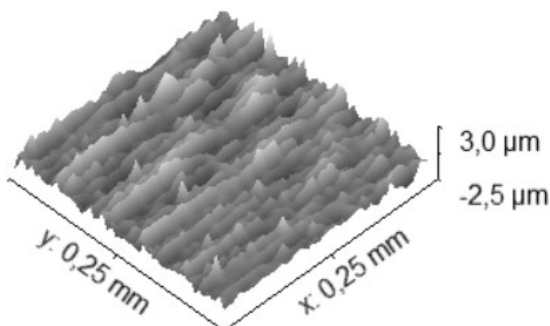
d) RD, ST.



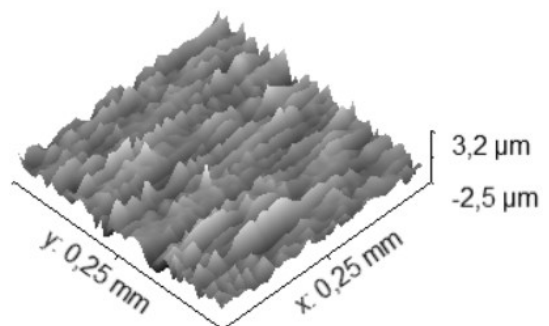
e) CP, ST.



f) EA, ST.

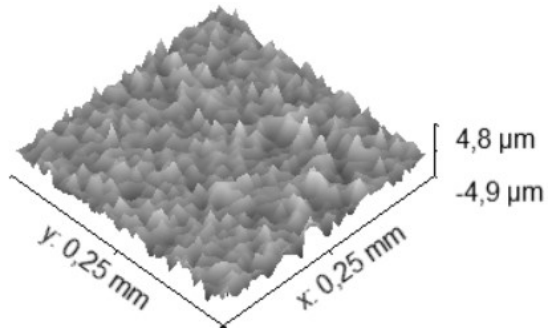


g) TA, ST.

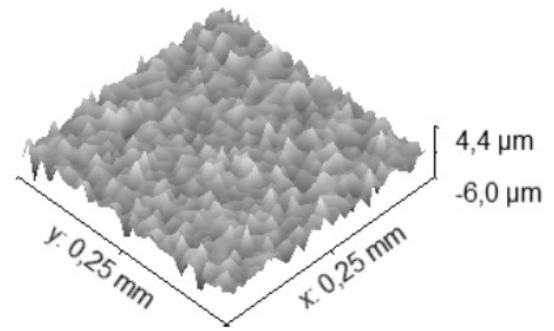


h) TD, ST.

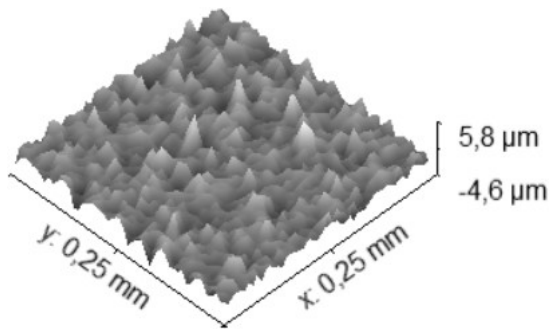
Grupo NP



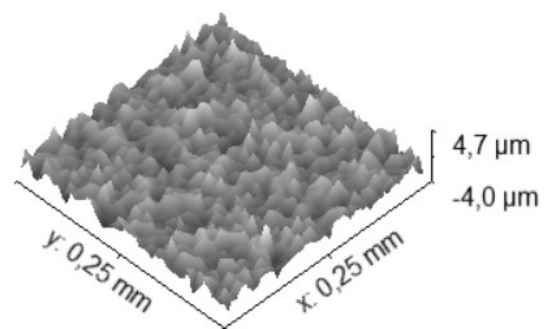
i) CA, NP.



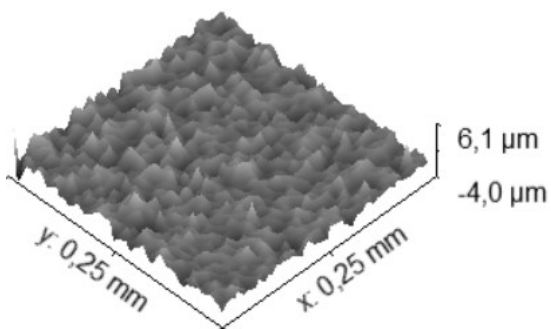
j) CD, NP.



