

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA  
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E ENGENHARIA  
DE MATERIAIS

Moisés Felipe Teixeira

**CARACTERIZAÇÃO DE FERRAMENTA DE ESTAMPAGEM TRATADA  
PELO PROCESSO DE *LASER SURFACE ALLOYING***

Dissertação de Mestrado apresentado ao Programa de Pós-Graduação em Ciências e Engenharia de Materiais da Universidade Federal de Santa Catarina como requisito parcial para a obtenção do grau de Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Valderes Drago

Co-orientador: Prof. Dr-Ing Walter L. Weingaertner

Florianópolis

2015

Ficha de identificação da obra elaborada pelo autor,  
através do Programa de Geração Automática da Biblioteca Universitária da UFSC.

Teixeira, Moisés Felipe

Caracterização de ferramenta de estampagem tratada pelo  
processo de Laser Surface Alloying / Moisés Felipe  
Teixeira ; orientador, Valderes Drago ; coorientador,  
Walter Lindolfo Weingaertner. - Florianópolis, SC, 2015.  
100 p.

Dissertação (mestrado) - Universidade Federal de Santa  
Catarina, Centro Tecnológico. Programa de Pós-Graduação em  
Ciência e Engenharia de Materiais.

Inclui referências

1. Ciência e Engenharia de Materiais. 2. Caracterização  
de ferramenta de estampagem. 3. Laser Surface Alloying. 4.  
Camada limite. 5. Resistência ao desgaste. I. Drago,  
Valderes. II. Weingaertner, Walter Lindolfo. III.  
Universidade Federal de Santa Catarina. Programa de Pós-  
Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais. IV. Título.

MOISÉS FELIPE TEIXEIRA

**CARACTERIZAÇÃO DE FERRAMENTA DE ESTAMPAGEM TRATADA  
PELO PROCESSO DE *LASER SURFACE ALLOYING***

Esta Dissertação foi julgada adequada para a obtenção do Título de Mestre e aprovada em sua forma final pelo Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais.

Florianópolis, \_\_ de \_\_\_\_\_ de 2015.

---

Prof. Valderes Drago, Dr. FSC  
UFSC – Dpt° de Física  
Orientador

---

Prof. Dr-Ing. Walter L. Weingaertner,  
UFSC – Dpt° de Engenharia Mecânica  
Co-orientador

---

Prof. Antônio Pedro Novaes de Oliveira, Dr. Ing.  
UFSC – Dpt° de Engenharia Mecânica  
Coordenador do PGMAT

**Banca examinadora:**

---

Dr-Ing. Edson Costa Santos,  
Instituto SENAI de Inovação  
Membro externo

---

Prof. Paulo Antônio Pereira Wendhausen, Dr-Ing  
Universidade Federal de Santa Catarina  
Membro

---

Prof. José Daniel Biasoli de Mello, Dr-Ing.  
Universidade Federal de Santa Catarina  
Membro



Aos meus pais, Rubens e Sueli  
ao meu irmão André  
e aos meus amigos.



## AGRADECIMENTOS

Ao professor Valderes Drago por estar sempre presente na orientação deste trabalho, transmitindo seu vasto conhecimento, sem o qual seria praticamente impossível de conquistar tudo que conquistei até hoje.

Ao professor Walter Lindolfo Weingaertner, por ter possibilitado minha ida ao Instituto Fraunhofer IPT e por sua competente co-orientação.

A empresa Welle Laser, principalmente ao Rafael e Gabriel Bottós, que me ajudaram e possibilitaram que esta caminhada acontecesse.

Ao Instituto Fraunhofer IPT em Aachen, na Alemanha, que me acolheu muito bem e foi minha casa durante meu primeiro ano de mestrado.

Ao Daniel Heinen e demais colegas do Instituto Fraunhofer IPT, pela paciência e ensinamentos sobre a área de laser, tornando possível a realização deste trabalho.

Aos amigos que fizeram parte do primeiro ano de minha jornada, Gustavo Cabral, Japa, Bisteca, Gustavo Reis, Jonathan, Christian, Bruno Z. e todos os outros.

Aos colegas e amigos do LABMOSS Ninja, Vitão, Miguel, Scary, Ian e Rafael pelos momentos de descontração e por todo o auxílio dado no decorrer das pesquisas.

Aos colegas e amigos do LabMat que compartilharam informações, tempo e os aparelhos para os ensaios, ajudando na realização desta pesquisa.

Ao Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais que proporcionou a realização deste mestrado.

Ao professor Antônio Pedro Novaes de Oliveira, coordenador do período, e ao servidor Rogério Antônio Campos.

Ao povo brasileiro que através da CAPES e o CNPQ proveram o incentivo financeiro.

Aos meus grandes amigos Jefferson, Wagner, Luiz, Harry, Aloisio e até ao Maurício Branco.

A todos os meus amigos e colegas do voleibol, da dança, da ACV, da praia, do colégio e da vida, que contribuíram com bons momentos durante este período.

A minha família, em especial, ao meu pai, Rubens André Teixeira Filho, minha mãe, Sueli Maria Espíndola Teixeira e ao meu irmão André Messias Teixeira por todo apoio, amor e carinho.

A Deus.



*A vingança nunca é plena, mata a alma e a envenena.*

*(Seu Madruga)*



## RESUMO

*Laser surface alloying* (LSA) é uma poderosa técnica de modificação de camada limite de um componente, cada vez mais reconhecida, usada para aumentar a resistência ao desgaste e à corrosão em componentes de engenharia. Neste trabalho, a região próxima a superfície de uma ferramenta de estampagem automotiva (aço ASTM A681), foi tratada com um laser de fibra Nd: YAG contínuo de comprimento de onda de 1064 nm e com pó de adição WC-Cr-Co, na proporção de 86%, 6% e 8%. Este processo consiste basicamente em fundir uma camada próxima a superfície de um substrato, adicionando simultaneamente partículas de um material de adição na forma de um pó pré ligado, modificando a composição química e microestrutura, assim como tamanho de grão de forma localizada da ferramenta, alterando sua dureza e resistência ao desgaste. Para analisar a resistência ao desgaste para este processo, foram feitas mil estampagens em uma ferramenta tratada por LSA e em outra não tratada e seus resultados comparados entre si. A finalidade do processo LSA é a de aumentar o tempo de vida de uma ferramenta em uma aplicação industrial. As análises da ferramenta tratada apresentaram um resultado significativo quando comparada com uma ferramenta sem o tratamento. Obteve-se uma redução cerca de nove vezes na rugosidade superficial e uma maior resistência ao desgaste. Neste trabalho também foi analisada a influência do aumento da potência do laser no processo de *laser surface alloying*. Para isto cinco diferentes amostras foram tratadas e analisadas quanto a microdureza, composição química, identificação de fases e ensaios de resistência ao desgaste. Os resultados obtidos neste trabalho foram importantes para concluir que este é um processo muito complexo e deve ser rigorosamente controlado, pois diversos fatores alteraram a estrutura e resistência ao desgaste da camada próxima à superfície tratada.

Palavras chaves: *Laser surface alloying*, camada limite, integridade da camada próxima à superfície, estampagem, resistência ao desgaste, DRX, EDS, MEV, microdureza, rugosidade.



## ABSTRACT

Laser Surface Alloying (LSA) is a powerful boundary limit of a component modification technique, increasingly recognized, used to increase the wear and the corrosion of engineering components resistance. In this thesis a near surface region of an automotive deep drawing tool (steel ASTM A681) was treated with a continuous fiber laser Nd: YAG with wavelength of 1064 nm and with WC-Cr-Co particles in ratio of 86%, 6% and 8%. This process consists basically in melting a substrate's layer near of surface adding simultaneously particles of a filler material in a pre-connected powder shape, altering the microstructure, as well as the grain size in localized form of the tool, altering the hardness and wear resistance. To perform a comparative analysis of this process one thousand deep drawings were made in a tool treated by LSA and in an untreated tool. The behavior's characteristics of these tools have been analyzed and their results compared with each other. The purpose of LSA process is to increase the lifetime of a tool in the industrial application. What could be observed after the analysis was the success of this process, because all the characteristics results showed significant improvement when compared with the untreated tool. As example cite a decrease of about nine times the roughness and significantly reducing of the treated tool wear. In this work the influence of the increase in laser power in the laser surface alloying process was analyzed. Five different samples were treated and analyzed, their hardness, chemical composition, phase identification and wear resistance were investigated. The results obtained of this work were important to conclude that LSA is a very complex process and must be strictly controlled, as there are several factors that can change the structure and wear resistance of the surface treated.

Keywords: Laser surface alloying, boundary limit, integrity of the layer near the surface, deep drawing, wear resistance, DRX, EDS, SEM, micro hardness, roughness.



## LISTA DE FIGURAS

Figura 3. 1: Estágios envolvidos no laser surface alloying [13].....	26
Figura 3. 2: Processo de estampagem primeiro sem rebaixo (draw beads) e em segundo com os rebaixos [12].....	28
Figura 3. 3: Comportamento da força dinâmica na estampagem profunda [15] .....	29
Figura 3. 4: Representação esquemática de: a) ferramenta de estampagem e b) estampagem progressiva [15].....	29
Figura 3. 5: Tensões características na chapa durante a estampagem profunda livre devido a aplicação da força de sujeição e força de estampagem [12].....	30
Figura 3. 6: Os seis estados genéricos de tensão tração-compressão no processo de estampagem [12] .....	31
Figura 3. 7: Fatores que influenciam no mecanismo de desgaste [20].....	33
Figura 3. 8: Modos de desgaste [25] .....	34
Figura 3. 9: Processos de desgaste em função do elemento interfacial e do tipo de movimento nas superfícies [24].....	36
Figura 3. 10: Mecanismos de atrito misto no processo de estampagem [12].....	37
Figura 3. 11: Exemplos de desgastes adesivo e abrasivo, adaptado de [27] .....	38
Figura 3. 12: Distribuição de desgaste não homogêneo ao longo do raio de curvatura, adaptado de [27] .....	38
Figura 4. 1: A) Matriz de estampagem; B) geometria do molde; C) o punção .....	40
Figura 4. 2: Geometria inicial da chapa, posicionamento da chapa sobre a matriz e o comportamento da força de estampagem em função do tempo de estampagem para diversas profundidades de estampagem, adaptado de [17] .....	41
Figura 4. 3: Geometria dos copos estampados em relação ao aumento da força de prensagem, [17] .....	42
Figura 4. 4: Posições em que foram medidas as rugosidades [17].....	42
Figura 4. 5: Mesa de seno, bloco de ajuste e matriz montada na mesa para medição com perfilômetro.....	43
Figura 4. 6: a) Superfície após o término do processo de LSA e b) metalografia do corte transversal da mesma peça .....	45
Figura 4. 7: a) Simulação CAD 3D do processo laser e b) matriz na máquina pronta para o tratamento a laser .....	46
Figura 4. 8: a) Representação esquemática da alimentação do pó e do laser para a região de trabalho e b) foto mostrando o escoamento do pó metálico na atmosfera .....	46
Figura 5. 1: Micrografia de MEV do pó de WC-Cr-Co em dois aumentos .....	48
Figura 5. 2: Análise de EDS da amostra; local da análise e perfil de energia gerado .....	48
Figura 5. 3: Perfil de raio X do particulado usado no processo de LSA .....	49
Figura 5. 4: Fotos do ensaio de líquido penetrante na matriz tratada por LSA.....	50
Figura 5. 5: Fotos da área A das matrizes sem tratamento e tratada pelo processo de LSA .....	51
Figura 5. 6: Fotos da área B da matriz sem tratamento e tratada pelo processo de LSA .....	51
Figura 5. 7: Comparação entre o desenvolvimento da rugosidade nas superfícies das matrizes não tratada e tratada na área A .....	52
Figura 5. 8: Desenvolvimento da medida de desgaste no ponto A da matriz tratada por quantidade de peças estampadas.....	53

Figura 5. 9: Desenvolvimento da medida de desgaste no ponto B da matriz tratada por quantidade de peças estampadas.....	54
Figura 5. 10: Imagens demonstrando a medição da matriz no ponto A e comparação do desgaste dos pontos A e B da superfície da matriz.....	55
Figura 5. 11: Comparação entre a zona de entrada da área A das matrizes não tratada e tratada.....	56
Figura 5. 12: Gráfico força de estampagem x amostras das matrizes não tratada e tratada pelo tratamento de LSA .....	57
Figura 5. 13: Foto dos cinco diferentes parâmetros do LSA.....	60
Figura 5. 14: Fotos da peça com cinco diferentes parâmetros (esquerda) e da peça após o ensaio com líquido penetrante (direita) .....	61
Figura 5. 15: Micrografia dos cinco parâmetros P1, P2, P3, P4 e P5.....	62
Figura 5. 16: Imagens micrográficas de a) até e) (P1 a P5) e detalhes da interface entre a ZTA e a camada tratada.....	64
Figura 5. 17: Perfis de microdureza Vickers das amostras P1 até P5. ....	67
Figura 5. 18: Perfis de microdureza das cinco amostras sobrepostos .....	68
Figura 5. 19: Perfis de raios X: pó; substrato; cinco amostras, de P1 a P5. (● WC; ▲ Cr; ▼ Co; ■ ferrita; ◆ austenita).....	69
Figura 5. 20: Imagem dos pontos de medição do EDS na amostras P1, P2, P3, P4 e P5.....	71
Figura 5. 21: Mapas químicos dos principais elementos da camada tratada da amostra P5 .....	75
Figura 5. 22: Imagem das pistas do ensaio de tribologia .....	79
Figura 5. 23: Perfis dos três ensaios tribológicos da amostra P1 e imagens das calotas das esferas .....	80
Figura 5. 24: Perfis dos três ensaios tribológicos da amostra P2 e imagens das calotas das esferas .....	81
Figura 5. 25: Perfis dos três ensaios tribológicos da amostra P3 e imagens das calotas das esferas .....	82
Figura 5. 26: Perfis dos três ensaios tribológicos da amostra P4 e imagens das calotas das esferas .....	83
Figura 5. 27: Perfis dos três ensaios tribológicos da amostra P5 e imagens das calotas das esferas .....	84
Figura 5. 28: Perfis dos três ensaios tribológicos do substrato e imagens das calotas das esferas .....	85
Figura 5. 29: Imagens das pistas dos três ensaios (a, b, c) de desgaste das amostras P1, P2, P3, P4, P5 e substrato. ....	88
Figura 5. 30: Gráficos dos atritos gerados nos ensaios tribológicos das cinco amostras .....	90
Figura 5. 31: Gráfico dos atritos gerados nos ensaios do substrato.....	92
Figura 5. 32: Imagem das áreas onde foram realizadas as análises de EDS .....	93

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Composição química do aço A681 (nominal) [31] .....	39
Tabela 2: Composição química da chapa de aço S460MC (nominal) [32] .....	40
Tabela 3: Propriedades mecânicas da chapa do aço S460MC [32] .....	40
Tabela 4: Dados técnicos do perfilômetro HOMMEL-ETAMIC T8000 .....	43
Tabela 5: Comparação dos dados do pó fornecidos pela empresa com os dados analisados.....	48
Tabela 6: Espessura da: camada tratada, subcamada sedimentada e ZTA, das amostras P1, P2, P3, P4 e P5.....	63
Tabela 7: Quantidade relativa de elementos químicos (wt.%) obtidos por EDS, da amostra P1	72
Tabela 8: Quantidade relativa de elementos químicos (wt.%) obtidos por EDS, da amostra P2	73
Tabela 9: Quantidade de elementos químicos (wt.%) obtidos por EDS, da amostra P3.....	73
Tabela 10: Quantidade de elementos químicos (wt.%) obtidos por EDS, da amostra P4.....	73
Tabela 11: Quantidade de elementos químicos (wt.%) obtidos por EDS, da amostra P5.....	74
Tabela 12: Composição química de EDS da seção transversal da camada tratada (wt % valores médios).....	74
Tabela 13: Volume de desgaste nas amostras e no substrato ( $\times 10^{-4}$ mm <sup>3</sup> ) .....	85
Tabela 14: Porcentagem, por peso, da quantidade de oxigênio nas amostras P1, P3 e P5.....	93

## LISTA DE ABREVIATURAS

LSA – *Laser Surface Alloying*

XRD – Difração de Raios X

DSC – Calorimetria Diferencial de Varredura

SEM – Microscopia Eletrônica de Varredura

EDS – Espectroscopia de Energia Dispersiva

ZTA – Zona Termicamente Afetada

LCME – Laboratório Central de Microscopia Eletrônica

$\sigma$  – Desvio Padrão

# SUMÁRIO

AGRADECIMENTOS.....	7
RESUMO .....	11
ABSTRACT.....	13
LISTA DE FIGURAS .....	15
LISTA DE TABELAS .....	17
LISTA DE ABREVIATURAS .....	18
1 INTRODUÇÃO .....	21
2 OBJETIVOS .....	23
2.1 OBJETIVO PRIMÁRIO .....	23
2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS .....	23
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	24
3.1 LASER.....	24
• 3.1.1 <i>LASER SURFACE ALLOYING (LSA)</i> .....	24
3.2 ESTAMPAGEM .....	27
3.3 TRIBOLOGIA .....	32
• 3.3.1 ATRITO E DESGASTE NO PROCESSO DE ESTAMPAGEM.....	36
4 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.....	38
4.1 TRATAMENTO E CARACTERIZAÇÃO DAS MATRIZES DE ESTAMPAGEM.....	39
• 4.1.1 MATRIZ DE ESTAMPAGEM NÃO TRATADA POR <i>LASER SURFACE ALLOYING</i> .....	39
• 4.1.2 MEDIÇÃO DA RUGOSIDADE .....	42
• 4.1.3 MATRIZ DE ESTAMPAGEM TRATADA POR <i>LASER SURFACE ALLOYING</i> .....	44
5 RESULTADOS E DISCUSSÕES .....	47
5.1 ANÁLISES DO PARTICULADO.....	47
5.2 ANÁLISES DA FERRAMENTA.....	50
• 5.2.1 ENSAIO DE LÍQUIDO PENETRANTE.....	50
• 5.2.2 ANÁLISE VISUAL .....	50
• 5.2.3 ANÁLISE DA RUGOSIDADE .....	51

• 5.2.4 ANÁLISE DO DESGASTE.....	52
• 5.2.5 ANALISE DAS FORÇAS DE ESTAMPAGEM .....	57
• 5.2.6 CONCLUSÕES.....	58
5.3 ANÁLISES DAS AMOSTRAS.....	59
• 5.3.1 ANÁLISE VISUAL .....	60
• 5.3.2 ANÁLISE MICROGRÁFICA .....	62
• 5.3.3 ANÁLISE DE DUREZA .....	66
• 5.3.4 ANÁLISE DA DIFRACAO DE RAIOS X (DRX) .....	68
• 5.3.5 ANÁLISES DE ESPECTROSCOPIA DE ENERGIA DISPERSIVA (EDS) .....	71
• 5.3.6 ANÁLISE TRIBOLÓGICA.....	78
• 5.3.7 CONCLUSÕES.....	94
6 CONCLUSÕES GERAIS .....	96
7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS .....	97
8 REFERÊNCIAS .....	98

# 1 INTRODUÇÃO

Estampagem é uma tecnologia versátil de manufatura que é geralmente usada para produzir peças feitas de chapas metálicas ou plásticas. Este processo é empregado em uma variedade de processos da produção industrial, incluindo setores automotivos e da indústria elétrica. Um produto comum e bom exemplo da capacidade tecnológica deste processo são as partes integrantes de um automóvel. A carroceria é formada por diversas chapas metálicas estampadas, sendo que os aços são selecionados individualmente para atender as necessidades específicas que surgem a partir do complexo de carga específica aplicada no local (PIERONEK, MARX e HOLISTISCHER, 2010). A indústria automotiva está constantemente tentando reduzir o peso das peças enquanto mantém ou aumenta as propriedades mecânicas como rigidez e resistência mecânica. A carroceria de um carro de classe média pesa por volta de 300 kg e assim representa cerca de 25% do peso de um automóvel (PFESTORF, 2005).

Devido à grande quantidade de peças fabricadas pelo processo de estampagem e o consequente custo elevado relacionado ao desgaste destas ferramentas, está sendo estudada uma nova maneira de aumentar o tempo de vida destas peças, através do processo de tratamento da camada próxima da superfície chamado de laser surface alloying - LSA.

LSA é um dos mais importantes métodos de modificação da camada próxima a superfície por laser e pode oferecer uma abordagem versátil para a produção de camadas modificadas de uma ampla faixa de estruturas e composições dos substratos (ZHONG, LIU e HANG, 2006; ABOUND, BENYONUNIS, *et al.*, 2007). As estruturas formadas de grãos refinados são resultado das rápidas taxas de resfriamento relativo, conseguidas a partir da fusão (TONG, ZHOU, *et al.*, 2009). O aumento da resistência ao desgaste obtido por *laser surface alloying* é o resultado da homogeneização e refinamento da microestrutura e formação de novas fases na camada próxima a superfície. No processo LSA podem ser usados pós metálicos e não metálicos, como partículas responsáveis pelo aumento da dureza e da resistência ao desgaste (DRAPER, 1982).

Este processo visa redução do desgaste, que é caracterizado como a perda progressiva de matéria na superfície de um corpo sólido devido ao contato e movimento

relativo com outro corpo sólido, líquido ou gasoso (RIBAS, 2002 ). Como o desgaste é um fenômeno essencialmente localizado na superfície de um componente, envolvendo a remoção mecânica de material a partir da superfície, as soluções encontradas através de tratamentos da camada próxima a superfície, tem se mostrado altamente valiosas, tanto para prevenir como para minimizar ou recuperar as diferentes formas de desgaste em componentes metálicos. Em muitas situações, peças podem ser fabricadas com materiais convencionais, dentro das especificações normais de projeto e posteriormente, pode-se tratar sua superfície com um processo adequado para que possam resistir às solicitações de desgaste (DETTOGNI, 2010).

Este trabalho visa avaliar a resistência ao desgaste de uma ferramenta de estampagem do setor automotivo, após tratar a sua superfície pelo processo *laser surface alloying*, que consiste basicamente em fundir a camada próxima à superfície de um substrato, adicionando simultaneamente partículas de WC, Cr e Co. Este processo é recomendado para indústria, pois pode-se usar um aço mais barato e apenas tratar a camada próxima à superfície, deixando-a mais dura e com suas propriedades tribológicas melhoradas. O pó pré-ligado de WC-Co-Cr é mais usado nestes casos devido a sua alta dureza e baixo coeficiente de expansão térmica (PRZYBYLOWICZ e KUSINSKI, 2001; TONG , LI, *et al.*, 2012).

Para representar uma aplicação, foi fabricada uma ferramenta de estampagem de um aço de alto teor de carbono. Esta ferramenta foi tratada pelo processo de *laser surface alloying* e os resultados de rugosidade e resistência ao desgaste obtidos após a estampagem de 1000 componentes foram comparados com os obtidos por uma mesma ferramenta sem este tratamento.

Com a finalidade de conhecer melhor o que acontece na microestrutura da camada formada a partir deste processo, foram avaliadas ferramentas tratadas com 5 diferentes parâmetros de potências do laser mantendo o mesmo aço. As camadas tratadas foram avaliadas quanto à composição química, fases formadas e comportamento de desgaste observado através de ensaios tribológicos.

## **2 OBJETIVOS**

### **2.1 OBJETIVO PRIMÁRIO**

Avaliar o aumento da resistência ao desgaste de uma ferramenta de estampagem do setor automotivo, tratada a laser no processo LSA, em relação a ferramenta não tratada. Avaliar a influência de diferentes potências do laser do processo quanto às propriedades tribológicas e composição da camada tratada.

### **2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS**

- Comparar uma ferramenta de estampagem tratada pelo processo *laser surface alloying* com uma ferramenta não tratada, após mil ciclos de estampagens. São verificadas, à presença de trincas nas ferramentas, as forças de estampagem e a característica da rugosidade das superfícies estampadas;
- Caracterizar e analisar o pó da liga utilizado neste processo, empregando técnicas de difração de raios X (XRD), microscopia eletrônica de varredura (SEM) e espectroscopia de energia dispersiva (EDS);
- Avaliar a camada tratada das cinco amostras, preparadas com cinco diferentes parâmetros de potência do laser, empregando técnicas de difração de raios X (XRD), microscopia eletrônica de varredura (SEM), espectroscopia de energia dispersiva (EDS), microdureza e comportamento tribológico.

## 3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 3.1 LASER

#### 3.1.1 LASER SURFACE ALLOYING (LSA)

As indústrias modernas requerem que algumas de suas peças possuam propriedades da superfície de trabalho para aplicações especiais, como alta resistência a corrosão e ao desgaste, bem como elevada dureza. Ligas que possuem estas propriedades são geralmente muito caras e sua utilização aumenta drasticamente o custo dos componentes. O modo mais econômico e efetivo de melhorar as propriedades das regiões de trabalho das peças para resistirem a ambientes agressivos e alta tensão de superfície é criando uma camada sob a superfície que possua uma elevada resistência à corrosão e ao desgaste. Desta forma estas características únicas de serviço podem ser obtidas com uma combinação de alta dureza com alta resistência ao impacto da peça. Esta mesma técnica pode, também, ser efetivamente aplicada para reparar partes desgastadas de moldes e peças (RIABKIAN-FISHMAN e ZAHAVI, 1996).

Como desgaste é uma propriedade de engenharia dependente das propriedades do material na superfície e camada limite, a resistência ao desgaste pode ser melhorada pela modificação da microestrutura e composição da camada limite do componente (BUDINSKI, 1988). Técnicas a laser representam uma ferramenta especializada promissora para resolver os problemas nas superfícies de engenharia de componentes submetidos às solicitações elevadas graças às propriedades físicas do laser, que possibilitam o aporte térmico em regiões localizadas de componentes com elevada exatidão na camada limite (PIERONEK, MARX e HOLISTISCHER, 2010).

Dentre as técnicas de laser mais usadas atualmente para o enobrecimento de regiões de peças, e já amplamente usada na indústria, é o *Laser Surface Alloying* (LSA) (TONG , LI, *et al.*, 2012). O LSA tem chamado considerável atenção nos últimos anos como um método muito eficiente para melhorar as propriedades mecânicas da camada limite de componentes de engenharia pela alteração da sua composição química e adequado tratamento térmico. A melhoria destas propriedades pela técnica de LSA é caracterizada por introduzir elementos complementares ao material base na camada próxima à superfície fundida localmente pela ação de um feixe de laser. A adição de material é geralmente procedida pela aplicação de pós. O mercado oferece pós

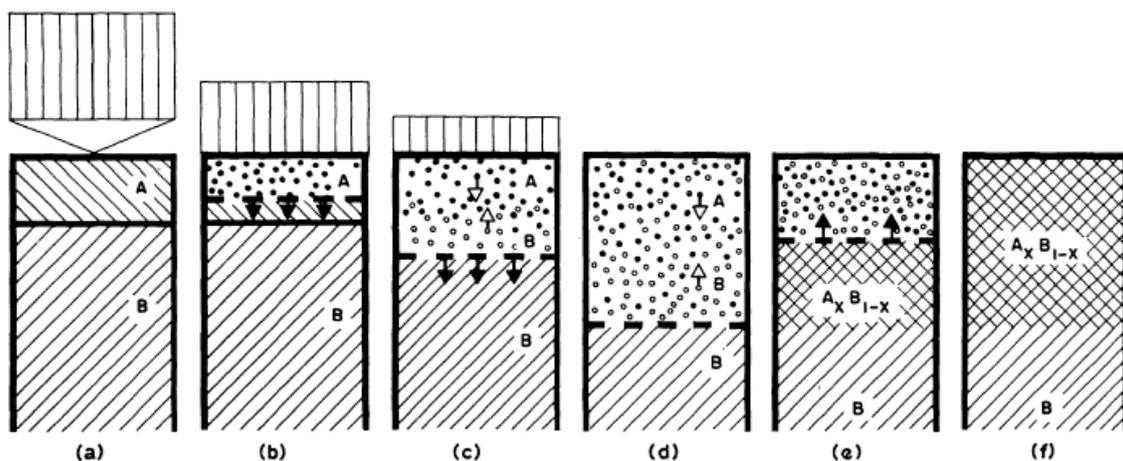
elementares e pós de ligas pré misturadas, ou até ligas atomizadas com composição específica, para serem incorporadas neste processo, como o WC, SiC e Cr<sub>2</sub>C<sub>3</sub>. Cada uma destas ligas confere propriedades à camada limite que podem ser adaptadas para melhorar resistência ao desgaste, corrosão e oxidação. As estruturas formadas pelo processo LSA são geralmente formadas por grãos finos como resultado da elevada taxa de resfriamento alcançada após a fusão localizada do metal em uma pequena região da camada limite (TONG, ZHOU, *et al.*, 2009). O aumento da resistência ao desgaste alcançado no processo *laser surface alloying* é consequência da homogeneização e refinamento da microestrutura e a formação de novas fases na camada limite. Os elementos metálicos e não-metálicos podem todos serem usados como componentes para o processo do LSA (DRAPER, 1982).

Neste trabalho é utilizado um pó pré ligado de carbeto de tungstênio (WC), junto com cromo (Cr) e cobalto (Co) em menores quantidades, aplicado pela técnica de LSA em um aço de alto teor de carbono, devido as partículas deste pó pré ligado possuírem alta dureza, baixo coeficiente de expansão térmica e molhabilidade no ferro (TONG, LI, *et al.*, 2012). Para aplicações que envolvam resistência ao desgaste, uma alta concentração de partículas de WC exposta no topo do revestimento é esperada. Assim a distribuição e a quantidade das partículas de WC é um fator muito importante para as propriedades de resistência ao desgaste e até mesmo para a qualidade de processo da camada tratada. A resistência ao desgaste abrasivo de aços médio carbono podem ser aumentadas pelo processo de *laser surface alloying* com partículas de WC em valores superiores a 63% (PFESTORF, 2005), que é devido aos efeitos da composição da região tratada aumentar a microdureza causada pelo refinamento de grão, formação de martensita com alta concentração de carbono, fortalecimento da solução sólida do tungstênio e dispersão da fase dura das partículas de WC. As partículas de WC previnem a ocorrência de deformação plástica e de pequenas trincas. A dureza da matriz, a quantidade e distribuição de partículas de WC afeta a resistência ao desgaste da camada tratada por laser. Para um aço de médio carbono, por exemplo, a melhor resistência ao desgaste encontrada foi utilizando partículas de WC com tamanho médio entre 88-100 µm (PFESTORF, 2005). As vantagens da técnica de LSA para modificação das propriedades da camada limite são agora bem reconhecidas e inclui a possibilidade de tratamento localizado, refinamento do tamanho de grão por causa da rápida taxa de resfriamento e a geração de estruturas

metaestáveis com novas propriedades que não são alcançados pelos métodos concorrentes.

O conceito de *laser surface alloying* é mostrado esquematicamente na sequência das representações esquemáticas da Figura 3.1. Em 3.1(a) um feixe de luz laser atinge a superfície de um filme de material de adição colocado sobre a superfície do substrato. Em 3.1(b) parte do material do filme de revestimento já está fundido. Em 3.1(c) parte do material do substrato foi fundido e a ação do laser cessa, ao mesmo tempo que material do substrato difunde para o material de revestimento e vice-versa. Em 3.1(d) inicia a solidificação, continuam fenômenos de difusão e devido à elevada velocidade de solidificação a segregação dos elementos não solubilizados é pequena. Em 3.1(e) e (f) a formação da liga solidificada se completa (DRAPER e POATE, 1985).

Figura 3. 1: Estágios envolvidos no laser surface alloying (DRAPER e POATE, 1985)



O que faz LSA atrativo e interessante é a ampla variedade das composições químicas e estruturas que podem ser criadas pelo rápido resfriamento da fase líquida da liga, formando diversas soluções sólidas, fases cristalinas metaestáveis e, em alguns casos, metais vítreos. A taxa de solidificação ultrarrápida pode chegar até  $10^{11} \text{ K s}^{-1}$  e a concomitante velocidade de solidificação de  $20 \text{ ms}^{-1}$  (DRAPER e POATE, 1985).

A aplicação da tecnologia LSA permite uma redução de custos na fabricação de um componente, que pode ser fabricado de um material mais barato e ter apenas uma pequena região da camada limite tratada, que seja suficientemente resistente para garantir as propriedades necessárias para sua aplicação. Entretanto, apesar do potencial da técnica do LSA, todo o campo de modificação das propriedades da camada próxima à superfície por laser ainda está dando os primeiros passos. Embora as aplicações industriais deste

processo estarem crescendo, é necessário ainda, um maior entendimento e estudo sobre o processo de LSA, a fim de aprimorar e poder controlar por completo as melhorias das propriedades.

### 3.2 ESTAMPAGEM

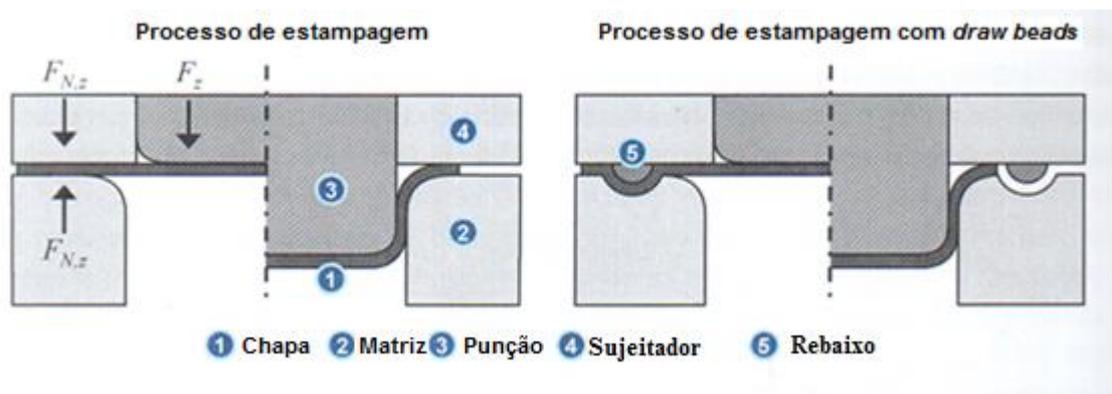
Estampagem é uma tecnologia de manufatura de conformação de chapas metálicas, podendo ser caracterizado por um processo de recorte puro e por um processo de recorte e repuxe combinado. Neste último caso o processo ocorre em três dimensões. Este trabalho se dedica especificamente à estampagem profunda em três dimensões, segundo a norma DIN 8584-3.

A energia de conformação requerida para a operação de estampagem pode ser conseguida através de qualquer outra ferramenta, outras fontes ou transferência média de energia. Seguindo isto, se separa o processo de estampagem em três classes principais de acordo com suas transmissões específicas de formação de energia: estampagem com ferramentas, estampagem com trabalho médio e estampagem com energia ativada. Na prática industrial, entretanto, estampagem com moldes sólidos é a tecnologia mais comumente usada entre as variedades (LANGE, 1990). Por isto um dos principais focos deste trabalho é avaliar o desgaste da superfície ativa destas ferramentas usadas no processo de estampagem.

Os dois componentes básicos necessários para a ferramenta de estampagem são o punção e o matriz. No caso da estampagem profunda, um dispositivo de sujeição que segura a chapa (*blank holder*) é também usado. A Figura 3.2 mostra de forma esquemática a ferramenta e as respectivas forças do processo de estampagem profunda. A força de estampagem  $F_{-z}$ , induzida pelo punção age como força conformadora enquanto a força que segura a chapa  $F_{-N,z}$  previne a formação de possíveis rugas no contorno do flange (LANGE, 1990). A rugosidade é o resultado da instabilidade da chapa metálica contra a alta tensão compressiva tangencial no flange. O sujeitador (*blank holder*) induz forças compressivas normais no flange, que sobrepõe e, assim, compensa as tensões tangenciais e radiais no flange. As tensões compressivas induzidas pelo *blank holder* estão a exceder certo valor em ordem de interagir eficazmente, sendo que um mínimo valor comum na prática industrial é de 10 MPa (SCHLOSSER, 1977).

Para aumentar a ação do sujeitador, com o propósito de reduzir a rugosidade, um rebaixo, denominado de “*draw bead*” pode contornar a ferramenta, como mostrado na Figura 3.2. O *draw bead* geralmente é um rebaixo semicircular na matriz. A sua principal função é de agir como meio adicional de reter o fluxo da chapa metálica para dentro da matriz durante a estampagem profunda. Os rebaixos - *draw beads* – induzem quatro dobramentos sequenciais que agem como resistência ao fluxo e induzem localmente tensões radiais na chapa metálica. Estas se sobrepõem à tensão tangencial crítica, e assim tem o mesmo efeito que um aumento da pressão local do sujeitador. Tanto o aumento da força de sujeição, quanto a ação do *draw bead* retardam o fluxo de material, que resulta em um aumento da força do punção necessária para operar o processo de estampagem e assim, aumentar a probabilidade de ocorrerem rupturas no corpo estampador (LANGE, 1990).

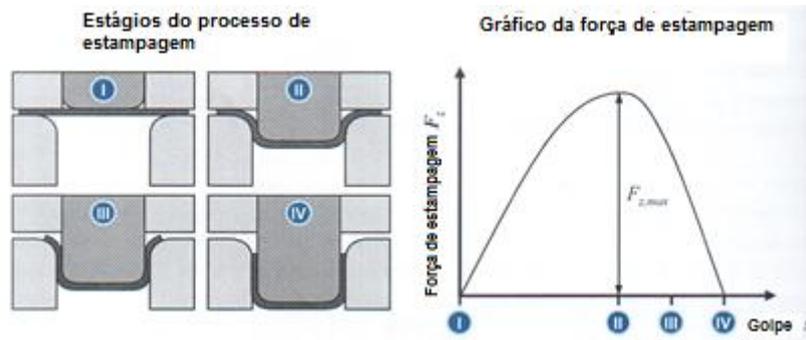
Figura 3. 2: Processo de estampagem primeiro sem rebaixo (*draw beads*) e em segundo com os rebaixos [12]



Estampagem também pode ser classificada como um processo de conformação transiente desde a trajetória de um elemento infinitesimal que não coincide com a linha de fluxo (KLOCKE e KÖNIG, 2008). Como consequência, a força de estampagem é uma função do curso  $s$  (stroke  $s$ ), como ilustrado na Figura 3.3. Um cálculo analítico da força de estampagem com base na teoria plástica pode, por isto, apenas ser realizado para geometrias simples como copos e formas retangulares. Para partes complexas, fórmulas empíricas estão sendo aplicadas. A força de estampagem pode ser considerada como sendo o resultado da força de conformação necessária e a força de atrito gerada entre a região do raio do molde e do flange (LANGE, 1990). A força de estampagem  $F_{z,max}$  atinge o máximo valor com aproximadamente 25% da deformação (SIEBEL e BEISSWÄNGER, 1955). Quando se estampa geometrias complexas, tensões induzidas

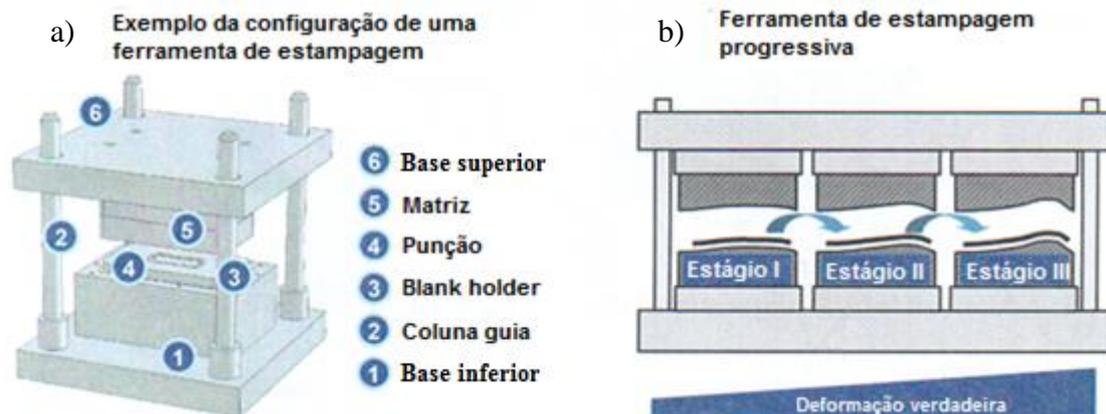
são distribuídas não homoganeamente ao longo do contorno, com a tensão local dependendo da geometria (LANGE, 1990).

Figura 3. 3: Comportamento da força dinâmica na estampagem profunda [15]



A Figura 3.4 (esquerda) mostra a representação esquemática da configuração de uma ferramenta para um processo básico de estampagem. A matriz é montada sobre a base fixa inferior do estampo e o punção na base móvel superior. O alinhamento entre o punção e a matriz é garantida por duas ou mais colunas guias do estampo. O conjunto é projetado para poder ser montado em uma prensa de forma rápida, sem necessitar de ajuste de alinhamento entre o punção e a matriz. Interfaces específicas podem ser necessárias para atender exigências específicas das prensas de diversos fabricantes.

Figura 3. 4: Representação esquemática de: a) ferramenta de estampagem e b) estampagem progressiva [15]



Esta configuração é apenas aplicável para geometrias básicas. Pois a força de estampagem é aplicada sobre o estampo e transmitiria ao punção e transmitida subsequentemente à zona de deformação, que interage apenas indiretamente com o processo de deformação plástica (KLOCKE e KÖNIG, 2008). Os processos limites são assim determinados pela conformação limite da zona inferior em vez da formabilidade do próprio material (LANGE, 1990). Por isso, rasgos inferiores são formas típicas de

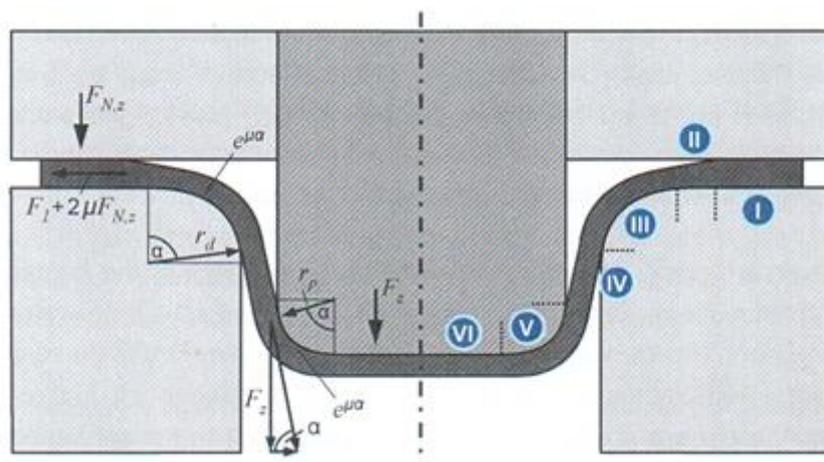
defeitos se o processo é realizado além dos limites. É possível calcular os processos limites e condições de contorno usando modelos matemáticos, que fornecesse um modelo analítico do processo de estampagem (LANGE, 1974).

Se o projeto requerer formas de operação além do formato limitado pela zona inferior da matriz, o processo pode ser dividido em múltiplos estágios. Esta medida reduz as tensões nas zonas de deformação. A configuração correspondente para isto, precisa de um numero de punções e matrizes que representem os estágios de estampagem progressivo, (Figura 3.4 - b). Ferramentas de conformação progressiva podem ser operadas em uma única prensa ou são operadas em diferentes prensas, ou até em uma única prensa com estampos sendo montados sequencialmente depois de terminado um lote em uma das operações, de acordo com o grau de automação e o tamanho do lote a ser produzido.

Para aços de baixa resistência, ferramentas de estampagem são comumente fabricados de ferro fundido cinzento. Para estampagem de aços de alta resistência, as ferramentas são fabricadas de aços ferramentas especiais (PFESTORF, 2005).

A estampagem é classificada como um processo de conformação tensão-compressão e, portanto, caracterizada pelo complexo estado de tensão tridimensional. Este estado de tensão é o resultado de forças aplicadas durante a operação de estampagem, mostrado na Figura 3.5.

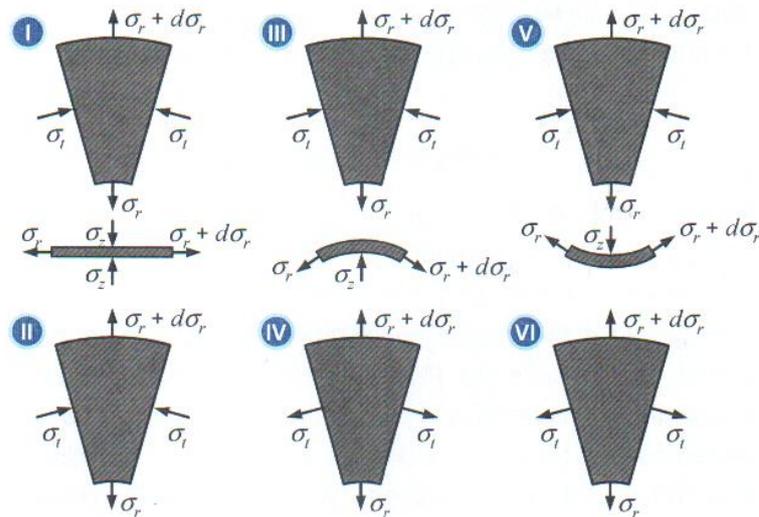
Figura 3. 5: Tensões características na chapa durante a estampagem profunda livre devido a aplicação da força de sujeição e força de estampagem [12]



A característica do estado de tensão depende principalmente da geometria da peça a ser estampada. A chapa é submetida ao dobramento em duas regiões. O primeiro dobramento ocorre na transição entre o flange e o raio da matriz, onde a chapa é conformada para combinar com a curvatura do molde. A segunda dobra ocorre na transição do raio de curvatura do punção, no segundo oposto em que a chapa é dobrada de volta e subsequente toma a forma do punção (KLOCKE e KÖNIG, 2008).

Seis zonas de tensões características, como mostrado na Figura 3.5, são alocadas de acordo com os estados genéricos de tensão da chapa metálica (LANGE, 1990). A Figura 3.6 ilustra estes seis estados de tensões genéricos representado em um elemento infinitesimal de um copo simétrico nos diferentes estágios do processo de estampagem.

Figura 3. 6: Os seis estados genéricos de tensão tração-compressão no processo de estampagem [12]



Na área do flange a operação de estampagem induz tensões de tração radial  $\sigma_r$ , como também tensões compressivas tangenciais  $\sigma_t$ . Tensões compressivas normais adicionais  $\sigma_z$  são induzidas pela *blank holder*. Devido ao afinamento da chapa metálica induzida pelo alongamento como consequência da alta tensão de tração radial, uma certa proporção da área do flange, como mostrado na Figura 3.6, não tem interação com o *blank holder*, por isto não está sujeito a tensões compressivas normais. Na subsequente área de transição entre o flange e a parede, o molde exerce uma força sobre o elemento como consequência da condição de equilíbrio da força e do momento. A mesma aplicação para a área de transição entre parede e o raio do punção, como ilustrado na Figura 3.6 (V), em que o punção exerce uma força no elemento. Entre as duas áreas de transição, o material não interage com outro corpo, Figura 3.6 (IV). Desde que a parede da matriz e do punção

tenham uma forma levemente cônica nesta área, o elemento recebe um carregamento de tensão de tração tangencial na área, que está interagindo com o punção, como mostrado na Figura 3.6 (VI) (BAUER, 2011).

Seguindo o princípio de ação e reação de Newton, as tensões na chapa metálica são formadas para os elementos correspondentes da ferramenta de estampagem. Em termos de desgaste, as altas tensões compressivas normais  $\sigma_z$  são particularmente importantes na área do raio da matriz e do raio do punção, respectivamente, em que a chapa metálica é formada de acordo com a curvatura da superfície. Desde que estes contatos de tensões causem tensões de cisalhamento na superfície devido ao atrito, estas partes da ferramenta são especialmente suscetíveis ao desgaste (KLOCKE e KÖNIG, 2008). A máxima tensão de cisalhamento depende do máximo estado de tensão na chapa metálica e assim exige propriedades mecânicas dos componentes da ferramenta, em particular da resistência a tração. Um alto valor do limite de resistência  $R_m$  ou do limite de escoamento  $R_{p0,2}$  da chapa conformada implica em altas pressões de contato e assim causa um elevado desgaste. Uma alta resistência a tração leva a uma alta tensão radial e por isto também a altas pressões de contato, que sempre resulta em alto desgaste (ARCHARD, 1980).

### **3.3 TRIBOLOGIA**

A tribologia é definida como sendo a ciência e tecnologia de superfícies em movimento relativo e dos assuntos e práticas relacionados (JOST, 1990). Esta área de estudos intermedeia campos da física, química, mecânica e materiais além de conhecimentos em atrito e desgaste para predizer o comportamento de sistemas em contato e com movimento relativo, se mostrando muito complexo. A Figura 3.7 esquematiza as ações entre as diversas áreas de um sistema tribológico que levam ao desgaste.

Figura 3. 7: Fatores que influenciam no mecanismo de desgaste [20]



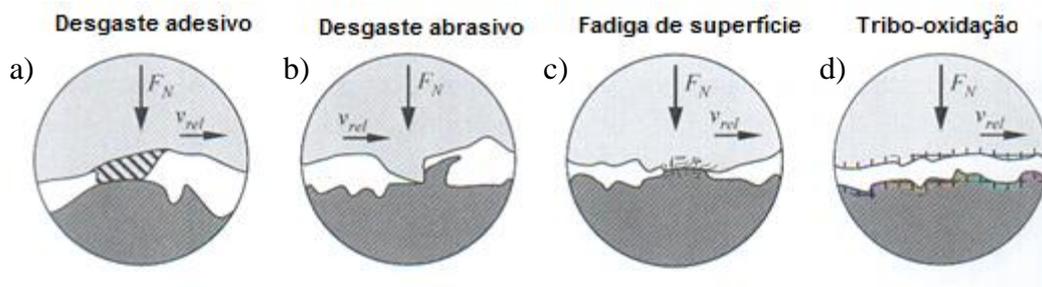
Quase sempre que duas superfícies em contato se movimentarem, uma em relação à outra, ocorrerá o desgaste, sendo que este pode ser definido como um prejuízo mecânico à uma ou às duas superfícies, geralmente envolvendo perda progressiva de material. Em muitos casos, o desgaste é prejudicial, levando a um aumento contínuo da folga entre as partes que se movimentam ou a uma indesejável liberdade de movimento e perda de precisão. A perda por de pequenas quantidades relativas de material por desgaste pode ser suficiente para causar a completa falha de máquinas grandes e complexas. Os processos de usinagem, de certa forma, permitem uma interpretação tribológica, onde a remoção de material, os mecanismos de formação de cavaco e a formação de superfícies é semelhante a interação entre duas superfícies com movimento relativo. Na lapidação um meio complementar age entre as superfícies, aumentando a remoção do par tribológico. Entretanto, assim como o atrito, altas taxas de desgaste são algumas vezes desejáveis, como em operações de lixamento e polimento ([http://www.villaresmetals.com.br/portuguese/files/FT\\_13\\_VD2.pdf](http://www.villaresmetals.com.br/portuguese/files/FT_13_VD2.pdf)).

O atrito é a resistência ao movimento entre duas superfícies em contato com movimento relativo, ou na iminência de movimento. Para o primeiro caso, o atrito é conhecido como atrito dinâmico cinético e o segundo, como atrito estático. O atrito estático é superior ao cinético. Em meios líquidos a viscosidade reflete a resistência ao movimento entre as camadas do fluido (GALLO).

Em algumas circunstâncias, o desgaste pode ser benéfico, como é o caso de amaciamento de superfícies novas, recém usinadas. Outro efeito benéfico é o caso da usinagem, na qual se objetiva a retirada de material proposadamente. Entretanto, em geral, o desgaste não é desejado, como no caso de máquinas operando em condições ótimas de ajustes. Nestas máquinas, o desgaste progressivo aumenta as folgas. Com isso, os sistemas começam a vibrar, surgem ruídos, os ajustes podem ser perdidos e, com o

decorrer do tempo, elas podem falhar (BERNARDI, 2011). Tradicionalmente são aceitos 4 modos de desgaste (Figura 3.8) (JOST, 1990).

Figura 3. 8: Modos de desgaste [25]



Modos de desgaste:

a) Adesivo: O desgaste adesivo é explicado pela perda progressiva de material dos corpos sólidos em movimento relativo a partir de suas superfícies que é iniciada pela adesão localizada entre estas superfícies. Sempre que duas superfícies iniciam movimento relativo, a força de atrito que tende a resistir este movimento ocorre devido à adesão entre as duas superfícies. A junção formada por adesão entre as superfícies em contato, eventualmente pode romper uma porção de material localizada em um ou em ambos os corpos, em regiões próximas às superfícies. Se a resistência à ruptura da junção em um corpo é maior que a resistência no outro, então poderá ocorrer a transferência de corpo para o outro. Se as junções fraturam, então, pode se formar uma tribocamada ou são formadas partículas fragmentadas que se desprendem dos corpos.

b) Abrasivo: O desgaste abrasivo é produzido por partículas duras ou protuberâncias forçadas contra e movendo-se ao longo de uma superfície sólida. O termo duro significa que a substância produzindo o desgaste é realmente mais dura que a superfície que está sendo danificada por desgaste. Esta maior dureza pode ser originada por partículas duras embutidas nos materiais (carbonetos, óxidos, nitretos) ou ser proveniente do aumento de dureza devido ao aumento da temperatura (aumento da dureza por precipitação).

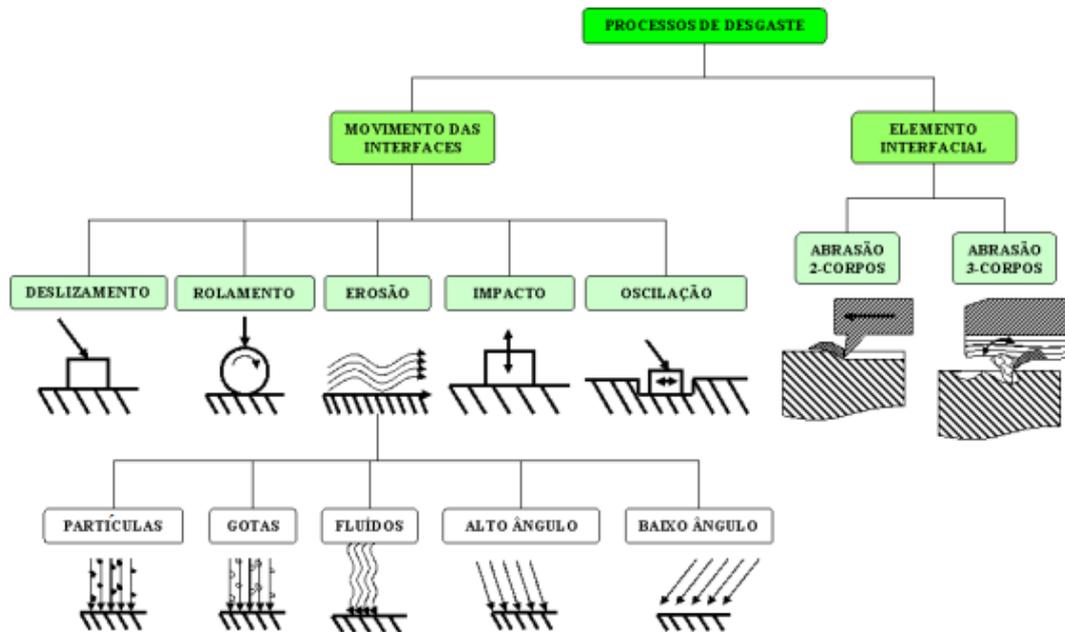
c) Fadiga: O desgaste por fadiga de material de um sólido é causado pelas tensões cíclicas produzidas pelo rolamento ou deslizamento de um corpo cilíndrico ou esférico sobre uma superfície. O exemplo mais típico de um sistema pré-disposto a este tipo de

desgaste é o desgaste da roda de um trem sujeito ao carregamento cíclico durante o seu movimento sobre o trilho. Neste caso, devido ao estado de tensões à que o material próximo à superfície é submetido, ocorrem trincas paralelas à superfície em regiões abaixo da superfície, normalmente em inclusões ou defeitos. Uma depressão será produzida quando esta trinca abaixo da superfície progride para a superfície, separando material da roda na forma de escamas.

d) Corrosivo: O desgaste corrosivo ocorre devido ao ataque químico de pelo menos uma das superfícies em trabalho, fragilizando e ocasionando a ruptura e a separação do óxido do corpo em questão, expondo uma nova camada do material virgem, que, novamente, tende a oxidar. É um processo cíclico e o material despreendido da superfície acaba, muitas vezes, por agravar o processo de desgaste (BERNARDI, 2011).

Cada modo de desgaste pode ocorrer através de diversos mecanismos. Cada um é descrito por consideração de mudanças complexas na superfície durante o movimento. Deve-se procurar entender muito bem cada mecanismo de desgaste, devido ele acontecer, geralmente, através de mais de um modo, como se pode verificar na Figura 3.9 (JOST, 1990; KATO, 2001). O estudo do movimento das interfaces é dado por: deslizamento, rolamento, erosão (partículas, gotas, fluidos, alto ângulo e baixo ângulo), impacto e oscilação; enquanto no estudo do elemento interfacial se analisa a abrasão de 2 ou 3 corpos.