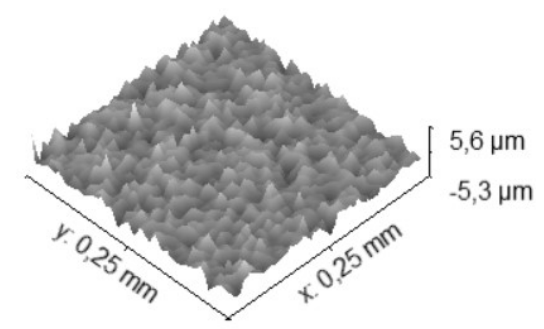
k) RA, NP.



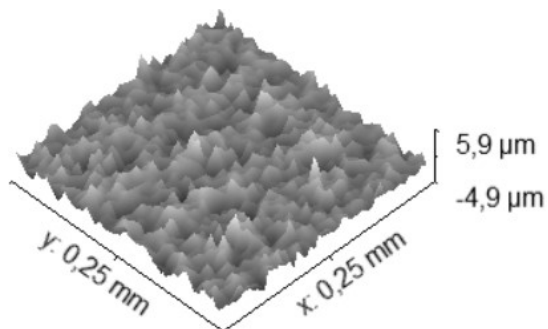
l) RD, NP.



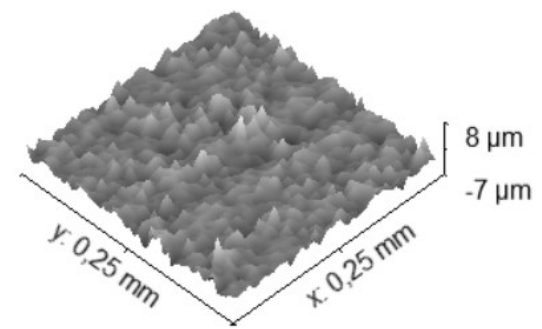
m) CP, NP.



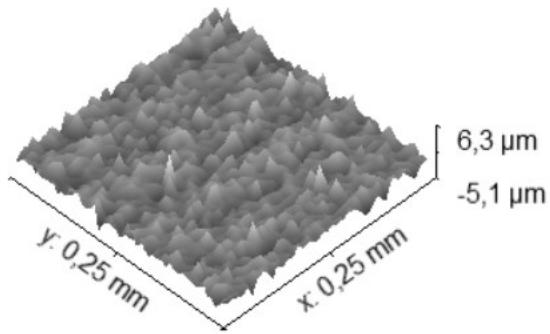
n) EA, NP.



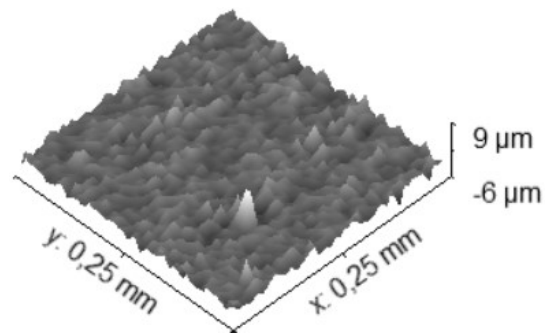
o) TA, NP.



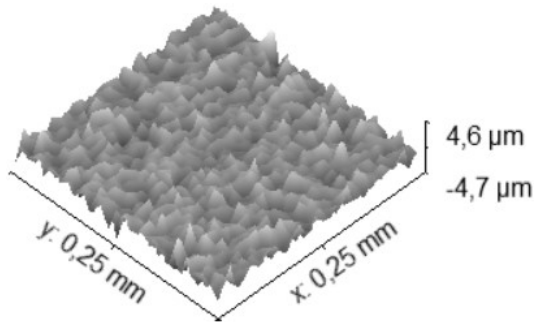
p) TD, NP.



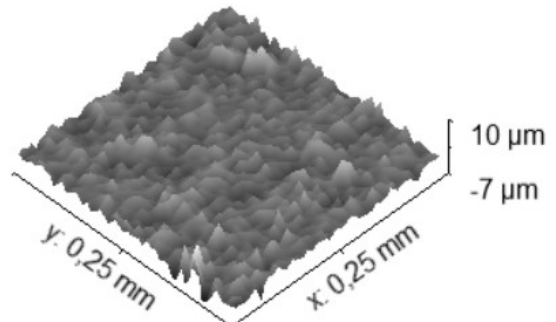
q) CA, NC.



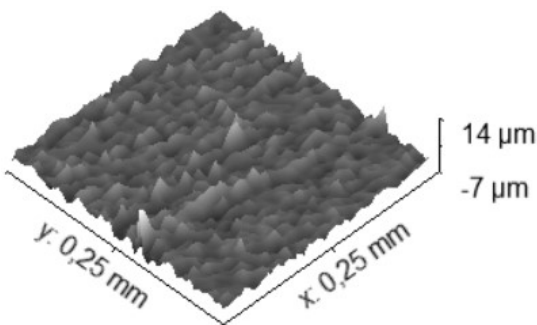
r) CD, NC.



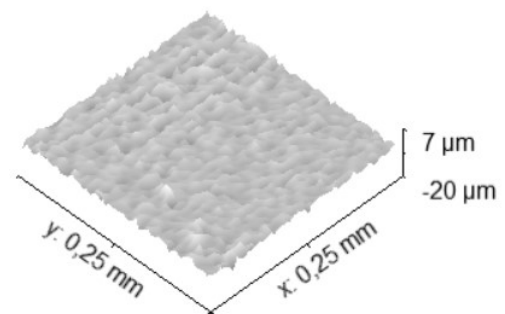
s) RA, NC.



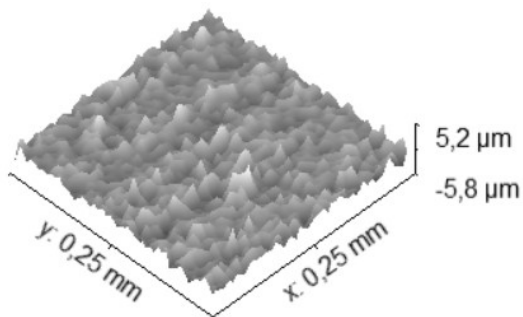
t) RD, NC.



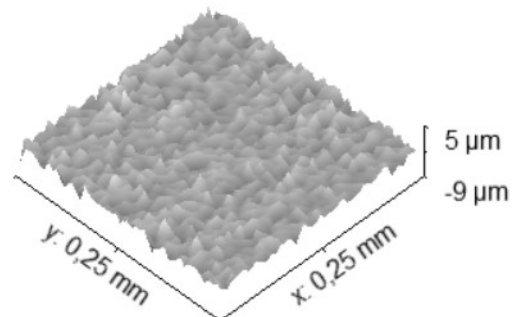
u) CP, NC.



v) EA, NC.



w) TA, NC.



x) TD, NC.

Figura AA4: Mapas de perfil de rugosidade a 80° a partir da base.

Observa-se na figura AA4 que, assim como observado nas imagens das figuras AA3 e 4.10, para o grupo ST, a ocorrência de picos e de vales em formações do tipo serras. Essas serras ocorrem preferencialmente junto às marcas de rotação de ferramenta e às marcas de trajetória de ferramenta. A alteração da região analisada (de 10° para 45° e para 80° a partir da base da semiesfera) não apresentou influência significativa do formato das serras, entretanto, influenciou nos valores dos parâmetros de análise superficial. As serras do grupo ST lembram micro rebarbas, com a ocorrência de picos mais altos nas serras de picos e, possivelmente, vales mais profundos nas serras de vales (considerando que as serras de vales são contrapartidas não necessariamente simétricas das serras de picos). Nos grupos tratados termoquimicamente, as ocorrências de picos e de vales são diferentes, com os picos e vales apresentando-se em formações com serras muito mais curtas e picos independentes (não localizados nas serras), com a ocorrência orientada (mas não obrigatória) pelas marcas de rotação de ferramenta e pelas marcas de trajetória de ferramenta. A nitretação a plasma apresentou maior influência sobre a distribuição dos picos que a nitrocarbonetação, visto que as superfícies nitrocarbonetadas apresentaram a ocorrência de picos e de vales mais orientadas pelas marcas de usinagem que as superfícies nitretadas a plasma.