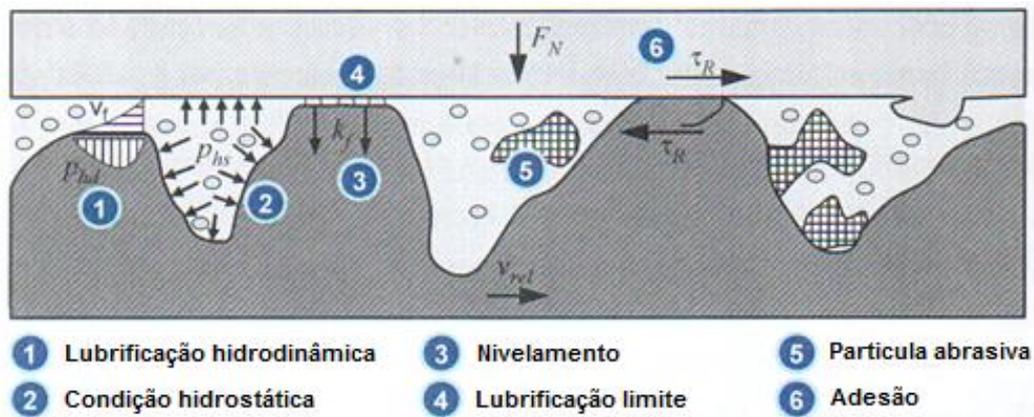
Figura 3. 9: Processos de desgaste em função do elemento interfacial e do tipo de movimento nas superfícies [24]



### 3.3.1 ATRITO E DESGASTE NO PROCESSO DE ESTAMPAGEM

A característica do sistema tribológico no processo de estampagem é principalmente a baixa velocidade relativa  $v_{rel}$ . Por isto uma completa lubrificação hidrodinâmica eficiente geralmente não pode ser estabelecida. Se a área de contato entre a chapa metálica e as partes ativas da ferramenta forem grandes, faz com que se tenham pressões de contato menores, permitindo assim, aplicações de líquidos e pasta lubrificantes. Predominantemente é encontrado o atrito misto no processo de estampagem. A Figura 3.10 mostra esquematicamente o atrito misto, caracterizado pela variedade de regimes de atritos locais, que se observam regiões onde regidas por condições hidrostáticas com atrito em fluidos, como também atrito multi-corpo. Isto pode, portanto, ser considerado como regime de atrito misto (GALLO; PANTALEÓN, TANAKA e BERNARDES, 2012).

Figura 3. 10: Mecanismos de atrito misto no processo de estampagem [12]

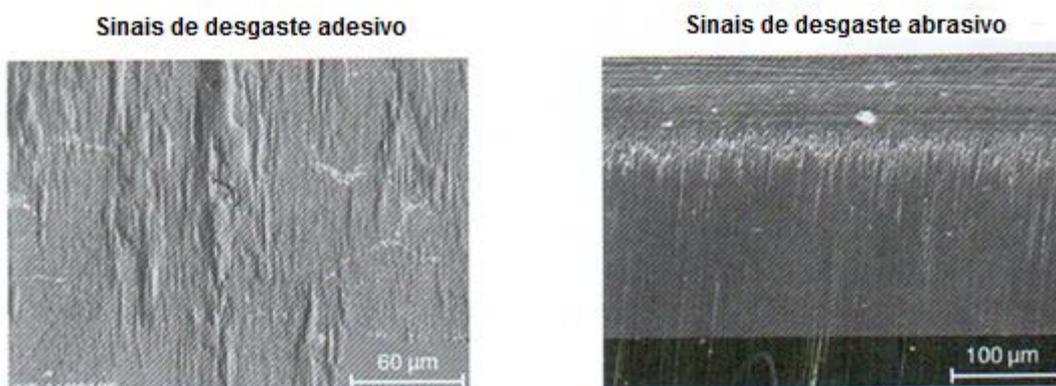


A característica da superfície da chapa de metal é um parâmetro tribologicamente relevante para a estampagem. Devido aos requisitos ambíguos, entretanto, sua funcionalidade sofre com a dicotomia. Por um lado, é necessário que a superfície tenha certa rugosidade para possibilitar o transporte de quantidades suficientes de lubrificante até a zona de processo. Além disto, certa rugosidade previne rugas nas flanges e rasgos nas partes inferiores. Por outro lado, uma superfície muito rugosa leva à um elevado atrito nas áreas do flange e causa uma pressão de contato localizada superelevada e com isto pode haver adesão (LANGE, 1990).

Na estampagem, um severo desgaste adesivo geralmente ocorre se o material da chapa metálica é significativamente mais dúctil que o material da correspondente ferramenta, como ocorre na estampagem de chapas de alumínio. Para estampagem de aços carbono, desgaste adesivo ocorre principalmente na etapa final do tempo de vida de ferramentas de estampagem (FOTES e CLÁUDIO, 2007).

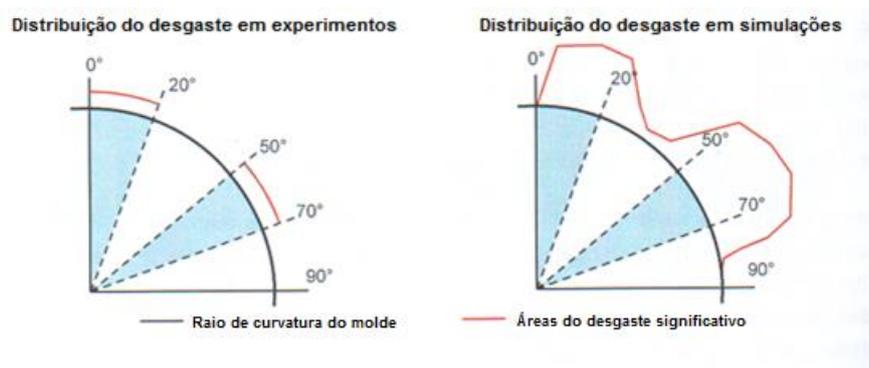
Na estampagem, as ferramentas são expostas a carregamentos mecânicos, térmicos e químicos, devido ao atrito e interação potencial com o lubrificante. Os mais significativos sinais de desgaste na estampagem são o desgaste adesivo e abrasivo, como mostrado na Figura 3.11. No desgaste adesivo, predomina transferência de material de uma superfície para outra, enquanto no desgaste abrasivo predomina a remoção de material da superfície. A soldagem fria ocorre na área do flange como também no raio do molde, que é também sujeito ao desgaste abrasivo. Estes sinais de desgaste são predominantemente causados por mecanismos de adesão e abrasão.

Figura 3. 11: Exemplos de desgastes adesivo e abrasivo, adaptado de [27]



Na estampagem profunda, o desgaste não é distribuído homogeneamente ao longo do raio de curvatura da matriz e do punção. Como representado pela Figura 3.12, concentrações de carregamento da ferramenta e assim concentrações de desgaste da ferramenta ocorrem principalmente em duas áreas do raio de curvatura, sendo aproximadamente os setores angulares entre  $0^\circ$  e  $20^\circ$  e  $50^\circ$  e  $70^\circ$  (GALLO).

Figura 3. 12: Distribuição de desgaste não homogêneo ao longo do raio de curvatura, adaptado de [27]



## 4 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

O processo de estampagem profunda é um dos processos de conformação de chapas mais antigos empregados na indústria e mesmo assim continua despertando o interesse de instituições de pesquisa e objetivando o seu desenvolvimento. Particularmente na Alemanha, um consórcio de instituições recebeu o apoio da Sociedade Alemã de Pesquisa – Deutsche Forschungsgemeinschaft – para, no escopo do projeto (Deutsche Forschungsgemeinschaft, 2000 - 2006) desenvolver as tecnologias específicas. A partir das necessidades aventadas, novas lacunas de desenvolvimento se apresentaram

a disponibilidade de novos processos, como o LSA, abrem novas perspectivas de aprimoramento desta tecnologia.

A pesquisa deste trabalho foi dividida em duas partes. A primeira parte da pesquisa é testar e avaliar influência da diferença de rugosidade apresentada nas matrizes não tratada e tratada pelo processo de *laser surface alloying*, na região do raio de curvatura da entrada da chapa, após serem submetidas a um número preestabelecido de ciclos de estampagem, objetivando simular uma situação que permita prever o tempo de vida destas ferramentas em uma aplicação industrial. Na segunda parte da pesquisa, foram preparadas cinco amostras por LSA com diferentes parâmetros de potência do laser, com o intuito de caracterizar e avaliar a camada formada, quanto à resistência ao desgaste, por meios de testes tribológicos.

#### **4.1 TRATAMENTO E CARACTERIZAÇÃO DAS MATRIZES DE ESTAMPAGEM**

Esta etapa do trabalho foi totalmente realizada no Instituto Fraunhofer IPT, localizado na cidade de Aachen, Alemanha.

##### **4.1.1 MATRIZ DE ESTAMPAGEM NÃO TRATADA POR *LASER SURFACE ALLOYING***

Para os ensaios comparativos iniciais foi utilizada uma matriz de estampagem profunda usada em uma aplicação típica da indústria automobilística, feita do aço X155CrVMo12 (A681 na norma ASTM). Este é um aço para trabalho a frio, amplamente usado em aplicações que exijam alta resistência ao desgaste, possuindo alta estabilidade dimensional, especialmente para condições abrasivas, alta resistência à compressão e boa tenacidade (DRAPER e POATE, 1985; BUDINSKI, 1988). A Tabela 1 a seguir, mostra os elementos constituintes deste aço.

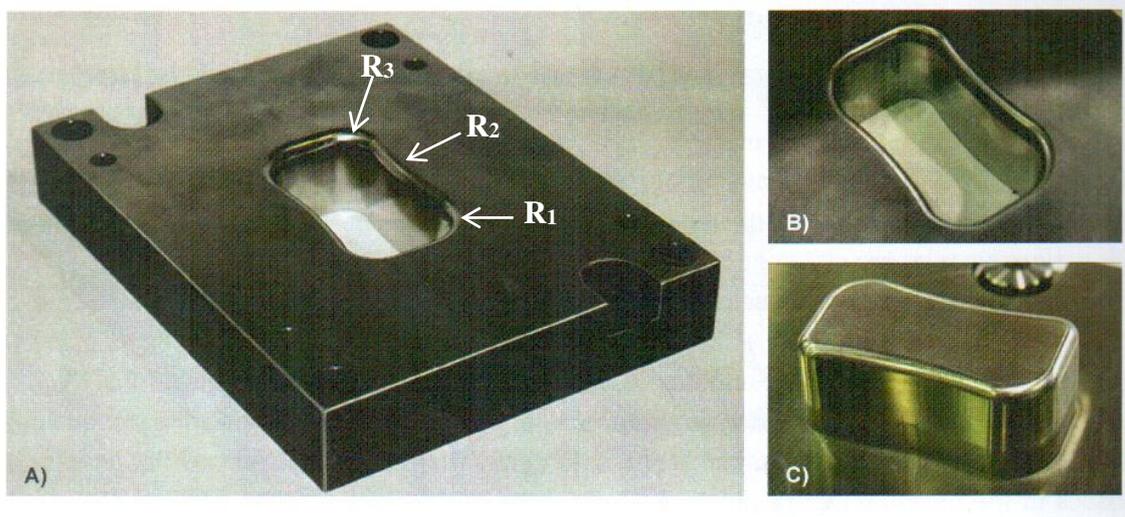
**Tabela 1: Composição química do aço A681 (nominal) (CARDARELLI, 2008)**

Elementos	Carbono	Cromo	Manganês	Molibdênio	Silício	Vanádio	Cobalto
Porcentagem (%)	1,55	11,8	0,40	0,80	0,30	0,80	0,19

O contorno da cavidade da matriz de estampagem possui três regiões ativas, caracterizadas por diferentes raios. O raio R<sub>1</sub> e R<sub>3</sub> são côncavos com raio de 10 mm e 20

mm respectivamente,  $R_2$  possui raio convexo com uma dimensão de 200 mm. As dimensões externas do molde da matriz de estampagem são de 290 x 220 x 45 mm, Figura 4.1.

**Figura 4. 1:** A) Matriz de estampagem; B) geometria do molde; C) o punção



A matriz e o punção foram montadas em um porta-estampo padronizado. Para o processo de estampagem o porta-estampo foi montado em uma prensa Schuler modelo KB-630 com força máxima de 6300 kN. A chapa empregada nos ensaios foi de aço S460MC (ou EN 1.0982), especificamente designado para conformações a frio, comumente usada na indústria automotiva para suspensões ou partes da carroceria. As Tabela 2 e Tabela 3 mostram a composição química e as propriedades mecânicas deste aço.

**Tabela 2: Composição química da chapa de aço S460MC (nominal) (www.matweb.com)**

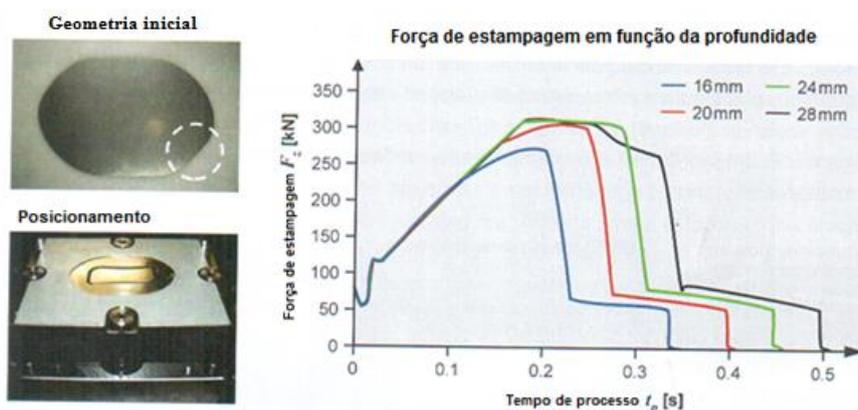
	Carbono	Manganês	Nióbio	Fósforo	Silício	Enxofre	Vanádio
Porcentagem (%)	0,10	1,6	0,08	0,025	0,15	0,01	0,1

**Tabela 3: Propriedades mecânicas da chapa do aço S460MC (www.matweb.com)**

	Tensão de escoamento	Resistência à tração	Alongamento total (espessura < 3 mm)	Alongamento total (espessura >3 mm)
S460MC	495 MPa	600 MPa	14 %	17 %

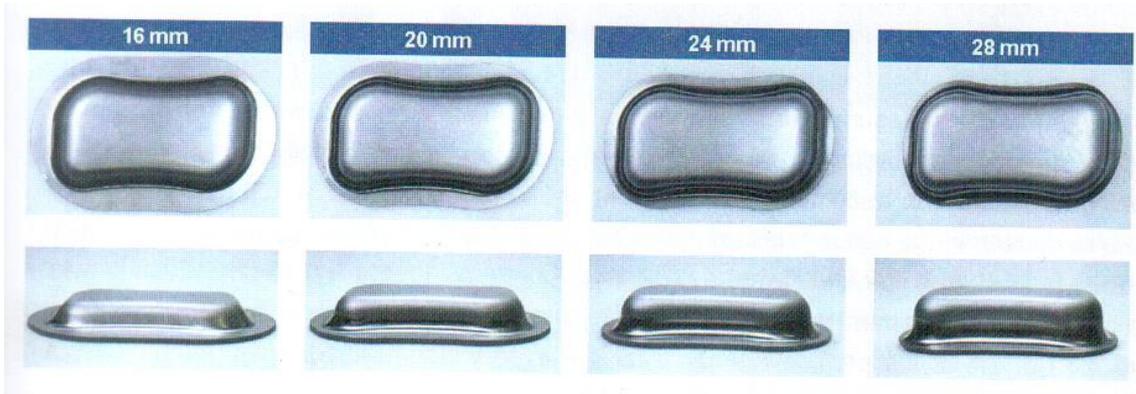
Para realizar este processo foi utilizada uma chapa com espessura de 3 mm. A força de estampagem profunda foi verificada em estudos anteriores do grupo de pesquisas do Fraunhofer IPT de Aachen. O comportamento da força de estampagem profunda como função da profundidade de estampagem é mostrado na Figura 4.2. A maior sollicitação foi verificada para uma profundidade de estampagem de 24 mm e de 28 mm. Devido a estampagem com um curso de 24 mm representar a maior sollicitação da ferramenta, representando o processo mais severo e o maior desgaste da peça, esta profundidade de estampagem foi escolhida para todos os ensaios de desgaste da ferramenta de estampagem.

**Figura 4. 2: Geometria inicial da chapa, posicionamento da chapa sobre a matriz e o comportamento da força de estampagem em função do tempo de estampagem para diversas profundidades de estampagem, adaptado de [17]**



O resultado da estampagem com diferentes cursos de estampagem é mostrado na Figura 4.3. Um aumento do curso de estampagem eleva a força de estampagem e há uma diminuição da aba no contorno do copo formado.

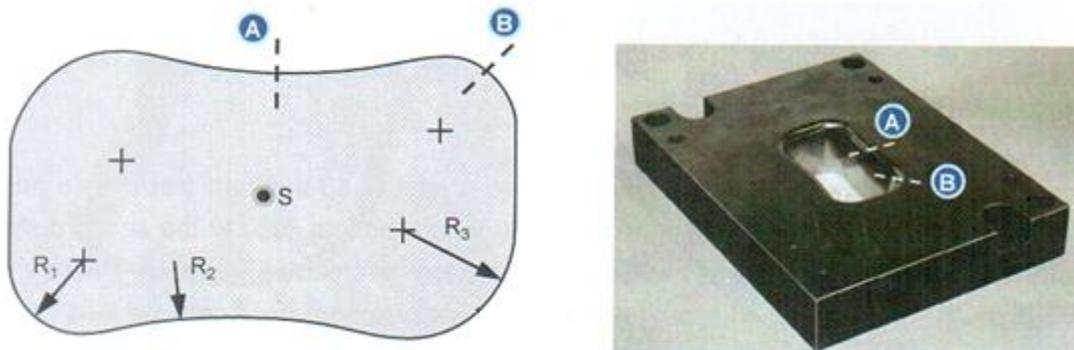
Figura 4. 3: Geometria dos copos estampados em relação ao aumento da força de prensagem, [17]



Os ensaios de estampagem consistiram em estampar mil peças, sendo que a cada cem peças a matriz era desmontada e levada ao laboratório para medir a rugosidade em duas áreas distintas do raio de curvatura da matriz, vistas na Figura 4.4. Antes de cada estampagem a matriz e a chapa eram lubrificadas com óleo.

#### 4.1.2 MEDIÇÃO DA RUGOSIDADE

Figura 4. 4: Posições em que foram medidas as rugosidades [17]



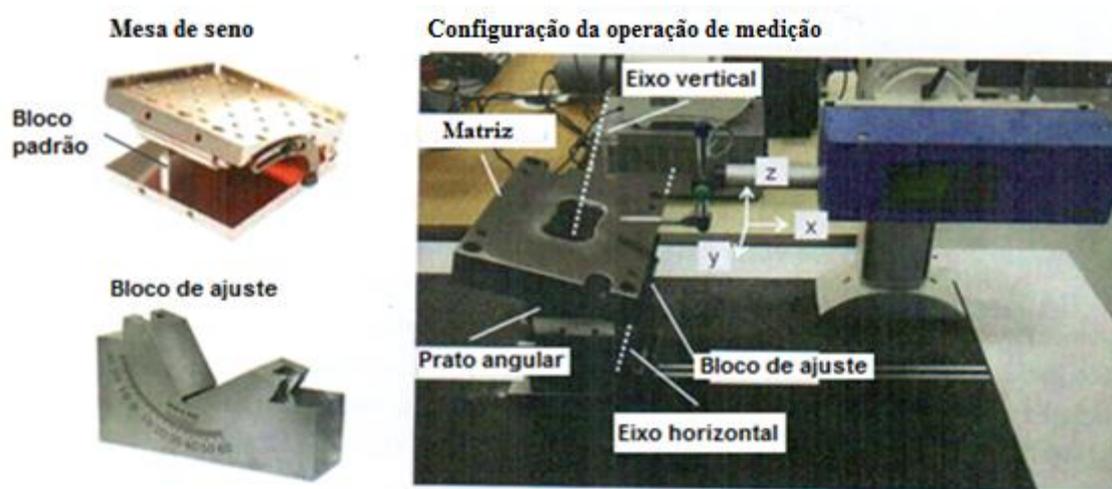
A rugosidade foi medida no sentido do escoamento do material da chapa sobre a borda da matriz. Para medir a rugosidade foi usado um perfilômetro T8000R da HOMMEL-ETAMIC. A medição de rugosidade foi feita nas áreas A e B da matriz como mostrado na Figura 4.4, de forma a cobrir todo o raio de curvatura da matriz em uma largura de 3 mm. A profundidade máxima que o apalpador do perfilômetro consegue atingir na medição, que é também o que define a resolução de profundidade é de 0,8 mm. Na Tabela 4 seguem os dados técnicos do perfilômetro.

Tabela 4: Dados técnicos do perfilômetro HOMMEL-ETAMIC T8000

Comprimento de medição	Resolução	Máx desvio de linearidade	Profundidade máxima	Resolução de medida
120 mm	0.1 $\mu\text{m}$	<0.4 $\mu\text{m}$ / 120 mm	0.8 mm	0.05 $\mu\text{m}$

Para garantir que a rugosidade possa ser determinada ao longo de todo o raio de curvatura da matriz, o percurso foi dividido em quatro setores angulares correspondentes de rotação: 15°, 40°, 65° e 90°. O posicionamento e orientação do molde na mesa de medida foram conseguidos usando-se uma mesa de seno e um bloco de ajuste angular com assento em formato de “V”, além de blocos padrão, para posicionar o ângulo correto na mesa de seno, como mostrado na Figura 4.5.

Figura 4.5: Mesa de seno, bloco de ajuste e matriz montada na mesa para medição com perfilômetro



A mesa de seno empregada permite um ajuste angular entre os ângulos de 0° até 65°. O ângulo de 90° foi ajustado posicionando a matriz sobre a sua superfície lateral, normal a face da matriz. A região de medição A foi situada na região da flecha máxima da lateral da matriz e a área B foi situada na região central do raio de um dos cantos da matriz, também chamada de posição azimutal. A Figura 4.4 mostra as posições em que foram medidas as rugosidades.

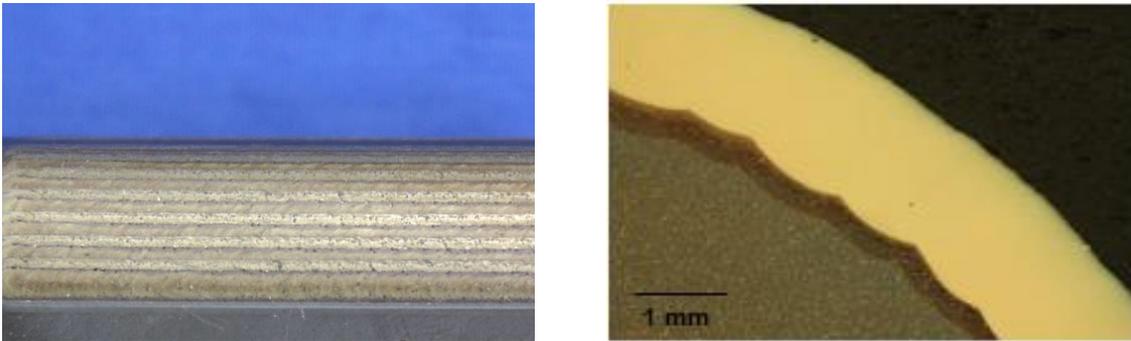
#### **4.1.3 MATRIZ DE ESTAMPAGEM TRATADA POR *LASER SURFACE ALLOYING***

Depois de estampadas mil peças feitas e as devidas medições de rugosidade, foi preparada uma segunda matriz, com as mesmas dimensões da primeira, mas que teve a região do raio de entrada tratado pelo processo LSA. Com esta matriz também foram estampadas 1000 peças e foram efetuadas medições de rugosidade nas mesmas duas regiões correspondentes. O laser utilizado para este tratamento é um laser de diodo Nd. YAG da Laserline de 6 kW e comprimento de onda de 1064 nm. Todo o processo de tratamento da superfície com o laser é feito em uma máquina especificamente preparada de cinco eixos, da marca Alzmetall.

Antes de fazer o tratamento de LSA em uma peça, é feito um estudo prévio para definir qual o tipo de particulado mais adequado para o processo, assim como quais os parâmetros do processo do laser devem ser usados. Os parâmetros que podem ser modificados no processo de LSA são basicamente a velocidade de avanço e a potência do laser e tipo e vazão do particulado. Antes do tratamento da matriz, foram realizados ensaios com diferentes parâmetros em amostras do mesmo aço. Com estes ensaios é possível definir quais as melhores condições para tratar esta matriz, fazendo com que a amostra fique com uma profundidade de tratamento adequada, livre de bolhas ou imperfeições visíveis na superfície e sem presença de trincas. Para analisar as amostras tratadas, estas são submetidas a testes com líquido penetrante, para certificar a ausência de trincas. As amostras foram cortadas e embutidas, para avaliar a camada tratada transversalmente e, com isto, medir a profundidade de camada e verificar a presença de alguma imperfeição. A amostra que for obtida dentro dos padrões julgados como ideais para a aplicação é escolhida e seus parâmetros utilizados na matriz requerida. Os parâmetros usados neste trabalho não podem ser fornecidos devido a um termo de sigilo com a empresa.

Após finalizado o processo de LSA, nota-se que a superfície tratada fica mais rugosa, com linhas do caminho do laser visíveis e com uma cor característica, vistos na Figura 4.6. Por isto é necessário um processo de usinagem posterior ao tratamento, para dar um acabamento adequado à superfície da matriz, preparando a superfície para a estampagem. Esta usinagem consiste em tirar cerca de 0,2 mm da camada, sendo suficiente para deixar a superfície menos rugosa e não afetar muito a profundidade da camada.

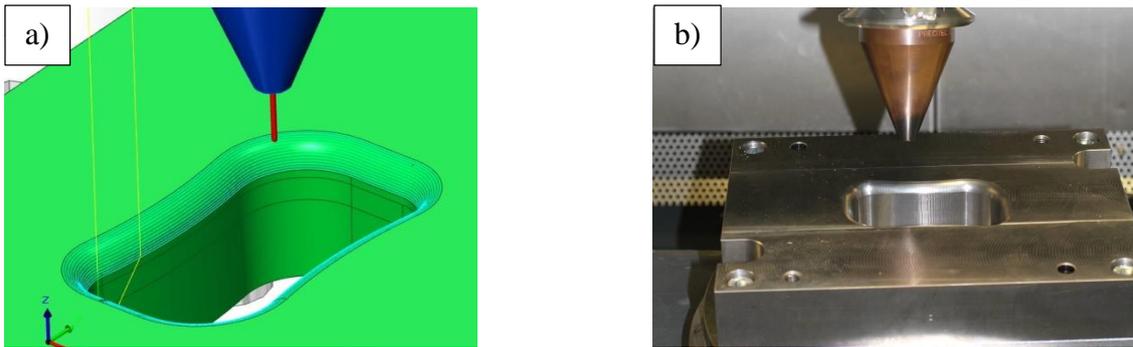
**Figura 4. 6:** a) Superfície após o término do processo de LSA e b) metalografia do corte transversal da mesma peça



O particulado usado neste processo foi uma mistura de WC-Cr-Co, devido as partículas possuírem alta dureza, baixo coeficiente de expansão térmica e, devido a presença do cromo e do cobalto, boa plasticidade (TONG , LI, *et al.*, 2012). Ao decorrer de diversas pesquisas foi visto que este é uma liga que demonstrou ter bons resultados em quase todas as aplicações nos diferentes tipos de aços. A composição deste particulado, dada pelo fornecedor é de aproximadamente 86% de WC, 5% de Cr e 6% de Co. A análise deste particulado também foi feita neste trabalho e será mostrada nas discussões deste assunto.