APÊNDICE B – IMAGENS E RESULTADOS COMPLEMENTARES DE ENSAIOS DE ESTAMPAGEM A QUENTE

A figura AB1 apresenta os resultados obtidos para a rugosidade S_z antes e após a primeira etapa de estampagem a quente.

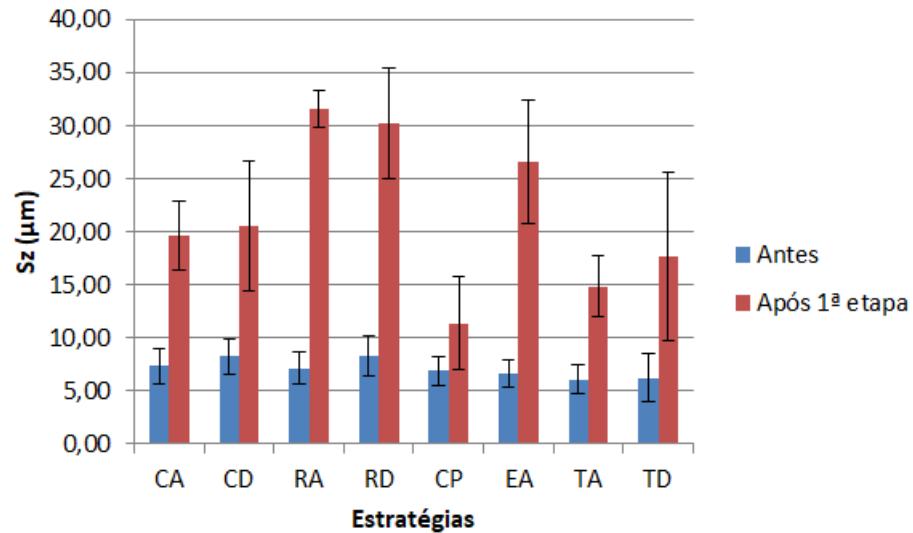


Figura AB1: Rugosidade S_z antes e após a 1ª etapa de estampagem a quente, grupo ST.

Observa-se na figura AB1 o aumento do valor de rugosidade S_z e dos valores de desvio-padrão, o que era esperado, considerando a tendência de aumento dos valores de rugosidade S_p e de rugosidade S_v . As estratégias em que ocorreu menor aumento de rugosidade S_z foram contornos paralelos, torneamento ascendente e torneamento descendente. Pode-se inferir que a superfície dos punções sofreu alguma avaria além do desgaste, visto que a superfície dos punções foi exposta a impacto para o início do contato dos punções com as arruelas, com a posterior ocorrência do fluxo do material estampado.

A figura AB2 apresenta a rugosidade S_z para o grupo NP.

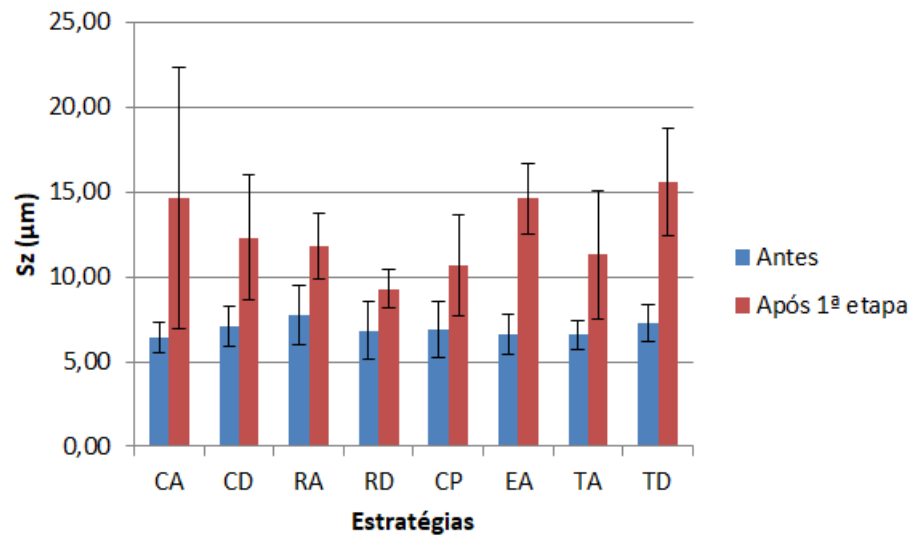


Figura AB2: Rugosidade S_z antes e após a 1ª etapa de estampagem a quente, grupo NP.