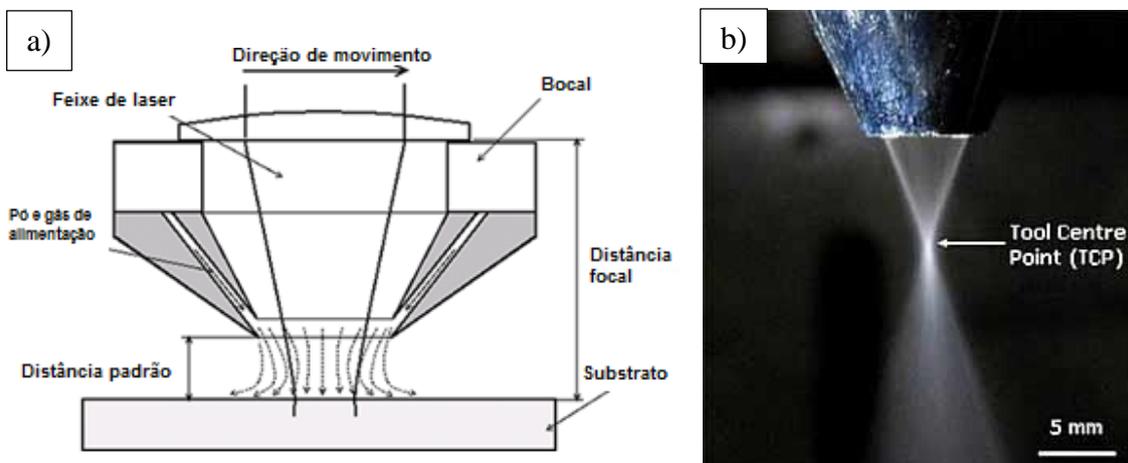
Após definido o tipo de material de adição e os parâmetros a serem utilizados, a matriz foi tratada pelo processo de LSA. Para tratar a matriz na máquina, é necessário preparar o programa que irá rodar na máquina do laser. Este programa é feito com base em uma simulação em CAD 3D, que mostra qual o caminho que o laser irá seguir ao longo da superfície da matriz, como visto na Figura 4.7. Esta simulação é importante para conferir se não haverá colisões entre a máquina e a peça, além do tempo que irá levar. O caminho que o laser irá percorrer ao longo da peça também afeta a qualidade final do processo, pois ele influencia no aquecimento e resfriamento da peça, podendo afetar na microestrutura formada e na qualidade da camada tratada.

Figura 4. 7: a) Simulação CAD 3D do processo laser e b) matriz na máquina pronta para o tratamento a laser



O processo do LSA consiste basicamente, em fundir a camada próxima a superfície da peça metálica com o auxílio de uma fonte externa de energia, no caso o laser. Ao mesmo tempo em que a superfície está sendo fundida, o material de adição é soprado no foco do laser e misturado com o material líquido na região próxima à superfície da peça. A adição de material no foco do laser é obtida por um conjunto de bicos e gases usados nesta máquina. O bico ejetor é formado por dois troncos de cone de cobre, montados coaxialmente um dentro do outro, como mostrado na Figura 4.8. O feixe do laser é direcionado por uma fibra óptica, passa por um conjunto de lentes dentro do cabeçote e é liberado pelo centro dos funis. O material particulado passa entre os dois funis e com o auxílio de um gás inerte (argônio), é soprado em formato de um cone, diretamente ao foco do laser. O gás serve tanto para levar o pó à peça, quanto para proteção evitando que o oxigênio do ar ou qualquer outra impureza possa contaminar a liga formada na camada limite e, com isto, minimiza os efeitos de oxidação da zona tratada.

Figura 4. 8: a) Representação esquemática da alimentação do pó e do laser para a região de trabalho e b) foto mostrando o escoamento do pó metálico na atmosfera



Após o tratamento de LSA e a usinagem, foram feitos testes de líquido penetrante, para conferir se houve formação de trincas e avaliar a qualidade da superfície tratada. Depois disto, foram feitas mil estampagens com a matriz. Este procedimento foi feito da mesma forma que com a primeira matriz, em que a cada cem estampagens foram medidas a rugosidade nas duas mesmas regiões.

Os resultados das duas séries de estampagens foram comparados entre si seguindo os seguintes protocolos: fazendo uma análise visual entre as duas superfícies, analisando as forças de estampagem ao longo das mil estampagens, comparando o desgaste medido e com o auxílio de um programa, gerar e comparar imagens em 3D de ambas as superfícies.

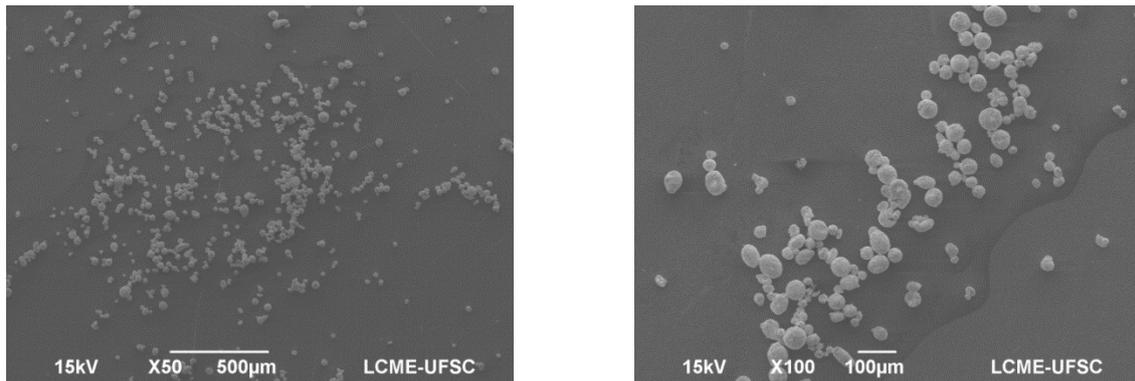
## **5 RESULTADOS E DISCUSSÕES**

### **5.1 ANÁLISES DO PARTICULADO**

Como já dito anteriormente, o material de adição utilizado no processo LSA foi um pó composto de WC-Cr-Co. Este pó é fornecido pela empresa Stark BmBH juntamente com os dados técnicos de tamanho de partícula e composição química. Os dados fornecidos pela empresa dizem que a composição química do pó, em peso é de precisamente: 85,16% de WC, 5,18 % de Cromo e 6,07 % de Cobalto, com o tamanho de partícula variando entre 20 e 53  $\mu\text{m}$ . Para confirmar estes dados, foram feitas as mesmas análises em laboratório.

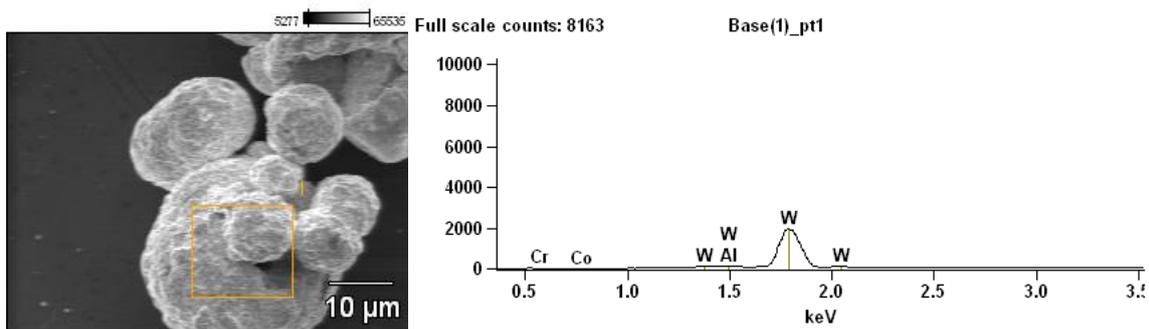
Uma análise no microscópio eletrônico de varredura (MEV) foi feita neste pó e com isso obtida a imagem que pode ser vista na Figura 5.1. O aparelho utilizado é da marca Jeol e modelo JSM-6701F do Laboratório Central de Microscopia Eletrônica da UFSC. Com esta técnica é possível a observação da morfologia das partículas, quantificação de seus tamanhos e dispersividade.

**Figura 5. 1: Micrografia de MEV do pó de WC-Cr-Co em dois aumentos**



Com a análise do MEV é possível identificar o particulado, vendo que as partículas estão bem desagregadas e possuem um tamanho entre 30 e 50 µm, medidos pelo programa Adobe Reader em uma amostragem de 50 partículas, confirmando os dados fornecidos pela empresa. Para realizar a análise de Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS) foi utilizado uma sonda da marca EDAX, com detector do modelo Sapphire Si(Li), com uma tensão de aceleração de 15 kV. Nesta análise de composição, foram obtidos os seguintes valores em peso da composição química: 86,9 % de WC, 4,75 % de Cromo e 8,35 % de Cobalto (Figura 5.2). Na Tabela 5 foram comparados os resultados do fornecedor do pó com os obtidos no laboratório. Estes valores também confirmam a veracidade da composição química do particulado.

**Figura 5. 2: Análise de EDS da amostra; local da análise e perfil de energia gerado**



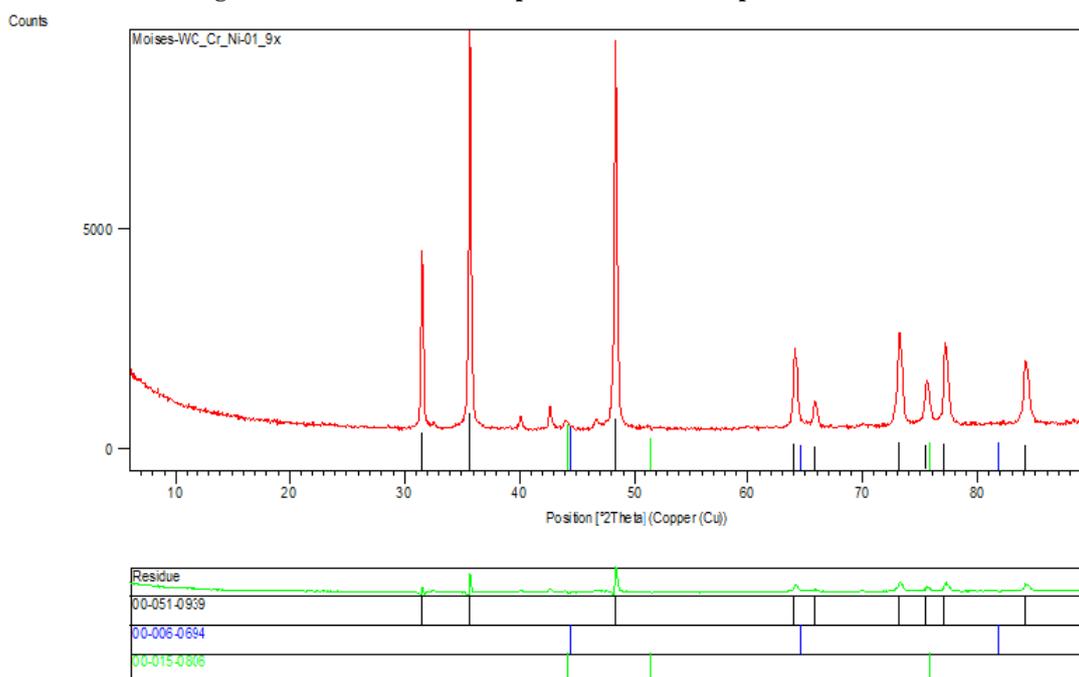
**Tabela 5: Comparação dos dados do pó fornecidos pela empresa com os dados analisados**

	WC (%)	Cr (%)	Co (%)	Tamanho de grão
Dados do fornecedor	85,16	5,18	6,07	20 - 53 µm
Dados medidos	86,9	4,75	8,35	30 - 50 µm

Análise de Difração de Raios X (DRX) também foi feita no pó composto. Esta técnica serve para verificar as fases cristalinas constituintes do particulado. O equipamento utilizado para o ensaio foi um difratômetro da marca PANalytical, modelo X'PERT MPD-PRO, na geometria  $\theta - 2\theta$  com potência de 45 kV por 40 mA, utilizando radiação de cobre com  $\lambda = 1,5418 \text{ \AA}$ . No caminho óptico incidente foram utilizadas, respectivamente, fendas soller de 0,04 rad, divergente de  $\frac{1}{4}^\circ$  e  $\frac{1}{2}^\circ$  e máscara de largura de feixe de 10 mm. No caminho difratado estão, também respectivamente, máscara de largura de feixe de 5 mm, soller de 0,04 rad, filtro de níquel e um detector CCD linear com 128 canais. A identificação dos picos foi feita através do programa X'PERT HIGHSCORE PLUS utilizando o banco de dados ICDD PDS-2.

Com esta análise foi possível identificar três fases distintas no pó, vistos na Figura 5.3. Fases estas que corroboram o que era esperado encontrar no particulado, sendo elas o carbeto de tungstênio (WC), Cobalto (Co) e o cromo (Cr). De acordo com o cartão JCPDS 00-051-0939 a fase cristalina do WC, com picos mais intensos em  $31,5^\circ$ ,  $35,8^\circ$  e  $48,2^\circ$ , encontrada neste particulado tem estrutura hexagonal. O Co, de acordo com o cartão JCPDS 00-015-0806, tem estrutura cristalográfica hexagonal de face centrada Fm3m e o Cr tem fase cristalina, de acordo com o cartão JCPDS 00-006-0694, cúbica de corpo centrado Lm3m. No perfil de raios X encontrado, há ainda alguns picos de muito baixa intensidade de alguma impureza não identificada.

**Figura 5. 3: Perfil de raio X do particulado usado no processo de LSA**

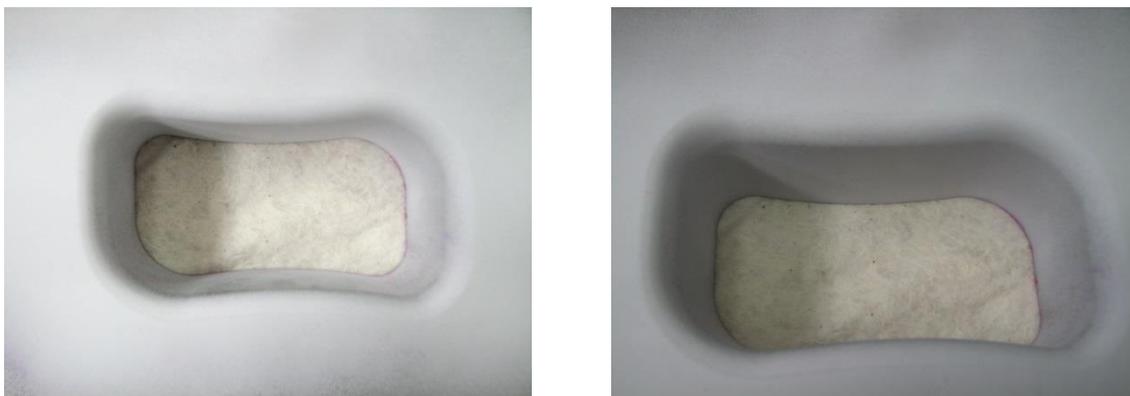


## 5.2 ANÁLISES DA FERRAMENTA

### 5.2.1 ENSAIO DE LÍQUIDO PENETRANTE

A primeira análise feita na matriz após o término do tratamento com LSA foi o ensaio não destrutivo de líquido penetrante. Este ensaio serve para detectar discontinuidades superficiais de materiais isentos de porosidade. A técnica consiste em aplicar na superfície limpa um líquido chamado de penetrante, que possui muito baixa viscosidade e geralmente uma cor avermelhada. Este líquido penetra nas trincas e se infiltra por capilaridade após algum tempo depois de aplicado. Após alguns minutos o excesso deste líquido deve ser limpo da superfície e então aplicado um revelador, geralmente formado por um pó fino branco (talco), que pode ser aplicado seco ou em suspensão em algum líquido. O revelador age absorvendo o penetrante das discontinuidades e revelando-as. Quando este revelador estiver seco, as indicações de trincas podem ser observadas, caso exista.

**Figura 5. 4: Fotos do ensaio de líquido penetrante na matriz tratada por LSA**



Pode se observar na Figura 5.4 como ficou a matriz tratada após o processo de LSA, depois do ensaio de líquido penetrante. Este ensaio não mostrou nenhuma trinca superficial aparente, sendo apresentada por uma superfície totalmente branca, cor característica do revelador. Com isso, pode-se dizer que o tratamento superficial de LSA neste caso, estava dentro dos padrões desejados.

### 5.2.2 ANÁLISE VISUAL

Uma análise simples, mas que pode dizer muita coisa sobre a qualidade do processo é a análise visual comparando a superfície das duas matrizes, após ambas serem submetidas às 1000 estampagens. Tanto na posição A quanto na posição B da matriz não

tratada, depois das 1000 estampagens, pelas Figura 5.5 e Figura 5.6, pode-se ver nitidamente a presença de uma superfície altamente rugosa, escura e áspera. Enquanto na matriz tratada por LSA, após as 1000 estampagens, a superfície continua lisa, brilhante e livre de rugosidade visível.

Figura 5. 5: Fotos da área A das matrizes sem tratamento e tratada pelo processo de LSA

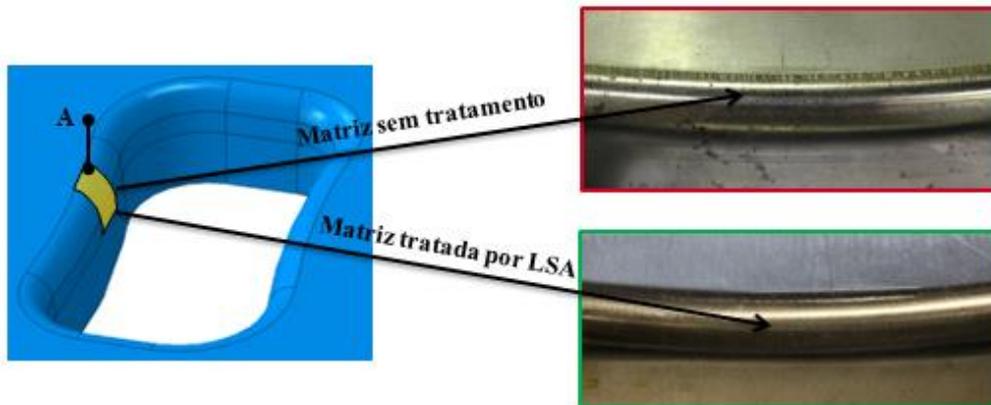
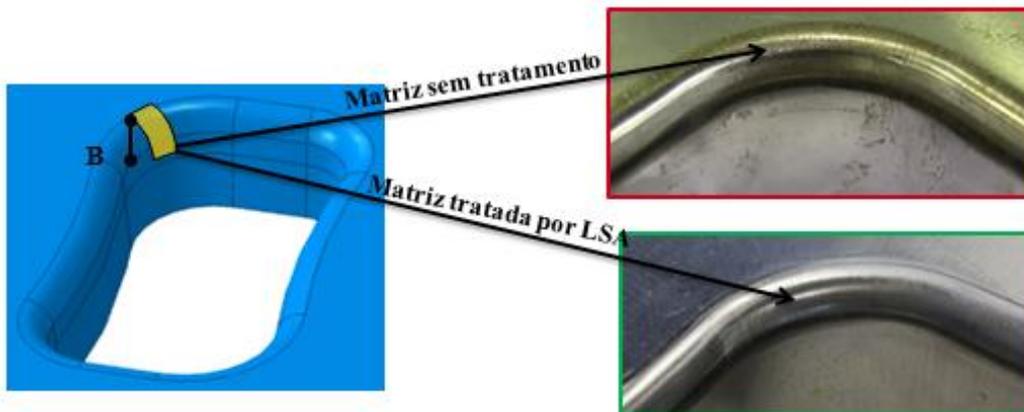


Figura 5. 6: Fotos da área B da matriz sem tratamento e tratada pelo processo de LSA



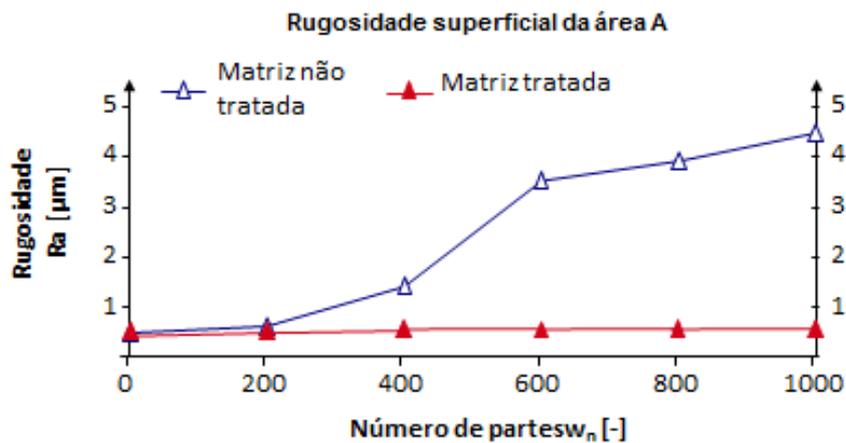
Conclui-se que, visivelmente, o processo de LSA melhorou a resistência ao desgaste da ferramenta tratada. A presença de uma superfície pouco rugosa é um indicativo de que o tempo de vida desta ferramenta irá superar o de uma ferramenta comum. O que pôde ser observado na matriz tratada foi apenas uma leve perda de material, mas que não acarretou em danos físicos graves da superfície.

### 5.2.3 ANÁLISE DA RUGOSIDADE

Os valores de rugosidade são dados muito importantes para esta pesquisa. Estes dados ajudam a provar a eficácia do processo em valores reais. A perda progressiva de material devido ao desgaste abrasivo vista na análise visual é agora provada pelas medidas

obtidas nas medidas de rugosidade pelo perfilômetro. O máximo valor de rugosidade encontrado no estudo foi na região de entrada da área A da matriz, medida no ângulo de 15°. Esta região está em destaque na Figura 5.11. Na Figura 5.7 pode se ver o gráfico de comparação do desenvolvimento dos dados de rugosidade entre a matriz tratada e não tratada.

Figura 5. 7: Comparação entre o desenvolvimento da rugosidade nas superfícies das matrizes não tratada e tratada na área A



A matriz não tratada tem sua rugosidade superficial crescente ao longo de todo o processo, sendo que há um aumento moderado da rugosidade de 0 a 400 partes e de 600 a 1000 partes estampadas. Quantitativamente falando, estes aumentos foram ambos na ordem de 1 µm, indo de 0,5 a 1,5 µm e de 3,5 a 4,5µm respectivamente. Entre 400 e 500 partes estampadas, nota-se um incremento maior da rugosidade, na ordem de 2 µm, indo de 1,5 para 3,5 µm.

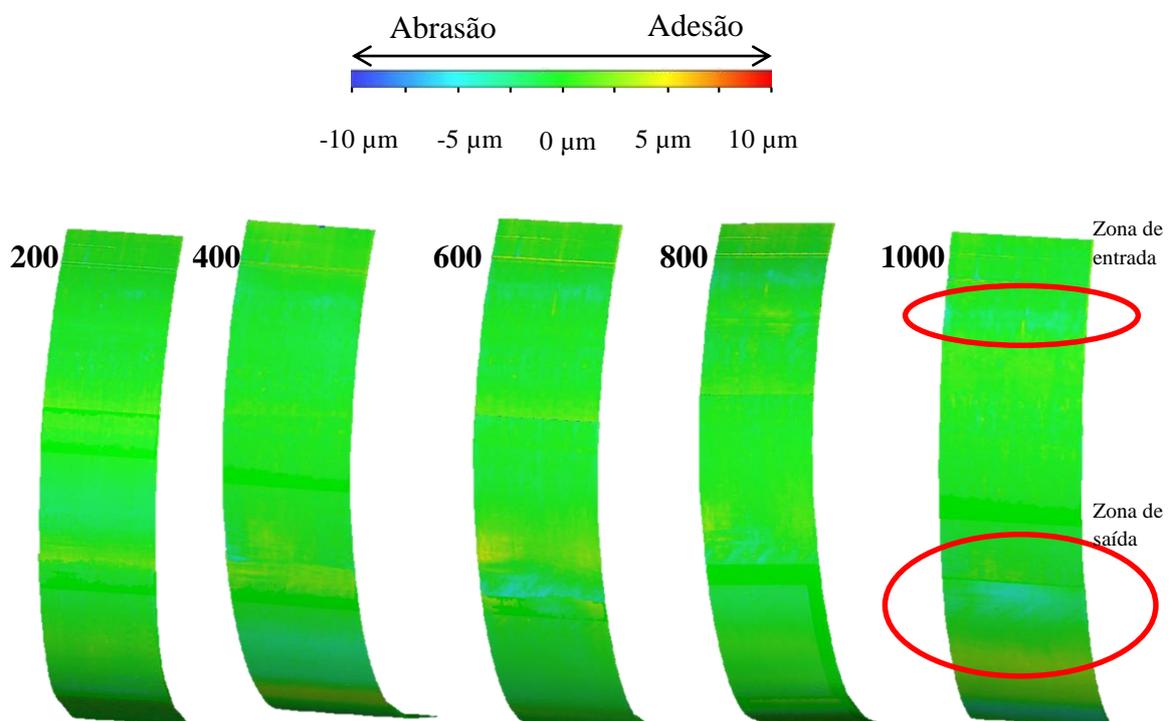
Enquanto isto, pode se perceber que a rugosidade da matriz tratada foi praticamente constante durante todo o processo, não havendo mudanças significativas da rugosidade superficial. Este valor se manteve sempre próximo a 0,5 µm, sendo na ordem de 4 µm ou nove vezes menor que o valor da rugosidade da matriz não tratada. Estes resultados comprovam que o processo de LSA realmente melhora a resistência superficial da ferramenta com relação ao desgaste, provados pela baixa rugosidade apresentada após mil estampagens da matriz.

#### 5.2.4 ANÁLISE DO DESGASTE

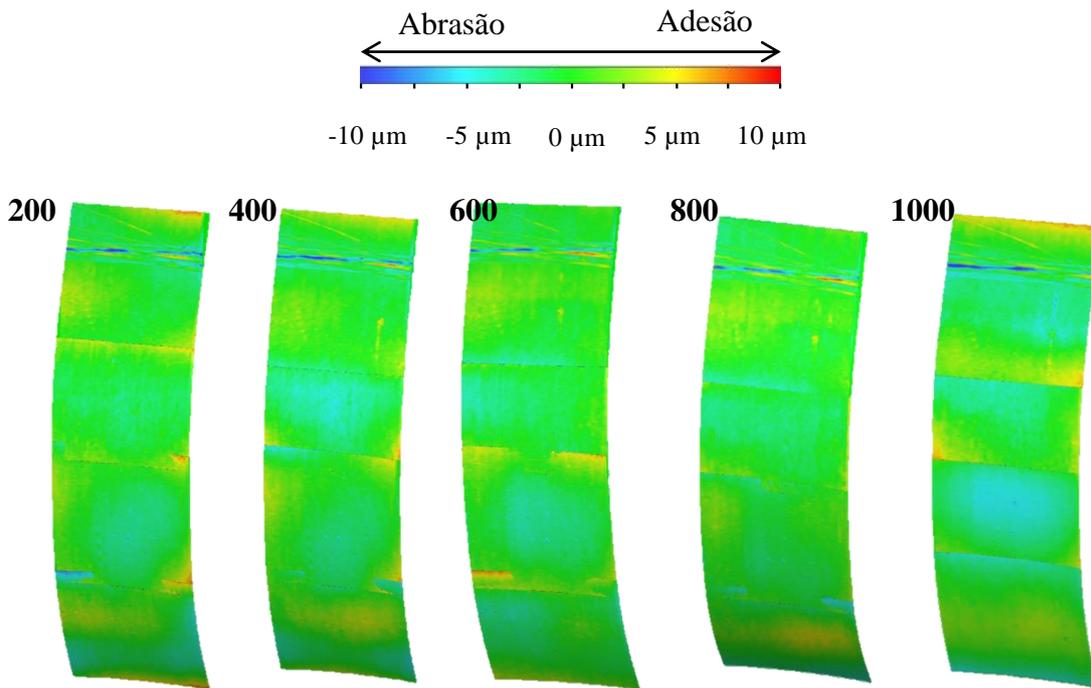
Os dados de desgaste obtidos foram tratados pelo programa 3D RESHAPER, a fim de transformar os valores encontrados em imagens em 3D, que facilitam a

visualização e melhoram a caracterização da superfície da matriz. Este programa transforma os chamados pontos de nuvens em uma imagem que pode ser orientada, posicionada e tratada de acordo como desejado. Como já explicado na seção 4.1.2, cada área de medição foi dividida em quatro diferentes ângulos 15°, 45°, 60° e 90°, para garantir que o raio da superfície seja completamente medido. Com isto têm-se quatro diferentes medidas que formam uma área e, através deste programa é possível sobrepor e alinhar as medidas formando uma imagem única representativa da superfície medida. Deve-se frisar que para obter estes dados de forma que os resultados tenham confiabilidade, é necessário que as medidas sejam feitas sempre e exatamente nos mesmos pontos. Para isto, marcas de auxílio foram feitas em pontos estratégicos da peça, permitindo assim, que as medidas fossem sempre feitas começando e terminando nos mesmos lugares. É possível ver a seguir o progresso do desgaste das áreas A e B, com formato 3D nas Figura 5.8 e Figura 5.9. Vide as áreas da Figura 4.4.

**Figura 5. 8: Desenvolvimento da medida de desgaste no ponto A da matriz tratada por quantidade de peças estampadas**

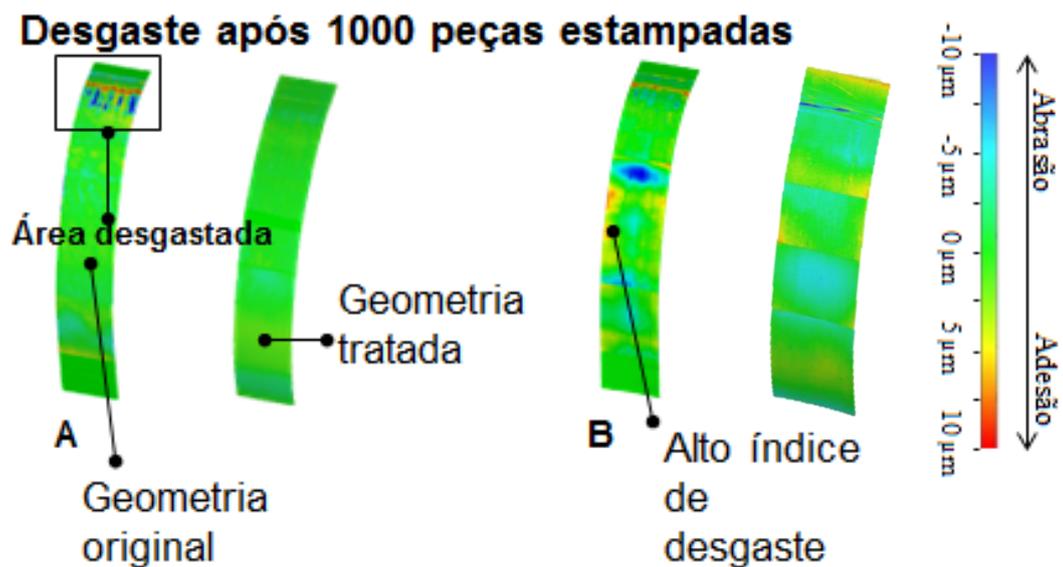


**Figura 5. 9: Desenvolvimento da medida de desgaste no ponto B da matriz tratada por quantidade de peças estampadas**



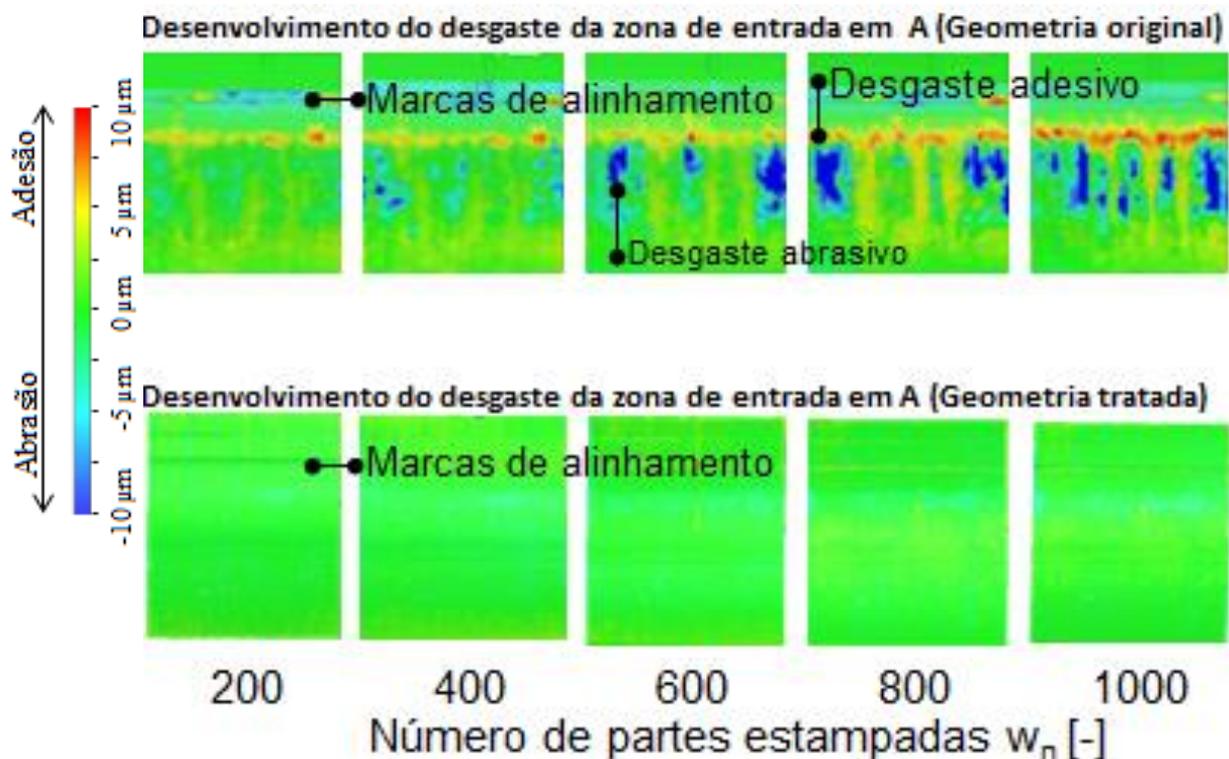
O que pode se notar por estas imagens é que não houve um forte aumento do desgaste ao longo do desenvolvimento do processo, praticamente se mantendo constante em quase todo o progresso de estampagem. Na área A se nota um pequeno aumento do desgaste abrasivo tanto na área de entrada quanto na área de saída do raio da matriz, como pode se ver pelos círculos destacados na figura. O valor de desgaste máximo, de acordo com a grade de cores é de aproximadamente 5 μm. Na área B nota-se que o desgaste tanto abrasivo quanto adesivo é maior que na área A e foi aumentando ao longo do processo em toda a região de contato do raio. Diferente da área A maior concentração do desgaste abrasivo deu-se no centro do raio. Os valores máximos de desgaste após as mil estampagens, tanto abrasivo quanto adesivo ficam próximos de 5 μm, apesar de ter alguns pontos próximos de 10 μm, como pode ser visto pela grade de cores. Uma comparação do desgaste analisado entre as imagens em 3D obtidas das ferramentas não tratada e tratada foi feita. Estas imagens são indicadores que reforçam a eficácia do processo de LSA na resistência ao desgaste, visto na Figura 5.10.

Figura 5. 10: Imagens demonstrando a medição da matriz no ponto A e comparação do desgaste dos pontos A e B da superfície da matriz



Comparando a superfície da matriz não tratada com a tratada, nota-se, na área A uma grande diferença do desgaste, principalmente na zona de entrada e na zona de saída do molde. É possível ver um alto desgaste tanto abrasivo quanto adesivo agindo na geometria original, chegando a valores próximos de 10 µm. Na área B, nota-se um desgaste maior principalmente na região central do raio, onde o desgaste adesivo e abrasivo também são encontrados em valores na ordem de 10 µm. Enquanto isso, na superfície tratada houve uma redução considerável visível do desgaste, comparado com a superfície original. Com finalidade de comparar mais pontualmente o desgaste entre as duas ferramentas, uma comparação da zona de entrada entre as ferramentas não tratada e tratada foi feita, devido ao máximo desgaste da área ser encontrado neste ponto. Pode ser analisada na Figura 5.11, a seguir:

Figura 5. 11: Comparação entre a zona de entrada da área A das matrizes não tratada e tratada



Analisando esta figura é possível então, dizer que a zona de entrada da área A na matriz não tratada mostra um crescimento do desgaste abrasivo e adesivo ao longo de todo o desenvolvimento das mil peças. Após 200 estampagens nota-se um leve desgaste adesivo logo abaixo e paralelo a marca de alinhamento, além de pequenos outros pontos de desgaste. Com 400 partes estampadas o desgaste adesivo é um pouco acentuado e abaixo o desgaste abrasivo começa a ficar mais forte. Depois de 600 peças o desgaste abrasivo fica mais evidente que o adesivo, com grandes manchas em azul no centro da figura. Em 800 estampagens o desgaste abrasivo fica mais forte e pontos vermelhos evidenciando o desgaste adesivo aparecem ao longo da linha abaixo da marca de alinhamento. Após as 1000 peças percebe-se que o desgaste abrasivo é maior que o adesivo nesta área, mas os dois tipos são danosos para a superfície. Os valores de desgaste neste caso passam de 10  $\mu\text{m}$  tanto para abrasão quanto para adesão.

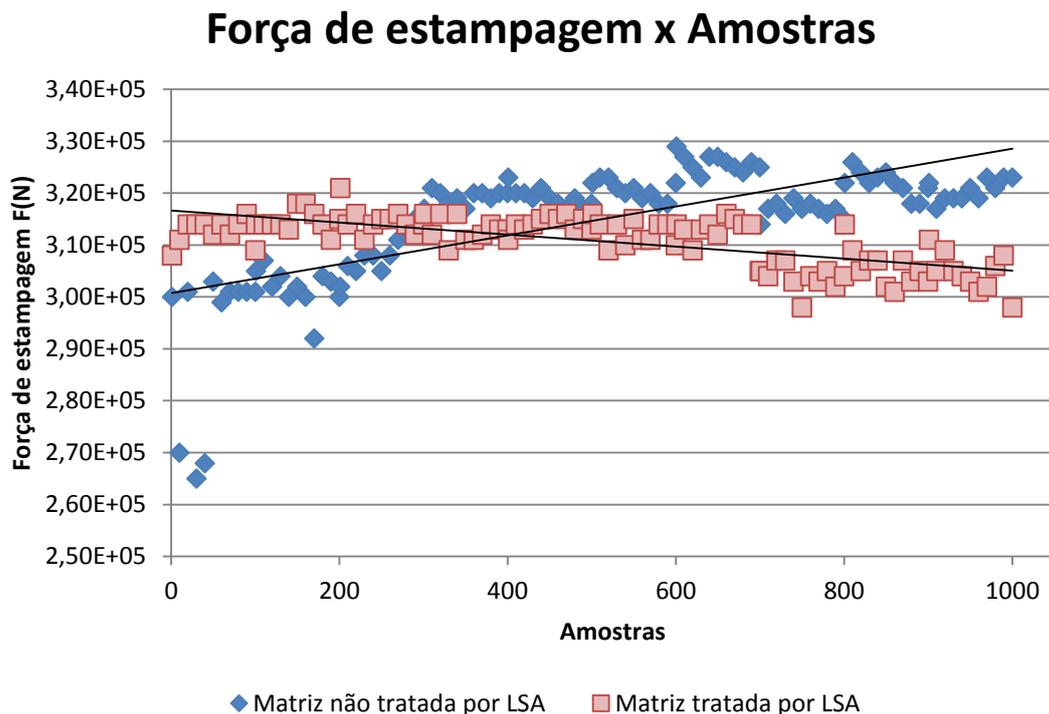
Na matriz tratada, percebe-se apenas um leve aumento do desgaste abrasivo, em torno de 5  $\mu\text{m}$  na região logo abaixo da marca de alinhamento, mesma região em que houve desgaste adesivo na ferramenta não tratada. Observa-se então uma redução significativa do desgaste da região tratada. Existe uma diferença clara entre os dois

processos que, com isso, confirma que o processo de LSA reduz o desgaste do processo de estampagem da matriz em proporções elevadas. Este processo de otimização superficial, portanto, promove um aumento no tempo de vida das ferramentas de estampagens.

### 5.2.5 ANALISE DAS FORÇAS DE ESTAMPAGEM

Enquanto o processo de estampagem era efetuado, foi medido com o auxílio de um equipamento Kistler 9091 a força que a prensa fez para realizar o processo de estampagem. Este aparelho usa um sensor pizoelétrico para medir a força de estampagem. O equipamento foi instalado na base superior da prensa e os valores da força de prensagem foram medidos a cada dez peças estampadas. As medições foram feitas nas duas matrizes da mesma forma e os valores obtidos estão comparados na Figura 5.12.

Figura 5. 12: Gráfico força de estampagem x amostras das matrizes não tratada e tratada pelo tratamento de LSA



Pode-se dizer, analisando o gráfico, que a matriz não tratada pelo processo de LSA, tem um aumento gradativo da força de prensagem no decorrer da estampagem. Este aumento da força de prensagem ocorre, provavelmente, porque no desenvolvimento do processo, a rugosidade superficial aumenta, devido ao aumento do desgaste abrasivo e

adesivo. Esta rugosidade faz aumentar o atrito entre a chapa e a matriz, o que dificulta o processo de estampagem, necessitando mais força para vencer este maior atrito. O fato de a prensa necessitar uma força maior para o mesmo processo mostra que a qualidade superficial da matriz não é satisfatória, influenciando inclusive em um maior gasto energético por parte da prensa. Chegando ao final do processo, necessitar de forças de aproximadamente  $3,2 \times 10^5$  N. Além disto, a qualidade superficial dos copos estampados é prejudicada, devido à alta rugosidade da superfície do molde, deixando-os com riscos superficiais aparentes. Já a matriz tratada pelo processo de LSA teve uma leve redução da força necessária para estampar as peças ao longo do processo até 700 peças. De 700 até 1000 peças a força de estampagem é praticamente constante, atingindo valores mínimos no final do processo de menos de  $3 \times 10^5$  N. Notou-se que a qualidade superficial dos copos estampados era também muito melhor que o da matriz sem tratamento. Esta redução de força de estampagem na prensa pode ocorrer porque durante o processo, esta superfície tratada fica tão dura, que o desgaste imposto pelo processo não deixa a superfície rugosa, desgastando a superfície homogênea, facilitando a estampagem. Este é outro indicador de que o processo de LSA melhora a resistência superficial da ferramenta podendo, inclusive, reduzir a energia elétrica utilizada pela prensa em comparação com a estampagem de uma matriz comum não tratada.

#### **5.2.6 CONCLUSÕES**

Análise do pó tanto no MEV, quanto por DRX confirmaram a veracidade dos dados fornecidos pela empresa, tanto no tamanho da partícula, quanto na composição do particulado;

Pelo ensaio de líquido penetrante foi possível concluir que o tratamento de LSA criou uma superfície homogênea, livre de trincas superficiais na matriz;

Pela análise visual é possível concluir que o tratamento de LSA realmente reduz a perda de material por desgaste, visto pelas imagens que após mil estampagens a superfície apresenta baixa rugosidade, diferente da amostra sem o tratamento de LSA;

No gráfico da análise de rugosidade é possível verificar quantitativamente o sucesso do tratamento de LSA, em que a rugosidade é cerca de nove vezes menor na matriz tratada;

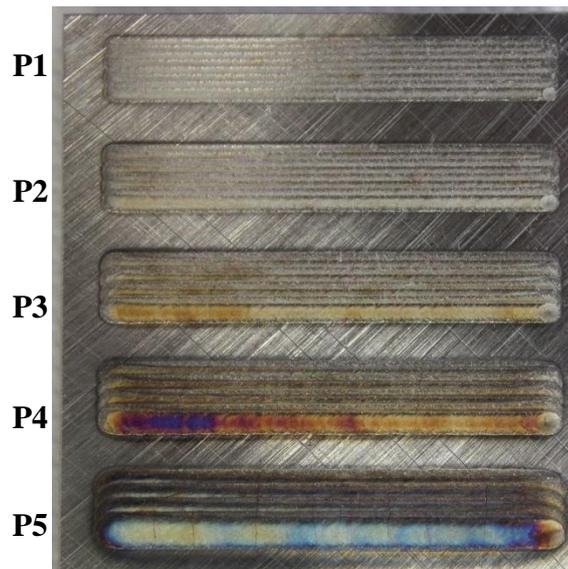
Pelas análises de desgaste nas imagens 3D é possível concluir que realmente a matriz sem o tratamento de LSA sofre, após mil estampagens, muito mais com o desgaste em sua superfície. Tendo marcas muito mais severas de desgaste abrasivo e adesivo, ao comparada com a amostra tratada, onde se percebe apenas um desgaste sutil com pouca variação tanto de adesão quanto de abrasão.

Na análise de forças de estampagens é possível concluir que, a prensa reduz a força de estampagem longo das mil estampagens na matriz tratada por LSA, ao comparada com a matriz não tratada. Reduzindo inclusive, custos de energéticos gerados pelo processo.

### **5.3 ANÁLISES DAS AMOSTRAS**

Com a finalidade de avaliar a influência da variação da potência do laser no processo de LSA, foram feitas cinco diferentes amostras com o mesmo aço usado na matriz (A681), variando de uma potência muito baixa até uma muito alta, incluindo entre elas, a potência utilizada na matriz. A peça utilizada para estes processos tem dimensão de 80 x 60 x 20 mm. Os valores de fluxo e composição do pó além da velocidade de avanço do feixe do laser permaneceram constantes. Nenhum dos valores usados no processo podem ser revelados neste trabalho, devido ao acordo de confidencialidade com o instituto de pesquisa Fraunhofer IPT, onde foram realizados os trabalhos. Por isso as amostras serão identificadas apenas por P1, P2, P3, P4 e P5, em que o P1 é o parâmetro com a potência mais baixa e P5 com a potência mais alta do laser, como pode ser visto na Figura 5.13. Cada amostra é formada por cinco trilhas contínuas do laser, com uma sobreposição entre elas de 50%, criando uma área de 55 x 10 mm, com espaço de 0,5 mm entre cada campo. O objetivo desta pesquisa é estudar se a diferença de potência, além de influenciar na profundidade das camadas, pode influenciar em outros aspectos como: na composição entre as amostras e ao longo da camada, na dureza ao longo da camada, se há mudança de fase cristalina entre as amostras e, principalmente, se irá influenciar no desgaste superficial. Para isso, as amostras serão caracterizadas por ensaios tribológicos e comparadas entre si quanto ao volume desgastado e atrito gerado em cada camada.

**Figura 5. 13: Foto dos cinco diferentes parâmetros do LSA**



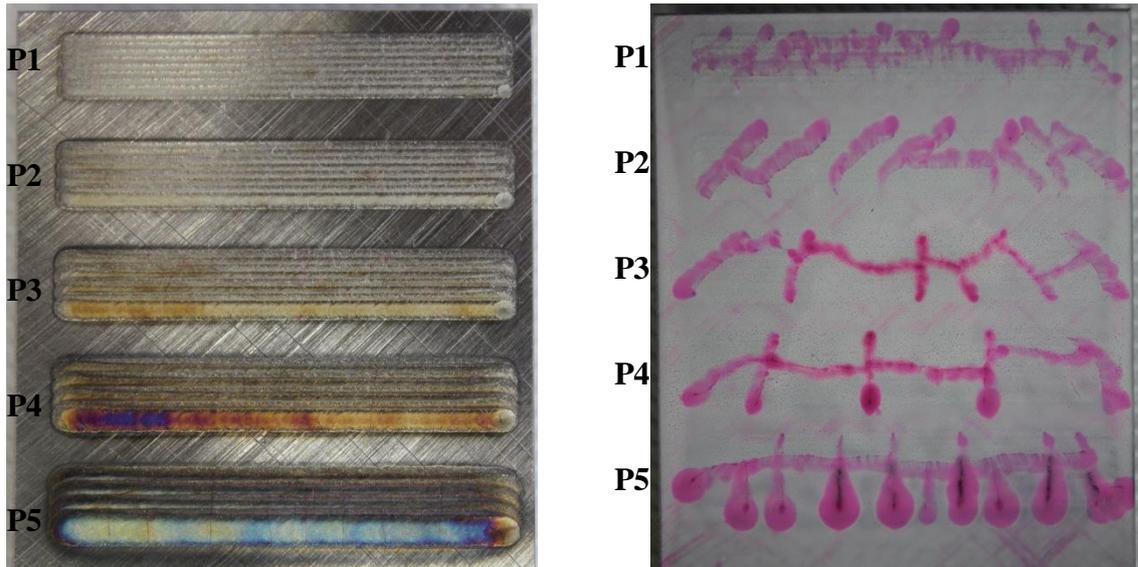
Para conseguir analisar a camada tratada por LSA transversalmente foi necessário preparar as amostras para embuti-las. A preparação foi feita separando os campos uns dos outros e cortando-os ao meio e em pedaços menores com 10 x 12 x 20 mm, para poder caber no corpo de prova de metalografia (bolacha de baquelite). Para cortá-las, foi usado uma cut-off com disco de carbeto de silício. Na seção transversal da peça é possível caracterizar a amostra por microscopia eletrônica de varredura (MEV), espectroscopia de energia dispersiva (EDS), microdureza ao longo da camada e por difração de raios X (DRX). A parte restante da peça foi usinada 0,1 mm da superfície, com a finalidade de planificar a peça e diminuir a rugosidade superficial.

### **5.3.1 ANÁLISE VISUAL**

Após os cinco processos terem sido concluídos, logo se notou presença de trincas nos campos tratados das amostras, que seriam confirmados pelo teste de líquido penetrante. Estas trincas apareceram provavelmente porque os campos foram feitos muito próximos uns dos outros e não foi esperado o tempo suficiente para o resfriamento de cada parâmetro. Nesta parte da pesquisa não vamos entrar a fundo no problema das trincas, pois o objetivo principal é avaliar a camada tratada como já dito anteriormente, em relação a alguns fatores, dentre eles composição e desgaste.

Dito isto, a Figura 5.14 mostra como ficou o aço logo após o tratamento de LSA e após o teste com líquido penetrante. Os processos foram feitos de forma crescente da potência, visto na figura de cima para baixo e o processo inicia, em todos os casos, na parte superior esquerda da amostra e termina no canto inferior direito, onde pode ser visto, inclusive, uma pequena marca.

**Figura 5. 14: Fotos da peça com cinco diferentes parâmetros (esquerda) e da peça após o ensaio com líquido penetrante (direita)**



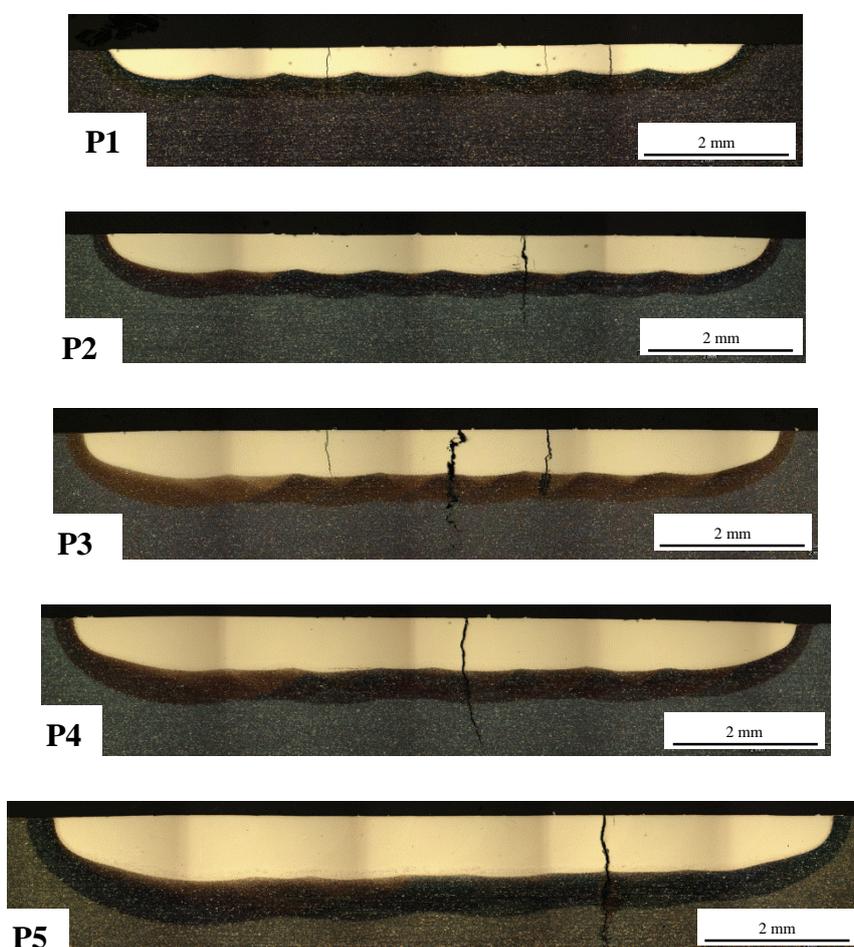
Pela imagem é possível analisar que a potência mais fraca tem suas linhas mais finas e mais claras e uma rugosidade menor e quanto mais à potência aumenta, mais as linhas ficam espessas, com aspecto de queimado e mais rugosas. Notou-se que nas amostras P4 e P5, as últimas linhas tem uma coloração azulada, diferente das linhas iniciais, típicas de um processo de oxidação. A veracidade desta informação e os efeitos desta diferença serão analisados na seção 5.3.6.4.

Pela análise de trincas é possível ver que todos os parâmetros apresentaram trincas ao longo do campo e quanto maior a potência maior espessura e profundidade das trincas. Como este trabalho é apenas para analisar a camada tratada, não foi necessário refazer os testes. Caso o processo tivesse que ser replicado em uma ferramenta os testes teriam que ser refeitos corretamente até ficarem livres de trincas.

### 5.3.2 ANÁLISE MICROGRÁFICA

Para analisar a camada tratada pelo processo LSA transversalmente foi necessário preparar as amostras para embuti-las. A preparação foi feita separando os campos tratados pelo laser uns dos outros e cortando-os ao meio e em pedaços menores, para poder caber no corpo de prova de metalografia (bolacha de baquelite). Para cortá-las, foi usado uma cut-off com disco de carbeto de silício. As camadas tratadas variam de espessura de acordo com a potência do laser, como pode ser visto pela Figura 5.15.

Figura 5. 15: Micrografia dos cinco parâmetros P1, P2, P3, P4 e P5



Tirando o fato das trincas, as camadas mostraram ser bem homogêneas. Pode-se ver que todas as amostras além da camada tratada apresentam uma zona escura logo abaixo, chamada de zona termicamente afetada (ZTA). Esta zona é uma região em que o calor gerado pelo processo a laser na superfície consegue atingir e mudar a microestrutura desta região, apresentando uma área rica em martensita (GAARD, KRAKHMALEV e

BERGSTRÖM, 2008). Nota-se que a espessura da camada tratada aumenta com o aumento da potência do laser, assim como a espessura da ZTA. Em P1, devido a menor potência do laser, é possível ver alguns pontos pretos ao longo da camada. Estes pontos são inclusões de WC. Em P2 ainda há pequenas inclusões, mas já em número bastante reduzido. De P3 até P5 a camada apresenta uma estrutura homogênea, variando apenas a espessura da camada e da ZTA. Nota-se entre a ZTA e a camada tratada uma subcamada sedimentada, analisada mais a fundo posteriormente nesta seção. A espessura da camada tratada, da subcamada sedimentada e da ZTA foram medidas com o auxílio de uma ferramenta apropriada de análise de imagem, encontrada no Adobe Acrobat e seus valores postos na Tabela 6 a seguir:

**Tabela 6: Espessura da: camada tratada, subcamada sedimentada e ZTA, das amostras P1, P2, P3, P4 e P5**

	P1	P2	P3	P4	P5
Espessura da camada tratada (mm)	0,35	0,55	0,67	0,74	0,80
Espessura da subcamada sedimentada ( $\mu\text{m}$ )	0	70	90	100	110
Espessura da ZTA (mm)	0,28	0,34	0,40	0,47	0,54

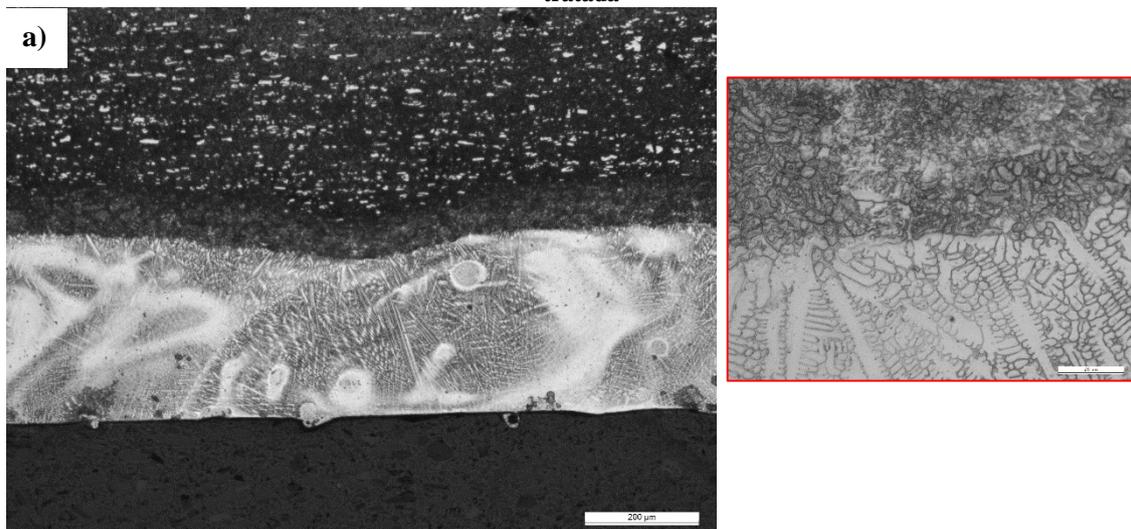
Analisando os valores da Tabela 6 é possível confirmar que potências maiores acarretam a uma maior profundidade de camada tratada e da ZTA. Devido a sobreposição de 50% dos trilhos do laser, a amostra aqueceu bastante e formou uma ZTA espessa. Percebe-se que há a formação e aumento da espessura da camada de WC sedimentada ao final da camada tratada. Este aumento deve-se a maior viscosidade da poça fundida, devido ao incremento da potência.