Observa-se na figura AB2 que houve aumento do valor de rugosidade S_z para todas as estratégias analisadas e que houve tendência de aumento do desvio-padrão para a maioria das estratégias analisadas. As estratégias circular ascendente, circular descendente, radial ascendente, espiral ascendente e torneamento descendente apresentaram os maiores aumentos de rugosidade S_z , enquanto as estratégias radial descendente, contornos paralelos e torneamento ascendente apresentaram os menores valores de S_z , apresentando assim maior resistência ao desgaste provocado pela estampagem a quente. O aumento dos valores de rugosidade S_z , juntamente com os valores de rugosidade S_p e S_v , pode indicar a presença de avarias como riscos (arranhões) na superfície analisada.

A figura AB3 apresenta a rugosidade S_z para o grupo NC.

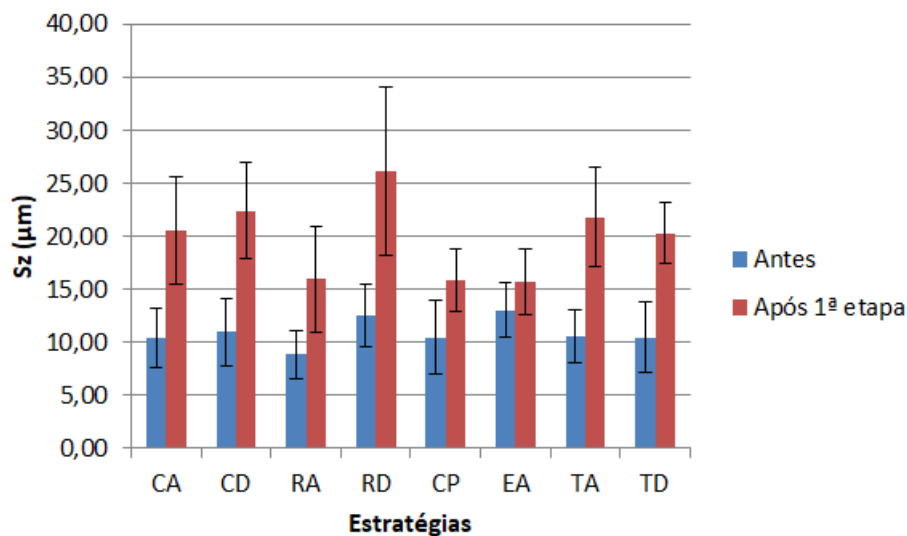


Figura AB3: Rugosidade S_z antes e após a 1ª etapa de estampagem a quente, grupo NC.

Observa-se na figura AB3 que houve tendência de aumento do valor de rugosidade S_z , o que era esperado devido aos valores de rugosidade S_p e de rugosidade S_v . Esse aumento de valores da rugosidade S_z indica também que houve um processo de riscamento sobre a superfície dos punções, provocado por partículas de óxidos de ferro (mesmo o material aderido, resfriado e encruado das arruelas teria pouca dureza para riscar com a intensidade observada uma superfície nitrocarbonetada). As estratégias que apresentaram menores valores de rugosidade S_z foram radial ascendente, contornos paralelos e espiral ascendente. O aumento esperado de S_z seria maior que o valor observado na figura AB3 para explicar os resultados de rugosidade S_a (figura 5.19) das estratégias de contornos paralelos e espiral ascendente com base na hipótese de que o valor de S_a se manteve próximo ao valor anterior à estampagem a quente por simetria de crescimento de altura dos picos e de profundidade dos vales (o que os resultados das figuras 5.22 e 5.23 mostraram não ser a realidade das superfícies). Assim, considerando-se os valores altos do parâmetro S_{ku} , conclui-se que houve formação concentrada de picos na superfície dos punções nitrocarbonetados, possivelmente originados pela adesão de material das arruelas estampadas, e esses picos altos concentrados não influenciaram a rugosidade média das superfícies. Nas superfícies torneadas houve aumento intenso dos valores de S_z , o que confirma o que foi colocado quando se discutiu a figura 5.20, isto é, nestas superfícies houve aumento da altura de poucos picos.

A figura AB4 apresenta os resultados de rugosidade S_z para o grupo ST após as duas etapas de estampagem a quente.

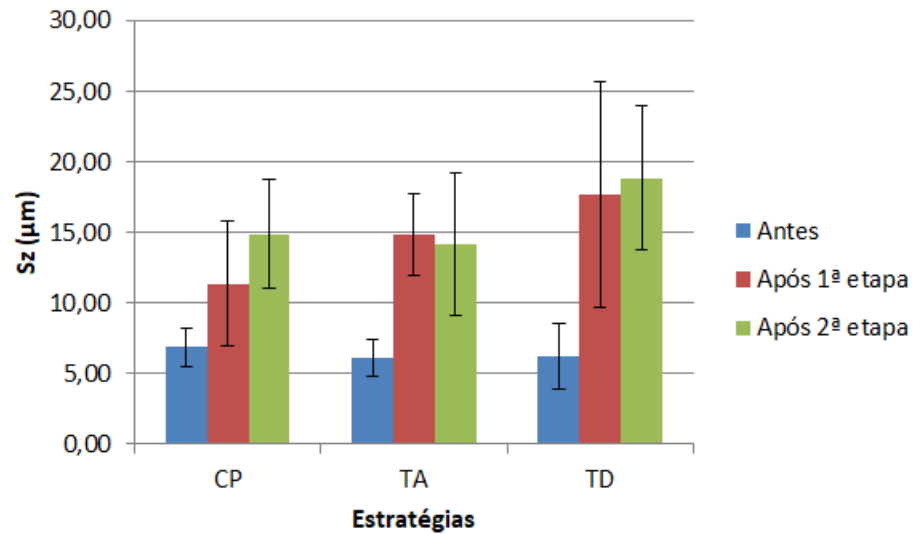


Figura AB4: Rugosidade S_z antes e após as 2 etapas de estampagem a quente, grupo ST.

Observa-se na figura AB4 que, de modo esperado devido aos resultados de rugosidade S_a de rugosidade S_p e de rugosidade S_v , os valores de rugosidade S_z apresentaram aumento de valor para a estratégia de contornos paralelos e manutenção do valor para as estratégias de torneamento. A rugosidade S_z indica também a presença de riscos sobre a superfície dos punções. Possivelmente, as imagens das superfícies dos punções da estratégia de contornos paralelos apresentarão superfícies mais degradadas que as estratégias de torneamento, visto que foi a estratégia de maiores aumentos de parâmetros de rugosidade, enquanto as estratégias de torneamento apresentaram algumas manutenções ou reduções de valores dos parâmetros de rugosidade.

A figura AB5 apresenta os resultados de rugosidade S_z para o grupo NP após as duas etapas de estampagem a quente.

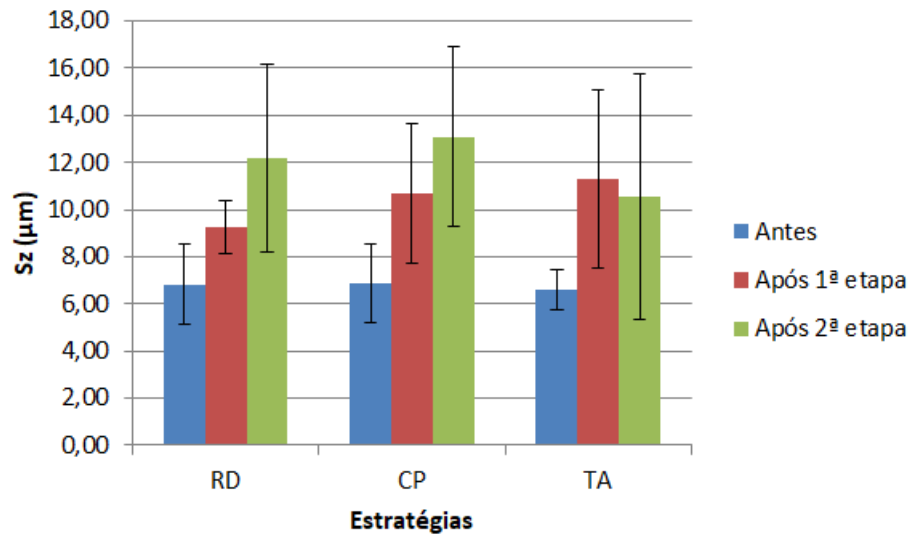


Figura AB5: Rugosidade S_z antes e após as 2 etapas de estampagem a quente, grupo NP.