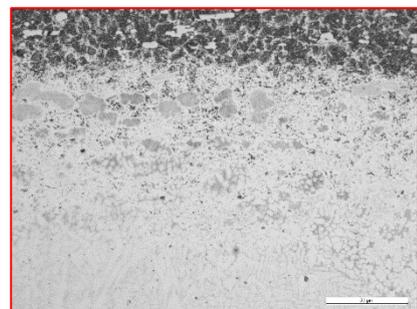
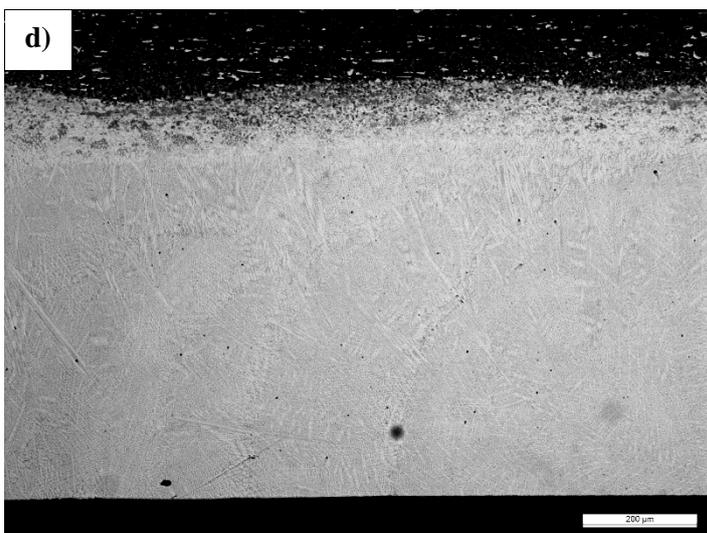
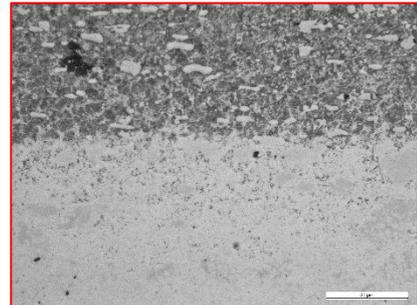
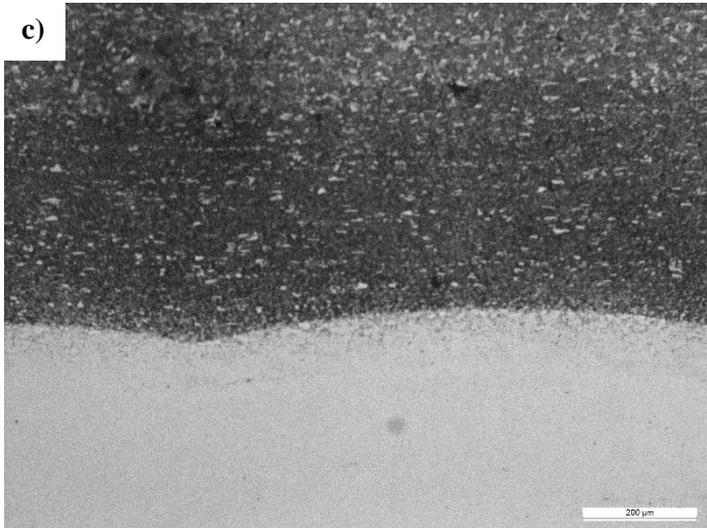
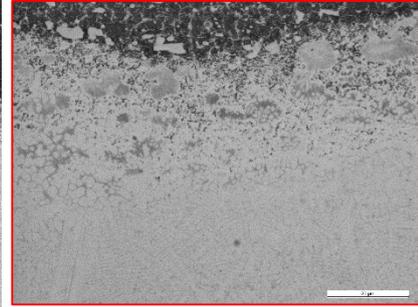
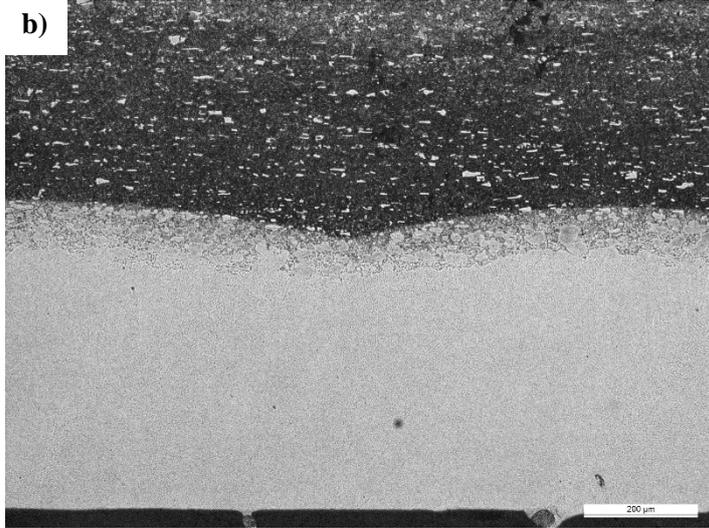
Na micrografia da amostra P1, vista na Figura 5.16, pode-se observar uma camada tratada de 330  $\mu\text{m}$  e uma zona termicamente afetada por volta de 280  $\mu\text{m}$ . Na camada tratada observam-se partículas de WC com tamanho variando entre 22 até 50  $\mu\text{m}$  bem dispersas; nota-se que seus tamanhos são quase os mesmos das partículas originais do pó adicionado. Estas partículas são capeadas por uma camada que aponta na ideia de que a solidificação foi diferente ao redor das partículas não fundidas de WC. A matriz austenítica (confirmada pelos resultados de XRD na seção 5.3.4) da camada tratada apresenta dendritas colunares com aproximadamente 100  $\mu\text{m}$  de comprimento, que crescem na interface da ZTA com a camada tratada, preferencialmente perpendicular à superfície. O resto da camada é intermediado por uma estrutura de dendritas finas. No

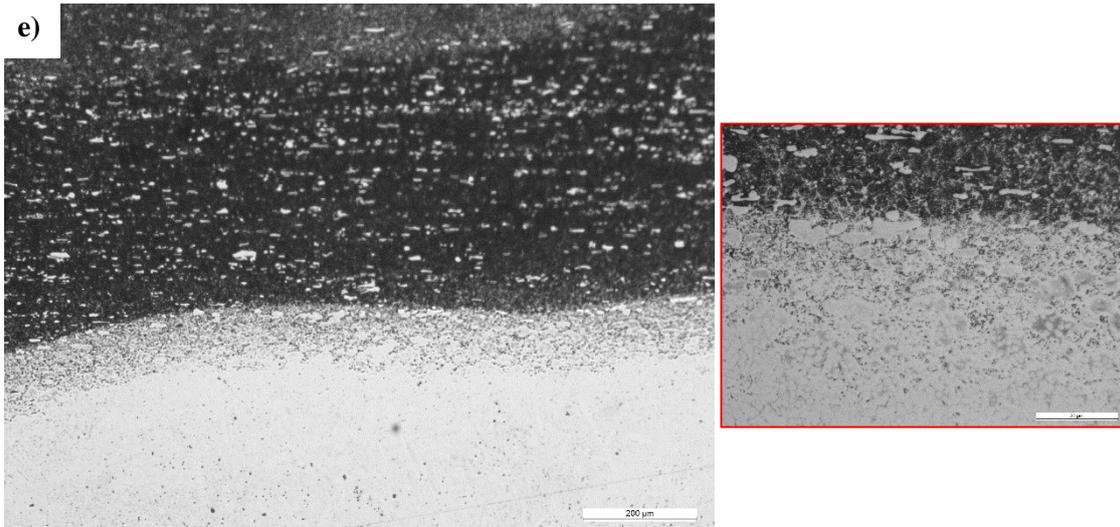
detalhe da Figura 5.16 a) observa-se o começo do crescimento das dendritas colunares; também mostra uma microestrutura refinada da ZTA com grãos finos de 2 a 7  $\mu\text{m}$  de diâmetro. A Figura 5.16 b) mostra a micrografia da amostra P2, obtida com 33% a mais de potência do laser. A camada tratada apresenta a mesma estrutura dendritica da amostra P1, mas agora as partículas cerâmicas de WC estão sedimentadas formando uma subcamada de 70  $\mu\text{m}$  (ver na Tabela 6) na interface da camada tratada com a ZTA. A espessura de ambas camadas, tratada e ZTA, em P2 cresceram e seus valores também estão dispostos na Tabela 6. As amostras P3, P4 e P5 obtidas pelo aumento progressivo da potência do laser mostraram um comportamento similar entre elas. Nas micrografias vistas nas Figuras 5.16 c) até d) observa-se o aumento da espessura das camadas tratadas e da ZTA, assim como a presença da camada sedimentada de partículas de WC ao final da camada tratada.

Com o incremento da potência do laser a poça fundida cresce em profundidade e também em temperatura localizada. A diminuição da viscosidade do líquido e o aumento do movimento de convecção propicia a sedimentação observada das partículas de WC. Com o aumento da potência do laser, as partículas cerâmicas começam a dissociar seguindo:  $\text{WC} \rightarrow \text{W}_2\text{C} + \text{C}$  (também observado por XRD) ocasionando a diminuição de seu tamanho. O carbono livre liberado estabiliza no ferro martensítico que proporciona o crescimento da dureza e estabiliza a estrutura dendritica. O decrescimento das partículas de WC pode ser seguido nos detalhes das Figuras 5.16 a) até e).

**Figura 5. 16: Imagens micrográficas de a) até e) (P1 a P5) e detalhes da interface entre a ZTA e a camada tratada**





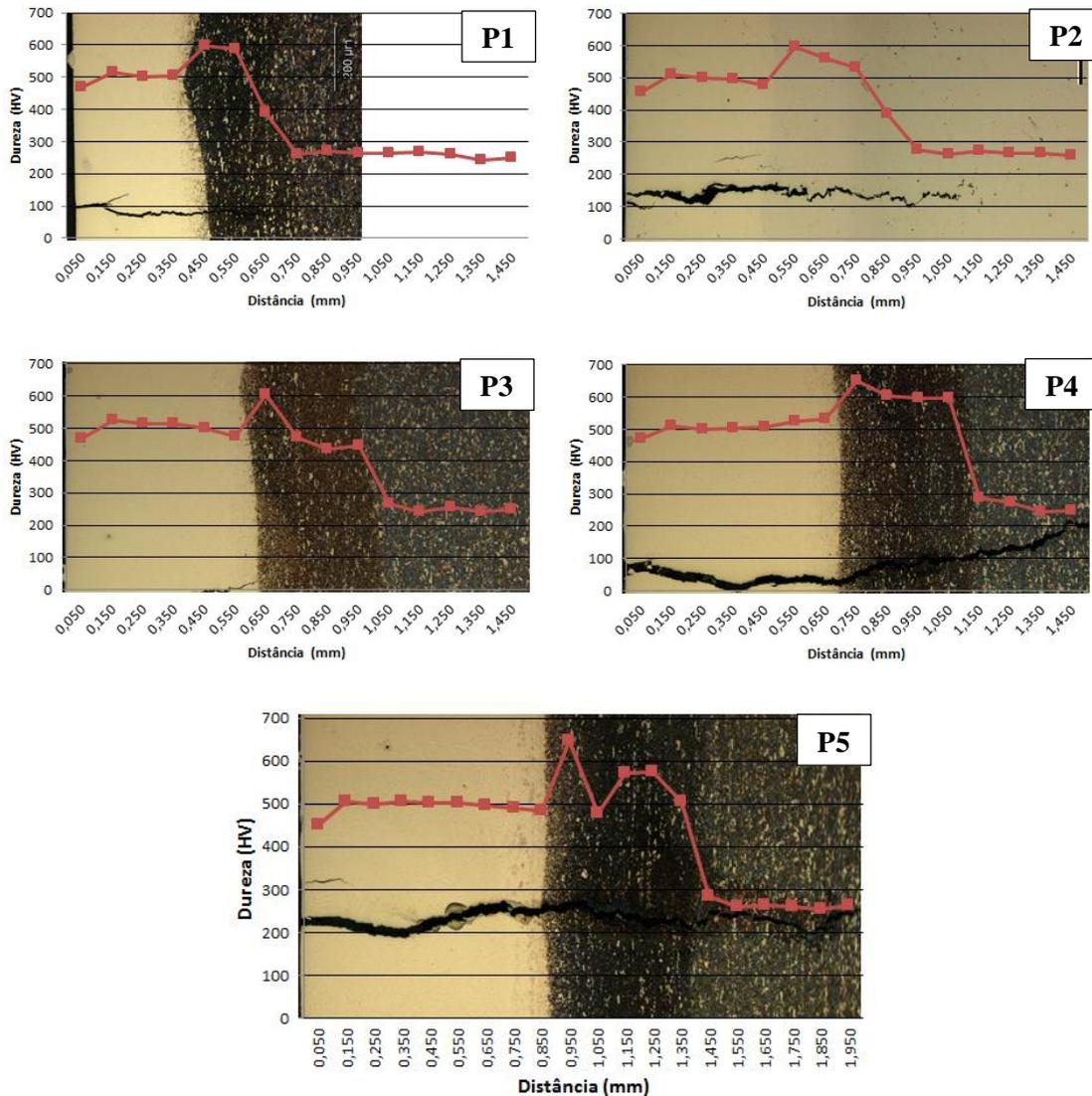


Para complementar este estudo, as camadas tratadas foram analisadas por difração de raios X e seus resultados debatidos na seção 5.3.4. Estas análises ajudaram a entender a formação das dendritas no processo de LSA. Com isto, pode-se dizer que o aço inicialmente ferrítico sofreu, após o tratamento térmico, uma mudança em sua estrutura e sendo assim, a formação das dendritas deu-se pelo crescimento da matriz austenítica, formada após o superesfriamento promovido pelo processo de LSA. Pode ser visto na imagem, em claro, a matriz austenítica do grão dendrítico e seu contorno escuro, formado por precipitados de carbonetos de WC e W<sub>2</sub>C como encontrado também em (ANANDAN, PITYANA e MAJUMDAR, 2012).

### 5.3.3 ANÁLISE DE DUREZA

A dureza Vickers foi medida com o auxílio de um microdurômetro da marca Sagami Plant da Akashi Corporation, modelo M-400-H. A medição consiste em aplicar uma carga, com um indentador de diamante, sobre a superfície da amostra, durante 10 segundos, deixando uma marca em formato de losango. As diagonais deste losango são medidas e o computador calcula qual a dureza no ponto. Quanto mais dura a superfície, menor é o tamanho desta marca de indentação. As medidas foram feitas na seção transversal da amostra embutida, com distâncias entre os pontos de 0,1 mm. A comparação entre as durezas das cinco diferentes amostras pode ser vista na Figura 5.17 a seguir:

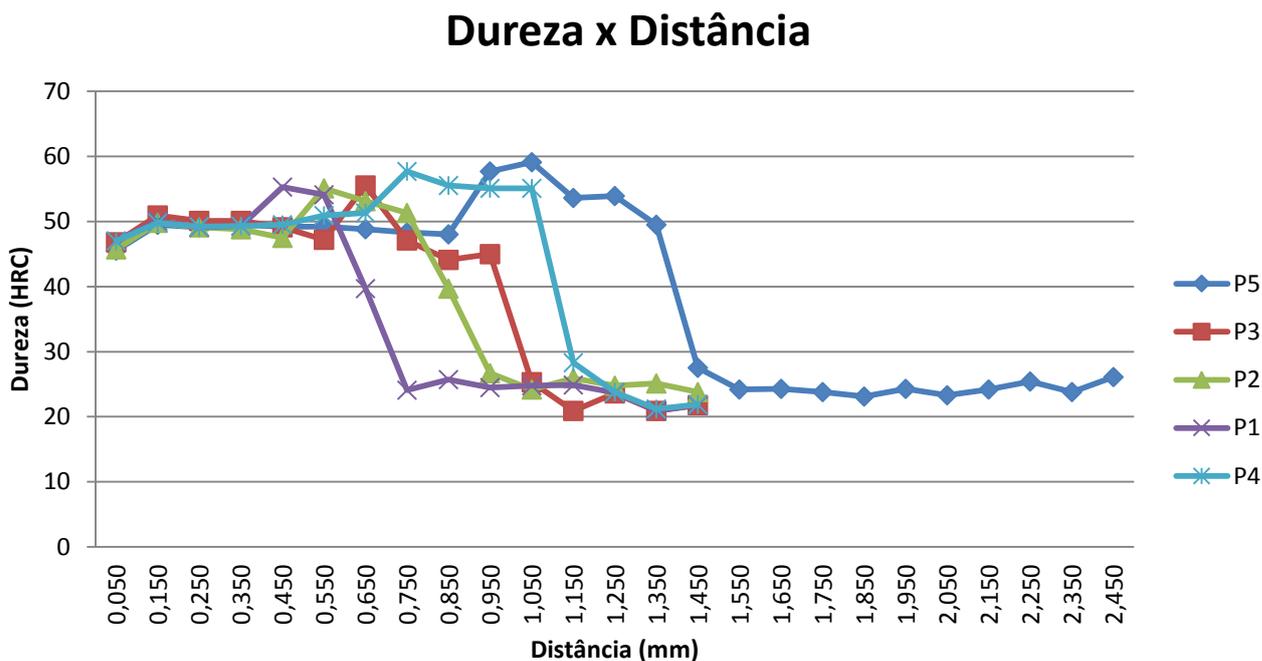
Figura 5. 17: Perfis de microdureza Vickers das amostras P1 até P5.



Nota-se na Figura 5.17 que as cinco amostras têm o mesmo comportamento de microdureza Vickers, mudando apenas a distância dos valores referentes a espessura da camada tratada. Em todas as cinco amostras, os valores de microdureza medidos na camada tratada apresentaram valores próximos de 500 HV, enquanto o substrato apresentou uma microdureza de 260 HV. Observa-se que na interface entre o substrato e a camada tratada, temos uma ZTA com uma microdureza mais alta que na própria camada, alcançando valores em torno de 600 HV. Isto deve-se ao fato desta região ser formada por uma microestrutura mais dura e refinada com grãos em formato de agulhas, chamado de martensita. Esta estrutura de grão ocorre em uma região que não há a presença do pó no substrato, formada pelas altas temperaturas alcançadas pelo processo nesta região, seguido de um resfriamento rápido. Um comportamento similar foi

observado para um aço inoxidável 304 com partículas de WC incorporadas por LSA, apresentando um aumento da dureza de 200 HV até 700-1400 HV [14]. Pode-se notar ainda, que o valor de microdureza referente ao ponto entre a interface da ZTA com a camada tratada, é superior que 600 HV. Isto deve-se ao fato de que esta é uma região rica em WC precipitados, que formam a subcamada, como pôde ser visto nas imagens da seção 5.3.2.

Figura 5. 18: Perfis de microdureza das cinco amostras sobrepostos



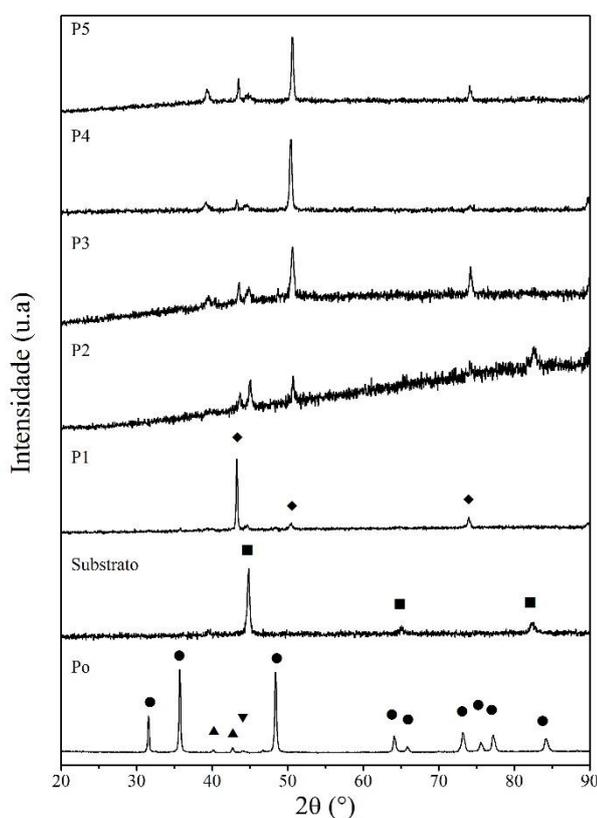
Na Figura 5.18 foram postos os gráficos das cinco amostras sobrepostos e com isto, pode-se notar melhor como as durezas medidas seguem um padrão ao longo da seção transversal das amostras tratadas. Portanto, pode-se dizer que, para este caso, independentemente da potência utilizada no processo, todas as amostras alcançam o mesmo perfil de dureza. O que diferenciam elas entre si são apenas as espessuras das camadas tratadas e das ZTA.

### 5.3.4 ANÁLISE DA DIFRAÇÃO DE RAIOS X (DRX)

Os perfis de DRX das cinco amostras, do substrato e do pó, são vistos na Figura 5.19. Foi utilizada a técnica de difração de raios X para a verificação das fases cristalinas constituintes dos produtos das sínteses. As análises de difração de raios X das camadas das amostras, foram feitas nas seções transversais. O equipamento utilizado para os

ensaios foi um difratômetro da marca PANalytical, modelo X'PERT MPD-PRO, na geometria  $\theta - 2\theta$  com potência de 45 kV e 40 mA, utilizando radiação de cobre com  $\lambda = 1,5418 \text{ \AA}$ . No caminho óptico incidente foram utilizadas, respectivamente, fendas sollar de  $0,04 \text{ rad}$ , divergente de  $1/4^\circ$  e  $1/2^\circ$  e máscara de largura de feixe de  $10 \text{ mm}$ . No caminho difratado estão, também respectivamente, máscara de largura de feixe de  $5 \text{ mm}$ , sollar de  $0,04 \text{ rad}$ , filtro de níquel o e um detector CCD linear com 128 canais. O tamanho do passo de aquisição foi de  $0,0334225^\circ$  com tempo por passo de  $10,160 \text{ s}$  e uma única aquisição. A identificação dos picos foi feita através do programa X'PERT HIGHSCORE PLUS utilizando o banco de dados ICDD PDF-2.

Figura 5. 19: Perfis de raios X: pó; substrato; cinco amostras, de P1 a P5. (● WC; ▲ Cr; ▼ Co; ■ ferrita; ◆ austenita)



O perfil do pó, foi colocado junto com os outros com finalidade apenas de comparação dos picos, visto que sua análise já foi realizada anteriormente.

O segundo perfil é referente ao substrato. Este mostra três picos bem definidos em  $44.8^\circ$ ,  $65.1^\circ$  e  $82.3^\circ$ , com planos cristalográficos de, respectivamente, (110), (200) e (211), que são característicos do aço ferrítico identificado pelo cartão PDF 00-006-0696. Estes picos são observados, com intensidades mais baixas, em todas as amostras. Em  $39.6^\circ$

existe um pequeno pico não identificado, o qual deve ser de outro constituinte do aço. Este pico também é recorrente em todas as cinco amostras.

Os perfis de DRX de todas as cinco amostras apresentam os picos de matriz ferrítica, além de outros três picos bem definidos em 43.2°, 50.4° e 74,0 °, identificados como austenita pelo cartão PDF 00-033-0397. Esta indica uma austenitização da estrutura da camada depois do tratamento por LSA, impulsionada pelo seu superesfriamento. Estes três picos também poderiam se referir, em parte, ao cromo (cartão PDF 01-088-2323), visto que o seu perfil de DRX se sobrepõe ao da austenita. A julgar pela uniformidade do mapa química do cromo (ver seção 5.3.5.1) houve um aumento na sua concentração na camada tratada e acredita-se que isso favorece a formação da fase austenita. As altas taxas de resfriamento do processo de LSA também favorecem a formação do perfil austenítico. Nos perfis das amostras ainda é possível serem vistos os picos de ferrita. Percebe-se que no perfil de DRX da amostra P1 o pico em 43.2° mais intenso que os outros, apesar de que nas amostras de P3 a P5 o pico em 50.4° torna-se o mais intenso. Isto é possível pelo crescimento preferencial dos planos cristalinos na camada tratada induzido pelo tratamento por LSA, uma vez que todo o processo térmico ocorre fora do equilíbrio termodinâmico. Outra razão para se encontrar resíduos da matriz ferrítica nas camadas tratadas é que, como a análise foi feita transversalmente sobre a camada, o feixe de raios X pode ter iluminado não apenas a camada, mas também o substrato devido à pequena espessura da camada tratada (a partir de 0,35-0,80 mm, ver Figura 5.15).

O WC e o W<sub>2</sub>C (JCPDS 00-051-0939 e 00-035-0776) podem ser visualizados em picos pequenos nas camadas, pois estes carbeto estão provavelmente, precipitados nos contornos de grão das dendritas (ANANDAN, PITYANA e MAJUMDAR, 2012). A presença de W<sub>2</sub>C é uma clara evidencia de uma dissolução parcial do WC na matriz austenítica da camada tratada. Os picos menos intensos de carbeto encontrados na análise, podem ser explicados pelo fato do cobalto ao ser fundido possuir boa molhabilidade com o carbeto de tungstênio e, ao envolvê-lo, diminui seus picos de difração na análise de raios X. Os picos de carbeto de tungstênio podem ser vistos em 35,9° e 58,2° (ETTMYER e LENGAUER, 1994).

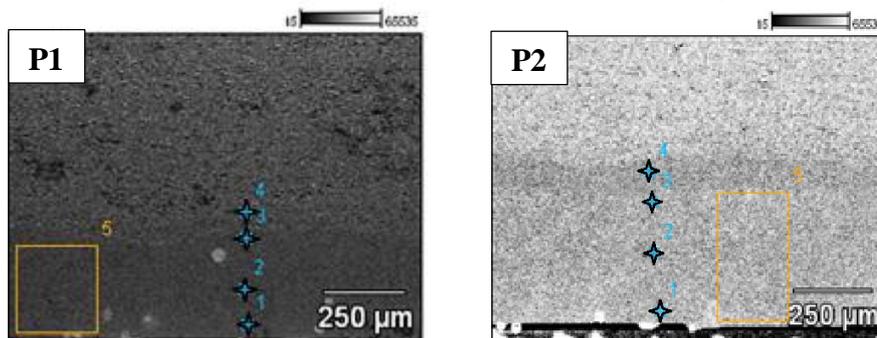
No geral, a análise de raios X foi importante para compreender como a estrutura do aço muda após o tratamento de LSA. Onde a estrutura ferrítica do aço se transforma em predominantemente austenítica. Nota-se uma mudança na orientação preferencial dos

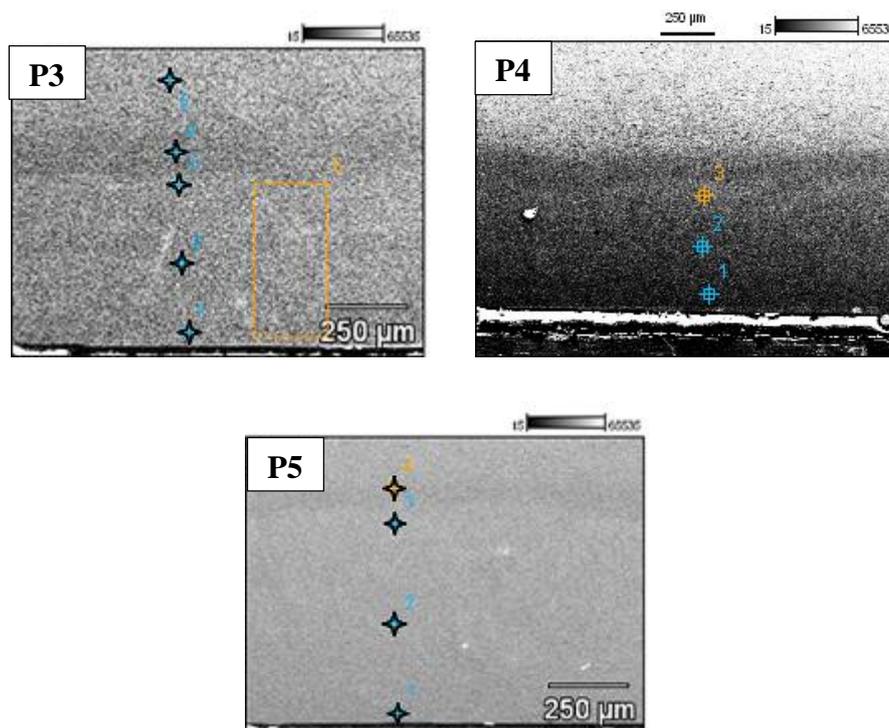
grãos de cromo. Isto é visto pela inversão de intensidade dos picos de cromo em P3, dada provavelmente pelo processo ocorrer fora do equilíbrio termodinâmico. É possível ainda, ver no perfil das amostras resquícios dos elementos presentes no aço e um pouco do carbeto de tungstênio que foi adicionado no processo.

### 5.3.5 ANÁLISES DE ESPECTROSCOPIA DE ENERGIA DISPERSIVA (EDS)

Esta análise foi utilizada com a finalidade de verificar o comportamento químico da camada formada pelo processo de *laser surface alloying*, ao longo da profundidade da seção transversal da amostra. Esta informação é importante para o conhecimento e aprimoramento do processo, pois se espera que este tratamento seja homogêneo ao longo de toda a camada, uma vez que esta superfície irá ser submetida a algum eventual desgaste e a seção transversal da camada necessitará ter a mesma característica de resistência. As medidas nas amostras foram feitas ao longo da profundidade da seção transversal, no início, meio e fim da camada tratada e em um ponto fora dela, no aço, com exceção da amostra P4, que foi medido uma área na camada ao invés de três pontos. A figura 5.20 mostra os pontos usados para medição as cinco amostras pelo EDS. Para a análise de Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS), foi utilizado uma sonda da marca EDAX, com detector do modelo Sapphire Si(Li), com uma tensão de aceleração de 15 KV, que fica no Laboratório Central de Microscopia Eletrônica (LCME).

Figura 5. 20: Imagem dos pontos de medição do EDS na amostras P1, P2, P3, P4 e P5





Os resultados das quantidades relativas em peso (wt.%) dos elementos químicos mais relevantes para esta pesquisa, das cinco amostras, estão apresentados nas tabelas 7 - 11.

**Tabela 7: Quantidade relativa de elementos químicos (wt.%) obtidos por EDS, da amostra P1**

	<b>Cr-K</b>	<b>Fe-K</b>	<b>Co-K</b>	<b>W-M</b>
<b>Base_pt1</b>	10,94	78,64	0,20	4,05
<b>Base_pt2</b>	11,02	81,65	0,00	1,94
<b>Base_pt3</b>	10,81	79,45	0,36	2,52
<b>Base_pt4</b>	13,53	80,71	0,19	0,00

A Tabela 7 mostra as quantidades químicas relativas dos elementos químicos encontrados em P1. Foram medidas as concentrações relativas em quatro pontos, sendo que os pontos 1, 2 e 3 foram medidos na camada, enquanto o ponto 4 foi medido no substrato. Nela podemos ver que os elementos químicos que compõe o pó (W, Cr e Co), usado no processo de LSA, são encontrados na camada tratada. As quantidades relativas do Cromo medidas são parecidas nos três pontos na camada, mas possuem concentrações relativas de peso menores do que no substrato, que já é rico neste elemento. A presença do ferro na camada nos mostra que houve a formação da liga formada entre pó e o substrato. A presença do cobalto e tungstênio na camada prova a efetividade da inserção

do pó na camada durante o processo, visto que há bem pouco cobalto na composição do aço e não há tungstênio em sua composição.

**Tabela 8: Quantidade relativa de elementos químicos (wt.%) obtidos por EDS, da amostra P2**

	<b>Cr-K</b>	<b>Fe-K</b>	<b>Co-K</b>	<b>W-M</b>
<b>Base_pt1</b>	10,62	78,76	0,66	5,17
<b>Base_pt2</b>	10,89	75,69	0,34	5,89
<b>Base_pt3</b>	11,05	75,9	0,63	5,46
<b>Base_pt4</b>	13,53	80,71	0,19	0,00

Na Tabela 8 podemos ver as quantidades dos elementos químicos encontradas na amostra P2. Foram feitos quatro pontos para medição assim como em P1. Na tabela é possível analisar que os elementos cromo e ferro se encontram em quantidades menores que no substrato, assim como em P1. Os elementos cobalto e tungstênio também foram encontrados na camada e não no substrato, mostrando que a inserção do pó para formação de uma liga foi eficiente. Nesta amostra, as quantidades relativas em peso destes elementos foram maiores que na amostra anterior.

**Tabela 9: Quantidade de elementos químicos (wt.%) obtidos por EDS, da amostra P3**

	<b>Cr-K</b>	<b>Fe-K</b>	<b>Co-K</b>	<b>W-M</b>
<b>Base_pt1</b>	11,71	74,81	0,80	6,65
<b>Base_pt2</b>	11,96	72,74	0,67	8,84
<b>Base_pt3</b>	10,66	76,23	0,93	5,36
<b>Base_pt4</b>	13,53	80,71	0,19	0,00

A Tabela 9 mostra a quantidade relativa de elementos químicos medidas na amostra P3. Os pontos feitos para medir essas quantidades foram iguais ao das amostras anteriores. Pela tabela podemos analisar que a quantidade relativa de cromo e ferro seguem o mesmo perfil das amostras anteriores, tendo suas concentrações na camada menores que no substrato. O cobalto e o tungstênio continuam existindo apenas na camada e as suas quantidades relativas são ainda maiores que nas amostras anteriores.

**Tabela 10: Quantidade de elementos químicos (wt.%) obtidos por EDS, da amostra P4**

	<b>Cr-K</b>	<b>Fe-K</b>	<b>Co-K</b>	<b>W-M</b>
<b>Base_pt1</b>	9,95	75,96	0,93	4,51
<b>Base_pt2</b>	10,33	73,49	0,78	5,66
<b>Base_pt3</b>	9,81	70,93	0,80	5,82
<b>Base_pt4</b>	13,53	80,71	0,19	0,00

Na Tabela 10 encontram-se os valores das quantidades relativas dos elementos químicos medidos na amostra P4. É possível notar o mesmo comportamento que nas demais amostras. A quantidade relativa de cromo e ferro são menores na camada, o cobalto é encontrado em maior quantidade na camada e o tungstênio é encontrado apenas na camada, mas em valores menores que na amostra anterior.

**Tabela 11: Quantidade de elementos químicos (wt.%) obtidos por EDS, da amostra P5**

	<b>Cr-K</b>	<b>Fe-K</b>	<b>Co-K</b>	<b>W-M</b>
<b>Base_pt1</b>	11,53	75,23	1,00	6,03
<b>Base_pt2</b>	11,47	75,63	0,90	6,05
<b>Base_pt3</b>	8,64	81,64	1,24	6,01
<b>Base_pt4</b>	13,53	80,71	0,19	0,00

Os valores das quantidades relativas dos elementos químicos da amostra P5 podem ser vistos na Tabela 11. O mesmo comportamento das outras amostras é encontrado na P5. As quantidades de cromo e ferro são menores na camada do que no substrato e os elementos cobalto e tungstênio são encontrados apenas na camada. O ponto 3 tem seus valores um pouco diferentes dos pontos 1 e 2, provavelmente porque foi medido em um ponto muito próximo da ZTA.

Na Tabela 12 foram colocados os valores médios das concentrações relativas, em peso, dos elementos cromo, ferro, cobalto e tungstênio encontrados na análise de EDS, a fim de facilitar a comparação ao longo do aumento das potências.

**Tabela 12: Composição química de EDS da seção transversal da camada tratada (wt % valores médios)**

Amostra / Elemento	<b>Wt % <math>\pm\sigma</math></b>				
	P1	P2	P3	P4	P5
<b>Ferro</b>	79,91 $\pm$ 1,27	76,78 $\pm$ 1,40	74,59 $\pm$ 1,43	73,46 $\pm$ 2,05	77,50 $\pm$ 2,93
<b>Cromo</b>	10,92 $\pm$ 0,09	10,85 $\pm$ 0,18	11,44 $\pm$ 0,56	10,03 $\pm$ 0,22	10,55 $\pm$ 1,35
<b>Cobalto</b>	0,19 $\pm$ 0,15	0,54 $\pm$ 0,14	0,8 $\pm$ 0,11	0,83 $\pm$ 0,07	1,04 $\pm$ 0,14
<b>Tungstênio</b>	2,84 $\pm$ 0,89	5,51 $\pm$ 0,30	6,95 $\pm$ 1,44	5,33 $\pm$ 0,58	6,03 $\pm$ 0,02

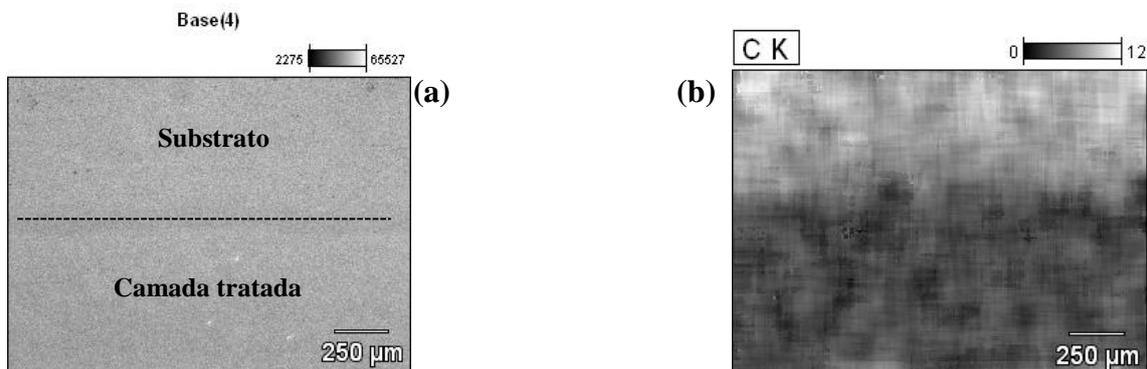
Pode-se dizer que, mesmo com o aumento da potência, as quantidades de cromo, e ferro não tiveram alterações significativas de suas quantidades na camada tratada. Já as variações de tungstênio e cobalto tiveram suas quantidades consideravelmente alteradas

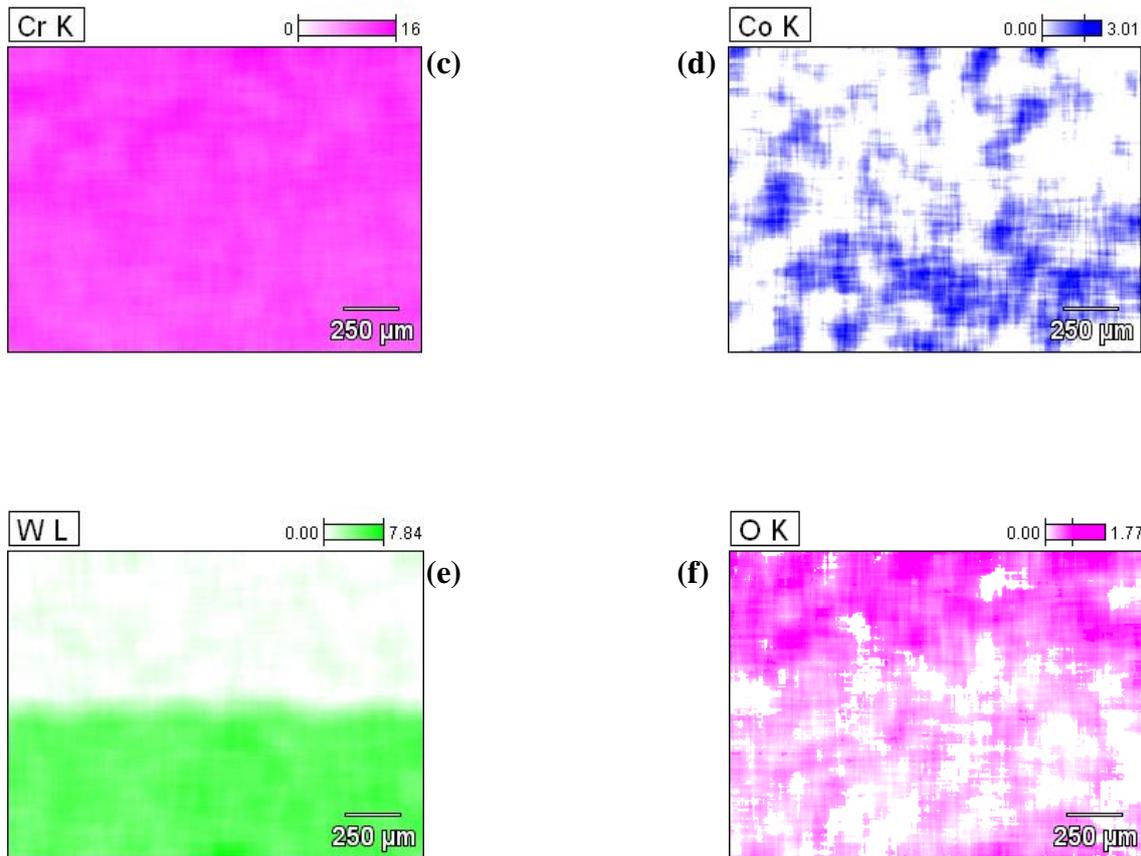
com a variação da potência. A quantidade de tungstênio na camada formada no processo LSA aumenta nas amostras de P1 até P3, decresce em P4 e aumenta novamente na amostra P5, mas com um valor menor que P3. Isto quer dizer que o tungstênio atinge uma melhor dissolução com a temperatura alcançada pela potência P3 e com isso, pode-se dizer que, uma potência muito alta não necessariamente aumenta a quantidade de elemento que será inserida na camada. O cobalto cresce sua quantidade de concentração na camada nas amostras de P1 até P5. Esta tabela serve para dizer que o aumento da potência não necessariamente aumenta os elementos do pó na camada pelo processo LSA. Nesta análise a amostra que apresentou melhor comportamento químico, visando uma aplicação industrial, foi a amostra P3.

### 5.3.5.1 MAPA QUÍMICO

Com a técnica de Espectroscopia de Energia Dispersiva foi possível obter os mapas químicos dos elementos de interesse, das áreas tratada e não tratada. O equipamento usado é o mesmo usado para a técnica pontual. Com esta técnica é possível analisar a presença dos elementos em toda a área e, com isso, comparar a distribuição de elementos entre a camada tratada pelo processo de LSA e o substrato. Neste trabalho o mapa químico foi feito apenas da amostra P5, vistos Figura 5.21.

Figura 5. 21: Mapas químicos dos principais elementos da camada tratada da amostra P5





Foram feitos e analisados os mapas químicos dos elementos químicos carbono, cromo, cobalto, tungstênio e oxigênio, podendo ser vistos na Figura 5.21. A figura (a) é a imagem da área da amostra P5, na qual foram gerados os mapas químicos dos elementos. Nela foi adicionada uma linha pontilhada ao meio, separando a região da camada tratada, abaixo, com o substrato, acima.

A figura (b) é referente à quantidade do elemento carbono na amostra. É possível notar que há uma zona mais escura na área referente a camada tratada e uma parte mais clara na área do substrato. A parte clara significa que há mais carbono no substrato do que na camada tratada. Isto ocorre porque o substrato é feito de um aço com alto teor de carbono e o processo de LSA devido as altas temperaturas pode quebrar as ligações do carbono e diminuir a sua presença em níveis consideráveis para a sonda de EDS.

Na figura (c) é pode-se ver a quantidade de cromo na área medida. Nela pode-se verificar que a quantidade de cromo é uniforme tanto na camada tratada quanto no

substrato. Isto faz total sentido, sabendo que o aço é rico em cromo e já na análise pontual de EDS já foi possível verificar esta homogeneidade do elemento.

A figura (d) apresenta a quantidade do elemento cobalto na área medida. Nesta imagem é possível notar que há uma presença maior deste elemento na zona referente a camada tratada comparada com o substrato. Isto ocorre devido a adição de cobalto pelo processo de LSA e ao aço ter um teor baixo de cobalto. Este mapa químico confirma as análises pontuais feitas anteriormente.

Na figura (e) é possível ver o mapa químico referente ao elemento de tungstênio. Nela claramente nota-se a presença de tungstênio apenas na camada tratada. Isto ocorre porque este elemento não é encontrado no aço, mas apenas na camada tratada, devido a adição do pó rico em carbeto de tungstênio durante o tratamento de LSA.

A figura (f) mostra o perfil de oxigênio na amostra. Nela pode-se notar que a presença dele é maior no substrato do que na camada tratada. Isto ocorre provavelmente porque, como visto nas análises pontuais de EDS, há uma quantidade maior de ferro no substrato do que na camada tratada pelo LSA. Isto pode fazer com que a presença do oxigênio esteja ligada com a maior quantidade de ferro no substrato, devido a alguma possível oxidação ocorrida durante o armazenamento da amostra embutida. Nota-se também, uma diferença na concentração de oxigênio ao longo da superfície da camada tratada, visto na parte inferior da figura, onde quanto mais para a direita, maior a concentração de oxigênio pode ser observada. Isto leva em conta a ideia que quanto mais tempo o laser esquenta a superfície ao longo da trilha de LSA, mais oxigênio é inserido na superfície da amostra.

Com estas análises, foi possível então, confirmar que o processo de LSA promoveu uma efetiva fusão do pó de WC, Cr e Co com o substrato A681. A presença efetiva de tungstênio e cobalto na camada tratada por LSA e de carbono e oxigênio no substrato da amostra foram comprovadas. Foi possível verificar que há um aumento da quantidade de oxigênio ao longo da superfície da camada tratada. O cromo foi encontrado homogeneamente tanto na camada quanto no substrato. Estas análises serviram para confirmar a eficiência do processo no que se diz respeito à adição de um pó na superfície de um substrato metálico.

### 5.3.6 ANÁLISE TRIBOLÓGICA

A análise tribológica é muito importante para o resultado desta pesquisa. Esta análise irá comparar o comportamento do desgaste nos diferentes tipos de potências do laser que foram utilizados nas amostras. Por isto, após todas as caracterizações feitas na camada tratada e suas devidas conclusões, chegou a vez de analisar tribologicamente as camadas tratadas nas amostras. O objetivo principal desta parte da pesquisa é submeter as cinco diferentes amostras a um teste de desgaste e, com isso, poder avaliar a superfície desgastada e comparar as amostras entre si, analisando as diferenças entre elas e, podendo assim, dizer se a potência do laser neste processo está diretamente ligada com a resistência ao desgaste da superfície.

Para a realização das análises tribológicas foi utilizado um tribômetro da marca Bruker-CERT, modelo UMT-3. Os ensaios foram feitos da seguinte forma:

- Contracorpo esférico de 5 mm de diâmetro de aço AISI 52100;
- Carga constante de 4 N;
- Frequência de 2 Hz;
- Amplitude da pista de 10 mm em um ensaio de deslizamento alternado;
- 30 minutos de ensaio;
- Temperatura e umidade ambientes;
- Ensaio realizado sem presença de óleo;
- Três pistas paralelas para cada uma das cinco amostras e mais três no substrato;
- Corpo e contracorpo limpos antes do ensaio no ultrassom por 5 minutos;

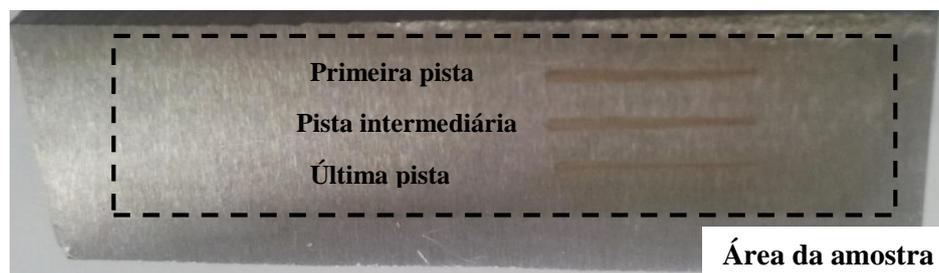
Depois de finalizados os ensaios tribológicos, as pistas foram analisadas por um interferômetro óptico de luz branca da marca Zygo, modelo 1000 NewView 7300 e os dados foram tratados pelo programa MountainsMap Universal – Demo. Para medir a rugosidade e, com isso, o volume desgastado no ensaio, estas pistas foram medidas em um interferômetro de luz branca e os dados tratados no programa MountainsMap. O tratamento das imagens neste programa consiste basicamente em traçar o equivalente a várias seções transversais ao longo desta pista e fazer uma média destes resultados, obtendo assim, um único gráfico relativo a cada pista. Este gráfico então é a representação média da rugosidade de cada ensaio e, com ele é possível obter, através do próprio programa, o valor quantitativo da área desgastada. Para calcular o volume desgastado em

cada pista, foi multiplicado o valor da área desgastada encontrada no gráfico, pelo comprimento da pista de teste que, neste caso é 10 mm. Os resultados obtidos e analisados neste capítulo serão o de volume desgastado das pistas, o coeficiente de atrito gerado entre o corpo e contracorpo durante o processo, as imagens das pistas de ensaio e as imagens das calotas das esferas obtidas através de microscopia óptica. Todos os valores obtidos servirão para uma comparação entre as próprias amostras e o substrato, a fim de entender como se comporta o desgaste com o aumento da potência do laser e se os resultados obtidos estão diretamente ligados com os resultados das caracterizações das camadas obtidas nos capítulos anteriores.

### **5.3.6.1 ANÁLISE DE DESGASTE**

Foram realizados três ensaios de desgaste ao longo da área tratada pelo laser para cada amostra, paralelos entre si. O objetivo era realizar a primeira pista do ensaio sobre a primeira trilha do laser; a segunda pista do ensaio sobre uma trilha intermediária do laser; e a terceira pista do ensaio sobre a quinta e última trilha do processo a laser. Mas sabe-se que as trilhas de laser se sobrepõem e com isso, os ensaios de desgaste não conseguem se reproduzir para todas as amostras, visto que as sobreposições destas trilhas fazem com que cada ensaio de desgaste tenha uma característica única. A ordem destes ensaios pode ser vista na Figura 5.22:

**Figura 5. 22: Imagem das pistas do ensaio de tribologia**

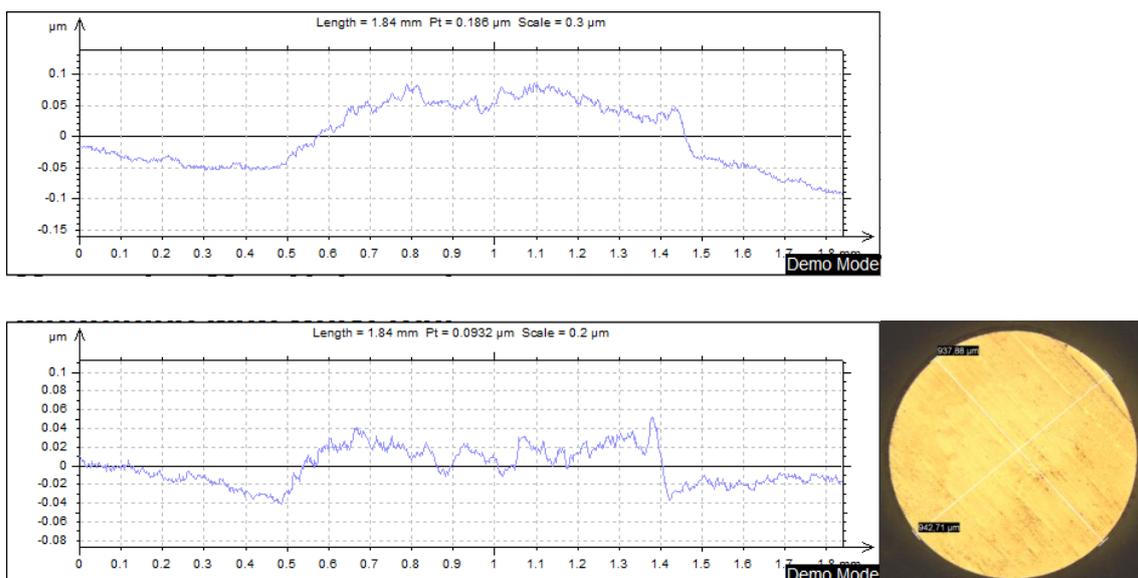


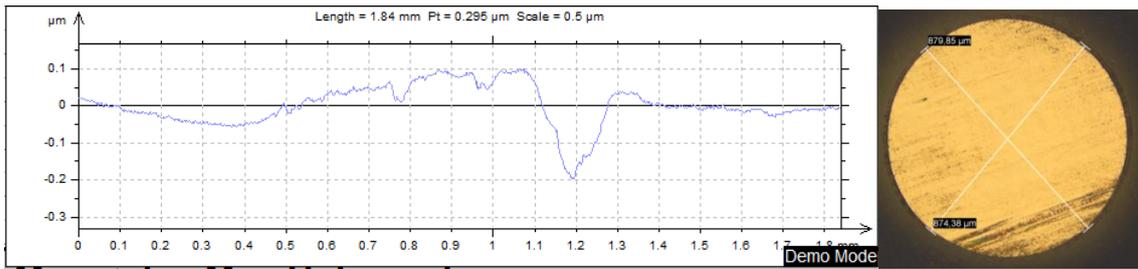
Na Figura 5.23 estão os três perfis obtidos nos ensaios da amostra P1. Estes perfis estão organizados de forma crescente em relação ao processo de LSA, de cima para baixo. Ao lado de cada perfil foram colocadas as imagens das respectivas calotas das esferas após os devidos ensaios. Estas imagens ajudam a compreender o comportamento de

desgaste de cada pista. Infelizmente não foi possível obter a imagem da calota do ensaio referente à primeira pista.

No primeiro perfil é possível verificar que a pista de atrito tem aproximadamente 0,9 mm de largura e que o gráfico mostra valores positivos em relação ao eixo. No segundo perfil a largura da pista é de aproximadamente 0,9 mm, concordando com o diâmetro da calota da esfera na imagem ao lado. Neste perfil nota-se um comportamento parecido com o do primeiro, onde há predomínio de valores positivos em relação a superfície da amostra, mas em valores menores, na ordem de 0,05  $\mu\text{m}$ . Já no terceiro perfil é possível averiguar um comportamento um pouco diferente dos demais. Neste ensaio pode-se observar uma perda de material por desgaste da superfície na ordem de 0,2  $\mu\text{m}$ , visto na região entre 1,1 e 1,3 mm. A largura da pista é um pouco menor neste caso, passando para próximo de 0,8 mm, visto na imagem do diâmetro da calota. Ao analisar a imagem da calota percebe-se uma faixa escura na parte inferior da imagem. Esta faixa é composta por várias cores características de óxidos. Com isto, leva-se a crer que durante o ensaio, devido ao alto atrito, parte do material desgastado da superfície da amostra aderiu na calota da esfera. A presença destes óxidos na calota resultou na formação de uma camada dura e provocou o desgaste da superfície, como visto no gráfico e fez com isto, que o desgaste da calota da esfera fosse menor que o dos outros dois ensaios.

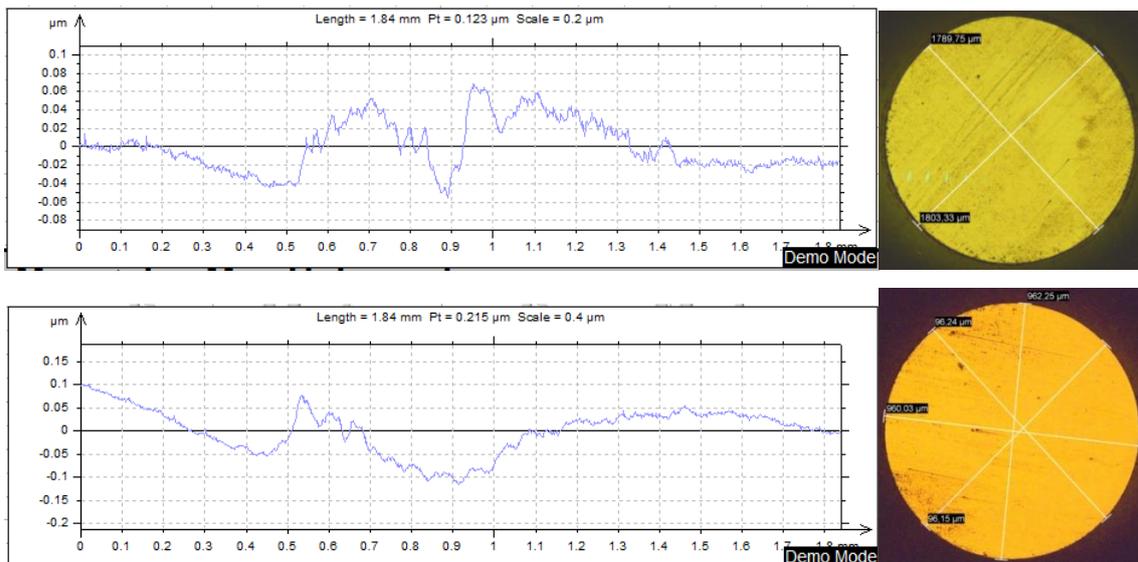
**Figura 5. 23: Perfis dos três ensaios tribológicos da amostra P1 e imagens das calotas das esferas**

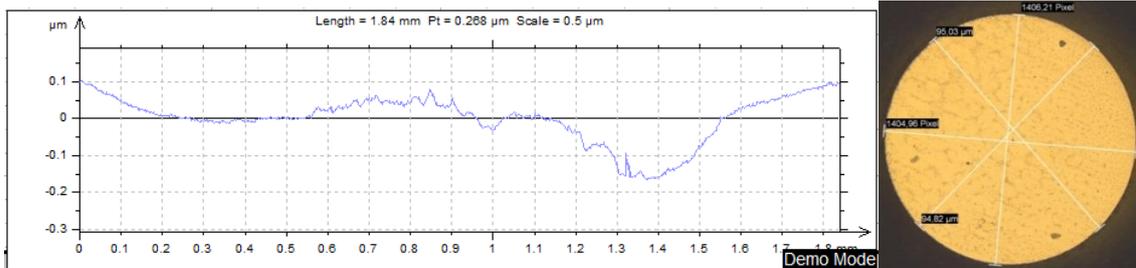




A Figura 5.24 contém os três perfis médios gerados dos três ensaios da amostra P2. No primeiro perfil podemos notar que a largura aproximada da pista é de 0,9  $\mu\text{m}$ , mesmo tamanho medido na imagem da calota da esfera e há predominância de valores positivos em relação a superfície do corpo, visto pelos picos de até mais ou menos 0,06  $\mu\text{m}$ . Há ainda um vale, referente a perda de material de aproximadamente 0,06  $\mu\text{m}$  de profundidade. Comparando este gráfico com a imagem da calota da esfera, pode-se notar a presença de alguns traços escuros, referentes a formação de óxidos na superfície desgastada. O segundo perfil mostra alguns picos positivos, na ordem de 0,07  $\mu\text{m}$ , mas predomina uma área de negativa de desgaste de até 0,1  $\mu\text{m}$  de profundidade. No terceiro perfil pode-se notar a mesma característica do perfil anterior, com presença de pequenos picos positivos devido e um vale grande de até 0,2  $\mu\text{m}$ , relacionado a perda de material por desgaste no ensaio. Na imagem da calota não é possível identificar nenhuma camada aderida que favoreceu este desgaste.