Observa-se na figura AB5 que, conforme os resultados dos demais parâmetros de rugosidade, houve o aumento do valor de rugosidade S_z para as estratégias de fresamento e diminuição do valor nominal de rugosidade S_z para a estratégia de torneamento ascendente, com aumento do desvio-padrão para as três estratégias analisadas. Para as estratégias de fresamento, houve o aumento da distância entre o pico mais alto e o vale mais profundo, indicando possíveis riscos (oriundos de adesão e arrancamento de material da superfície) superficiais que poderiam ter se intensificado com a estampagem de mais 230 arruelas. Para a estratégia de torneamento ascendente, o desgaste ocorrido com a conformação de mais 230 arruelas, não gerou maiores riscos na peça, mantendo o valor de S_z .

A figura AB6 apresenta os resultados de rugosidade S_z para o grupo NC após as duas etapas de estampagem a quente.

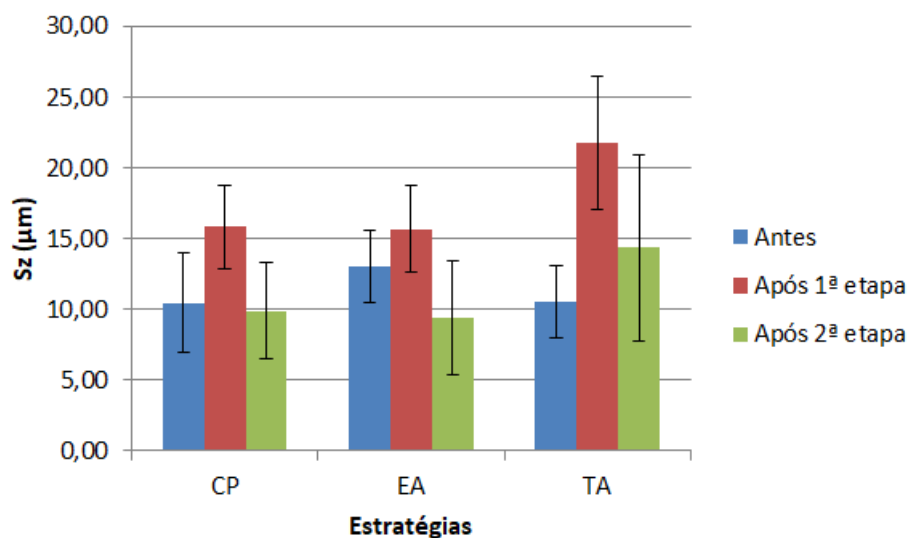


Figura AB6: Rugosidade S_z antes e após as 2 etapas de estampagem a quente, grupo NC.

Observa-se na figura AB6 que houve redução no valor da rugosidade S_z e aumento do desvio-padrão para as três estratégias analisadas. Os resultados indicam que o desgaste pode ter influenciado as superfícies nitrocarbonetadas positivamente, no sentido de reduzir as alturas dos picos e as profundidades dos vales, sem deixar riscos profundos.

O valor nominal de rugosidade S_z apresentado pela estratégia de contornos paralelos após a primeira etapa de estampagem a quente havia aumentado cerca de $5 \mu\text{m}$ em comparação ao valor apresentado após a aplicação do processo de estampagem a quente, mas a segunda etapa reduziu S_z a um valor próximo ao valor anterior à estampagem, possivelmente pelo desgaste e quebra dos picos mais altos.

A estratégia espiral ascendente apresenta o valor nominal de rugosidade S_z mais baixo que o valor apresentado após a aplicação da nitrocarbonetação (o qual, por sua vez, era mais baixo que o valor nominal registrado após a primeira etapa de estampagem a quente).

Já a estratégia de torneamento ascendente apresenta o valor de rugosidade S_z acima do valor apresentado após a aplicação do processo de nitrocarbonetação, mas abaixo do valor medido após a primeira etapa de estampagem a quente. Dessa forma, o efeito redutor de rugosidade S_z observado para as estratégias de fresamento foi menos intenso para a estratégia de torneamento descendente, possivelmente apresentando menores reduções na altura dos picos durante a segunda etapa de estampagem a quente.