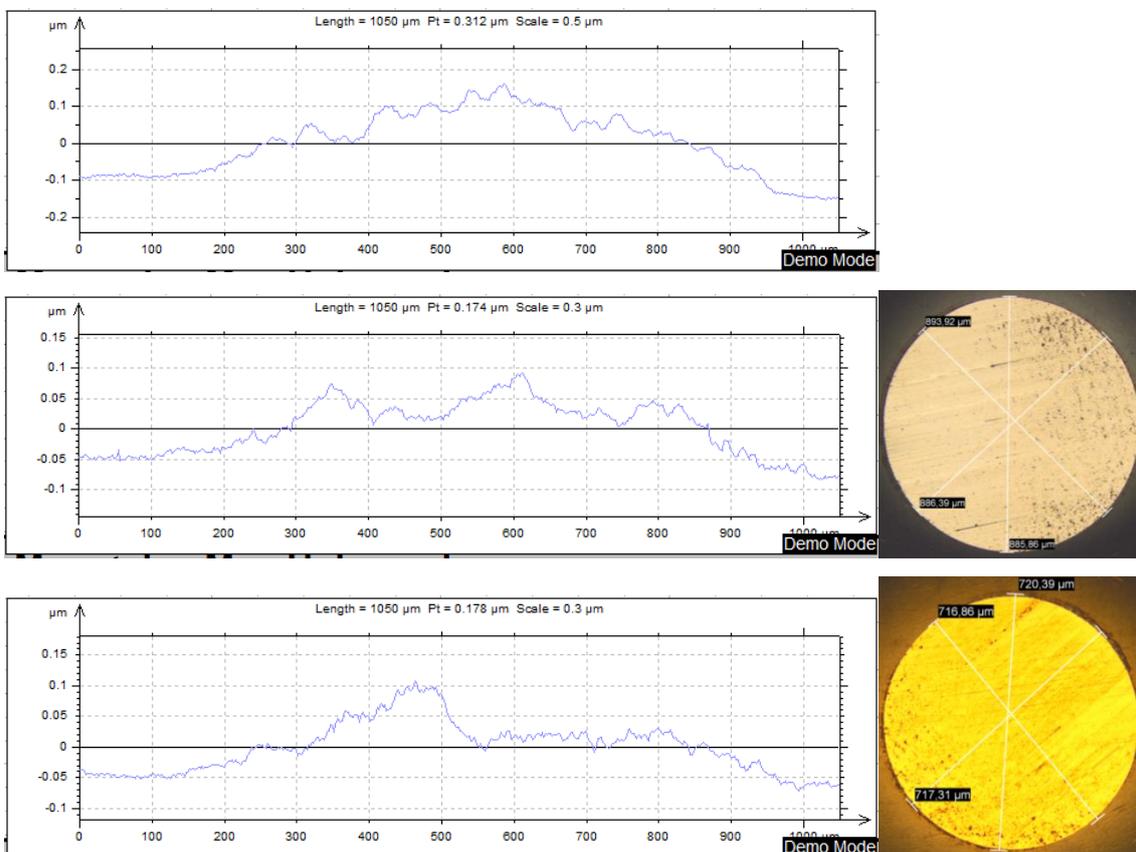
**Figura 5. 24: Perfis dos três ensaios tribológicos da amostra P2 e imagens das calotas das esferas**





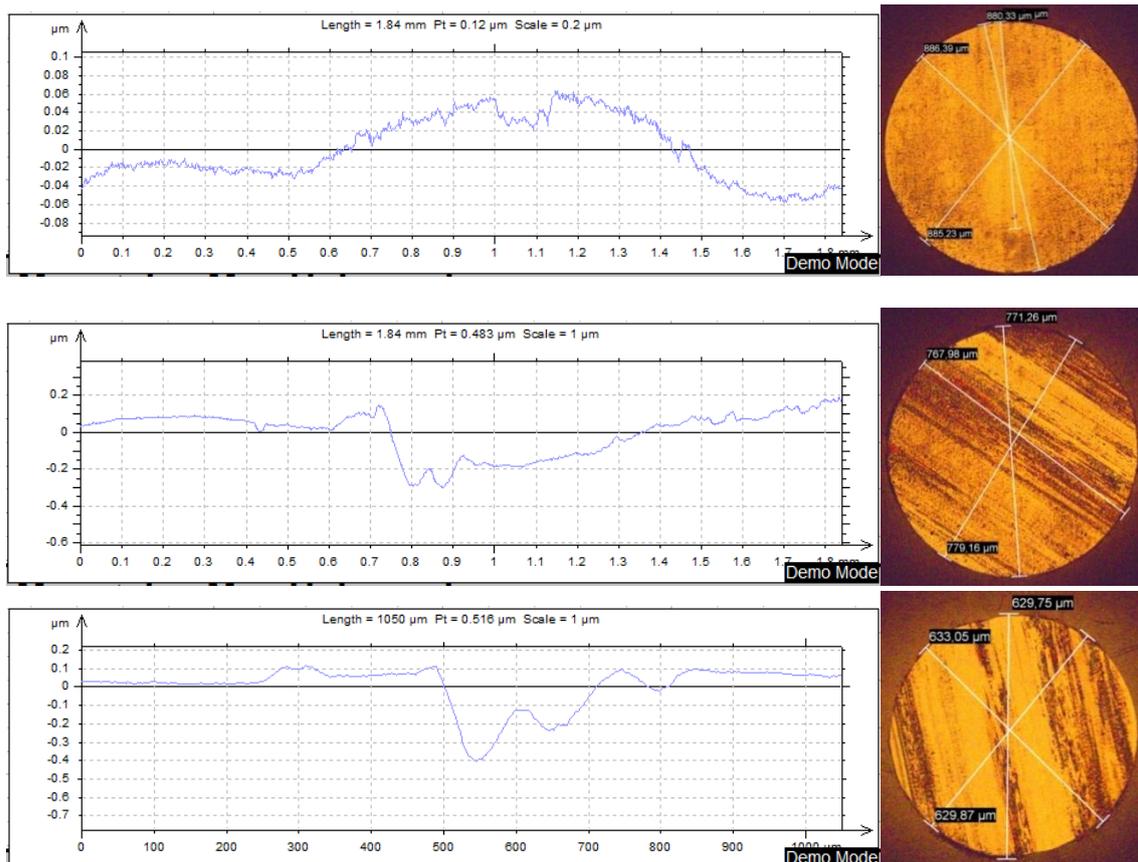
Na Figura 5.25 temos os resultados da amostra P3. No primeiro perfil nota-se o mesmo comportamento dos outros, em que se observa o predomínio de valores positivos no gráfico em relação a superfície da amostra, com picos na ordem de 1,5  $\mu\text{m}$ . Não foi possível obter a imagem da calota deste ensaio. No segundo perfil é possível notar ainda um comportamento positivo da análise do desgaste até 0,1  $\mu\text{m}$ . Sobre a imagem é possível dizer que o diâmetro da calota é de aproximadamente 0,9 mm e nela existem alguns riscos escuros, provavelmente devido a formação de uma tribocamada oxidada. No terceiro perfil temos apenas um pico grande de 0,1  $\mu\text{m}$ . O restante da pista não teve nenhuma variação significativa nem para a perda de material, nem para o acréscimo.

**Figura 5. 25: Perfis dos três ensaios tribológicos da amostra P3 e imagens das calotas das esferas**



Na Figura 5.26 temos os resultados referentes a amostra P4. Na primeira análise podemos ver que não houve perda de material referente ao desgaste, mas sim uma leve adesão de material, com pico máximo na ordem de  $0,06 \mu\text{m}$ . Ao analisar a imagem da calota da esfera, percebe-se seu diâmetro desgastado foi de  $\pm 0,9 \text{ mm}$ . Na segunda imagem já é possível ver uma perda de material referente ao desgaste com valores máximos maiores que  $0,2 \mu\text{m}$  e o desgaste predomina em praticamente toda pista. Analisando a imagem, nota-se a presença de algo parecido com óxidos aderidos na superfície da calota e devido a isto que se dá o desgaste na pista durante o ensaio. Diz-se que são óxidos, devido a presença de cores azuladas e roxas vistas com auxílio da microscopia óptica. A calota desta esfera tem o diâmetro de  $\pm 0,7 \text{ mm}$ . No terceiro ensaio vimos que o desgaste máximo é na ordem de  $\pm 0,4 \mu\text{m}$ . Os vales formados têm o mesmo formato dos traços escuros vistos na calota da esfera, que tem diâmetro de  $\pm 0,6 \text{ mm}$ .

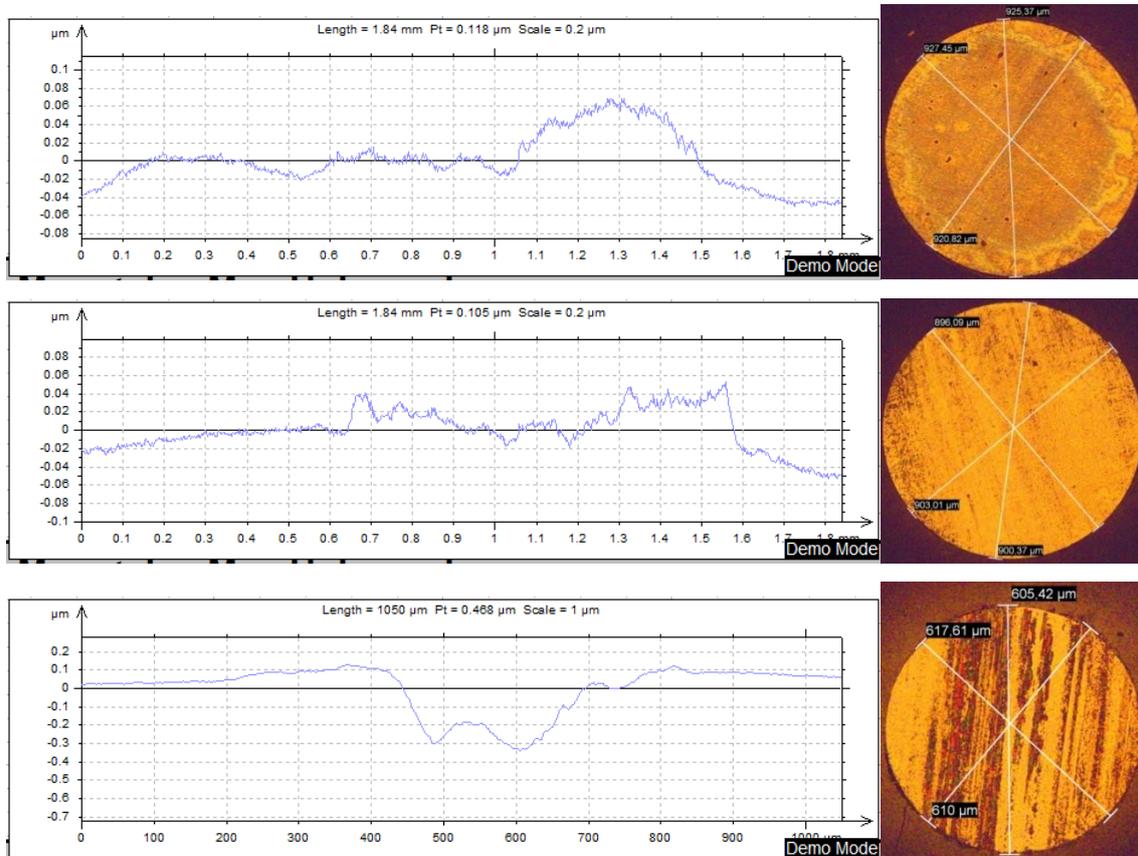
**Figura 5. 26: Perfis dos três ensaios tribológicos da amostra P4 e imagens das calotas das esferas**



A amostra P5 tem seus resultados apresentados na Figura 5.27. A primeira imagem mostra que a pista teve valores positivos em relação a superfície da amostra, com

valores máximos de até  $0,06 \mu\text{m}$ . A calota da esfera tem diâmetro de  $\pm 0,9 \text{ mm}$ . Na segunda imagem também é possível ver que o gráfico apresenta valores positivos na superfície, mas com valores máximos um pouco menores, na ordem de  $\pm 0,04 \mu\text{m}$ . A calota da esfera também tem seu diâmetro de  $\pm 0,9 \text{ mm}$ . Já no terceiro ensaio pode-se perceber uma perda de material por desgaste grande ao longo de toda a pista, com valor máximo de mais de  $0,3 \mu\text{m}$ . Ao analisar a imagem da calota, percebe-se o mesmo comportamento dos outros ensaios, em que há presença de óxidos aderidos nesta superfície e um diâmetro de  $\pm 0,6 \text{ mm}$ .

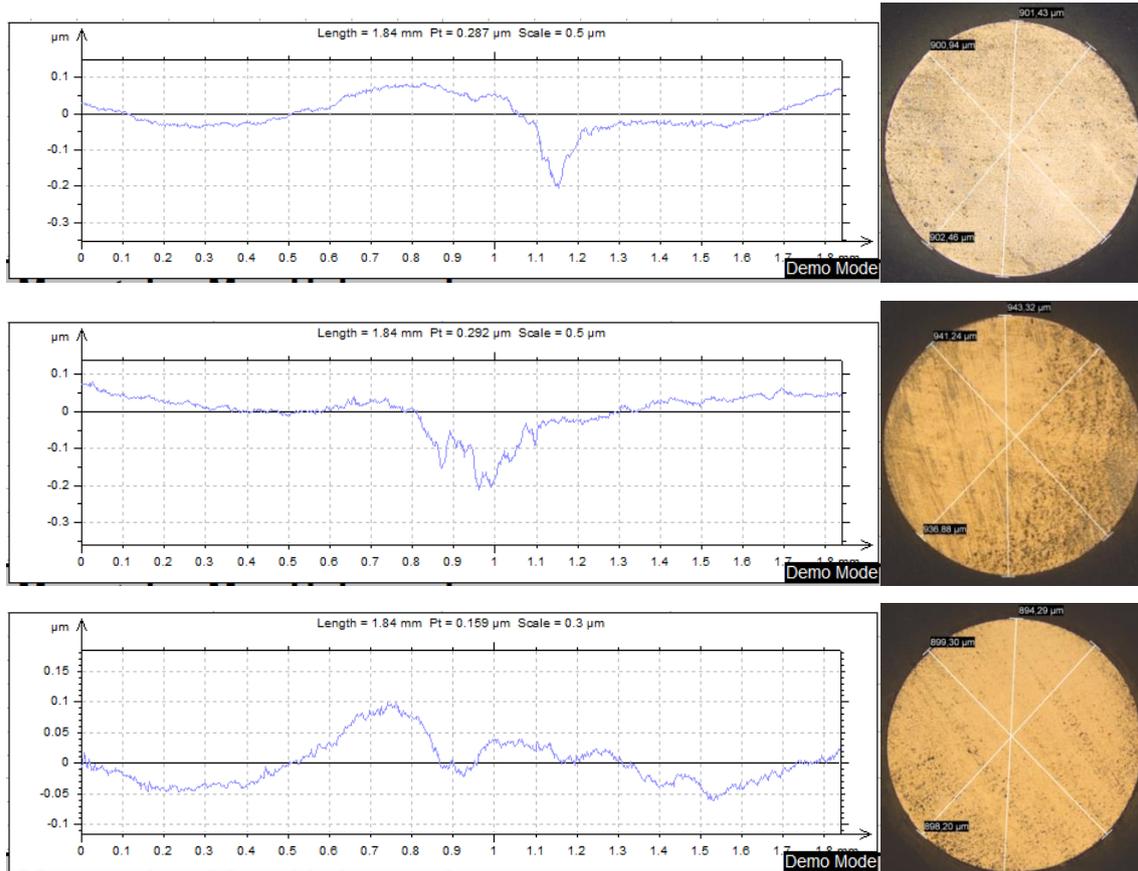
**Figura 5. 27: Perfis dos três ensaios tribológicos da amostra P5 e imagens das calotas das esferas**



A Figura 5.28 é referente aos ensaios de desgaste feitos diretamente no substrato das amostras, com finalidade de comparação com as amostras tratadas pelo processo LSA. No primeiro ensaio foi possível observar que o gráfico apresenta valores positivos em relação a superfície da amostra, com valores máximos de aproximadamente  $0,1 \mu\text{m}$ . É possível ver a presença de um vale, referente ao desgaste, com valor máximo de até  $0,2 \mu\text{m}$ . Ao analisar a imagem da calota da esfera, percebe-se que não há presença de nenhuma camada aderida na superfície, vistas nas amostras tratadas. O diâmetro desta calota é de  $\pm 0,9 \text{ mm}$ . No segundo ensaio é possível notar que predominou o desgaste de

material ao longo da pista, com valor máximo de  $\pm 0,2 \mu\text{m}$ . A calota do segundo ensaio tem diâmetro de  $\pm 0,9$ . No terceiro ensaio nota-se o predomínio de valores positivos ao longo da superfície do ensaio, visto pelo gráfico com valor máximo de até  $0,1 \mu\text{m}$ . A imagem da calota tem o mesmo tamanho das outras de  $\pm 0,9 \text{ mm}$  e não há presença de material aderido.

**Figura 5. 28: Perfis dos três ensaios tribológicos do substrato e imagens das calotas das esferas**



A Tabela 13 mostra os valores de desgaste calculados a partir dos gráficos de desgaste encontrados nas Figura 5.23 – Figura 5.28. Os valores positivos representam o volume de material aderido na superfície, enquanto os valores negativos referem-se ao volume de material perdido da superfície.

**Tabela 13: Volume de desgaste nas amostras e no substrato ( $\times 10^{-4} \text{ mm}^3$ )**

	P1	P2	P3	P4	P5	Substrato
1º Pista ( $\times 10^{-4} \text{ mm}^3$ )	9,0	3,3	9,2	5,5	3,5	-3,0
2º Pista ( $\times 10^{-4} \text{ mm}^3$ )	2,8	-3,6	4,3	-14,1	2,9	-6,2
3º Pista ( $\times 10^{-4} \text{ mm}^3$ )	-1,9	-5,8	4,0	-5,87	-7,4	-0,3

Com estas análises é possível concluir que, cada um dos perfis das cinco amostras tratadas tiveram um comportamento único e não reprodutivos. Tendo em vista que, cada pista de desgaste foi feita sobre região com sobreposição das trilhas do laser. O que pôde ser notado nas análises das cinco amostras foi uma casualidade nos resultados encontrados. Sendo que na primeira pista do ensaio, foi percebido o predomínio dos valores positivos nos gráficos em relação a superfície do corpo. Estes valores estão relacionados com a formação de uma tribocamada de óxidos, formada pela interação química entre o corpo e contracorpo e pelas altas temperaturas impostas pelo ensaio. Observou-se este mesmo comportamento de formação de óxidos na superfície, nas segundas pistas de ensaio das amostras P1, P3 e P5. Em P2 e P4 houve perda de material da superfície do corpo por desgaste. Na terceira pista, com exceção de P3, todas as amostras perderam material da superfície. Este comportamento mostra que a fragilização da superfície foi gradativa nos três ensaios. Notou-se pelas imagens das calotas da esfera que a remoção de material da superfície era vista sempre que havia uma camada de óxido aderida na calota. Pode-se dizer também, que quanto maior o a perda de material na amostra, menor é o desgaste da esfera do contracorpo. Dentre as cinco amostras analisadas, a única que não apresentou perda de material de sua superfície foi a amostra P3, tendo apenas, formação de uma tribocama oxidada. A amostra que apresentou o pior resultado foi a amostra P4, onde teve a maior soma de volume de material perdido por desgaste dentre as cinco amostras analisadas:  $14,47 \times 10^{-4} \text{ mm}^3$ . Os ensaios no substrato apresentaram desgaste em todos os três ensaios, sendo que em dois deles foi bastante severo, dando um volume total desgastado de  $9,5 \times 10^{-4} \text{ mm}^3$ .

Como já mencionado, sabe-se que devido à complexidade do processo de LSA e das análises de desgaste, os três ensaios realizados em cada amostra não são reprodutivos, tendo cada um, características únicas do sistema. Quando analisado mais a fundo, notou-se um padrão nos resultados dos ensaios de desgaste nas amostras. Sendo que nos primeiros ensaios, houve sempre a formação de uma camada oxidada, vista pelos valores positivos nos gráficos. Esta oxidação foi evidente também em parte das pistas dos ensaios seguintes, mas havendo uma perda de material predominante nas últimas pistas de desgaste das amostras. Estes resultados podem ser comparados com a análise visual. Como vimos na seção 5.3.1, durante o processo de LSA, a amostra esquenta tanto que faz com que suas últimas linhas mudem de coloração, tornando-se azulada ao final do processo. Isto é um forte indicativo de formação de óxidos na superfície, devido as altas

temperaturas atingidas. Quando se compara o ensaio de desgaste com a análise visual, notamos que há uma relação entre os resultados, pois os maiores desgastes foram encontrados exatamente no final do processo. Pode-se dizer com isto, que a formação de óxidos durante o processo de LSA, enfraquece a superfície e deixa ela mais suscetível a perda de material por atrito. Para confirmar a formação de óxidos durante o processo, foram realizadas análises de composição química por EDS nas linhas formadas pelo processo de LSA e, seus resultados mostrados na seção 5.3.6.4.

### **5.3.6.2 ANÁLISE DAS PISTAS DO ENSAIO DE DESGASTE**

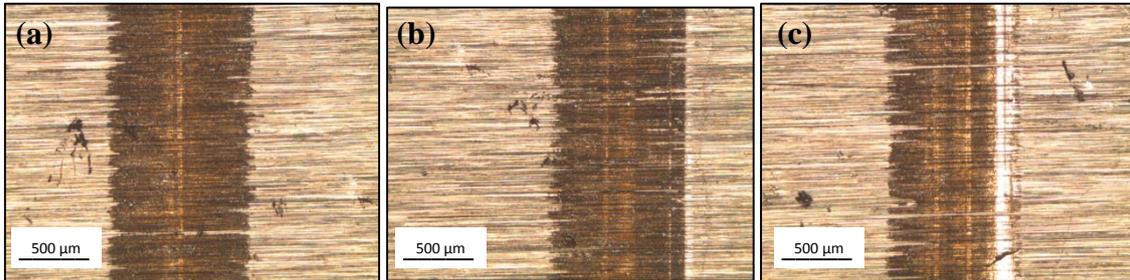
A Figura 5.29 mostra as imagens de microscopia óptica, tiradas do meio das pistas do ensaio tribológico das cinco amostras e do substrato. As imagens estão dispostas de forma que, (a) refere-se ao primeiro ensaio tribológico, (b) ao segundo e (c) ao terceiro. Podemos ver que, de um modo geral, todas as pistas acompanham o comportamento visto nos gráficos de desgaste, tanto pela largura, quanto pela adesão ou abrasão de material. Nota-se que a imagem (a) nas amostras P1, P2, P4 e P5 apresentaram uma pista com coloração mais escura, proporcionada pela formação de uma tribocamada aderida nas superfícies das amostras. As linhas claras verticais são referentes a um desgaste da própria tribocamada, mas que não profundo o suficiente para retirar material da superfície da amostra. Em P3 não se percebe sinal de perda de material da superfície por desgaste e a pista formada foi mais estreita, havendo menos adesão de material em sua superfície. As imagens referentes a pista (b) também apresentam uma tribocamada escura, formada pelo material do contracorpo. Nota-se algumas linhas claras verticais relacionadas com o desgaste abrasivo e perda de material da superfície do corpo, principalmente na amostra P4. As imagens (c) das amostras, apresentam pistas com larguras menores que as demais e P1, P2, P4 e P5 com linhas claras mais espessas referentes ao maior desgaste abrasivo do corpo. Em P3 o desgaste abrasivo na superfície aparentemente não ocorreu, como visto no gráfico de desgaste. Estas áreas desgastadas nas pistas afirmam os resultados encontrados tanto pelos gráficos quanto pelas imagens das calotas das esferas do contracorpo. Percebe-se que as marcas claras de desgaste nas pistas formam o mesmo desenho da camada de óxido e carbeto aderida na superfície da calota, além de terem a mesma largura. Estas marcas também seguem o mesmo perfil dos gráficos de desgaste.

No substrato percebe-se que há a formação da tribocamada com aproximadamente a mesma largura nos três ensaios. Nas imagens (a) e (b) nota-se linhas claras verticais

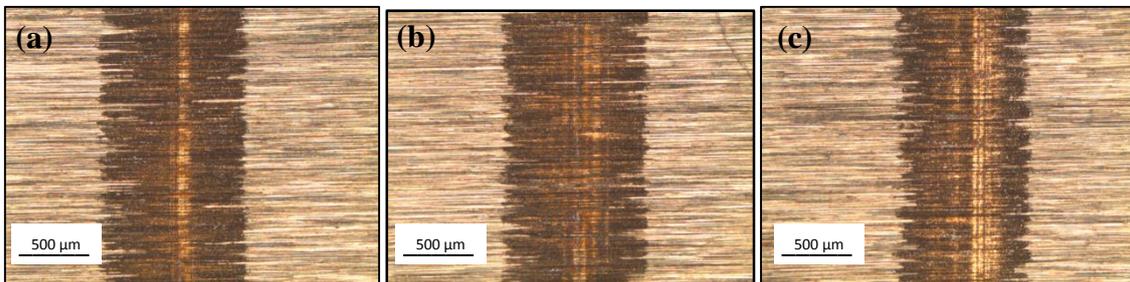
próximas ao meio da pista de ensaio, assim como observadas pelos gráficos de desgaste. Em (c) não houve um desgaste visível muito severo.

Figura 5. 29: Imagens das pistas dos três ensaios (a, b, c) de desgaste das amostras P1, P2, P3, P4, P5 e substrato.

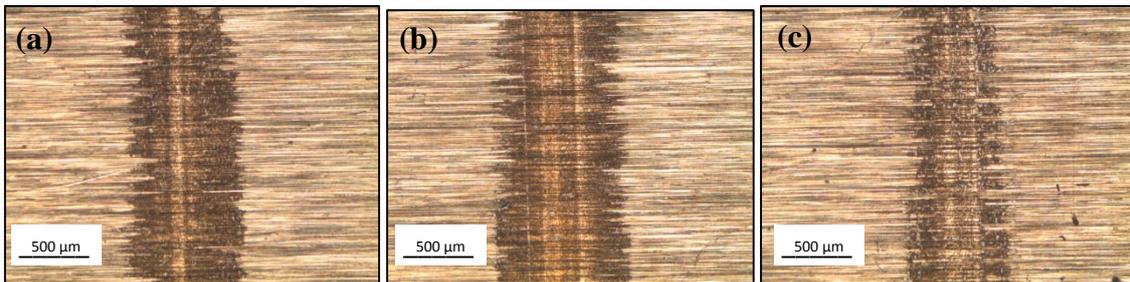
**P1**



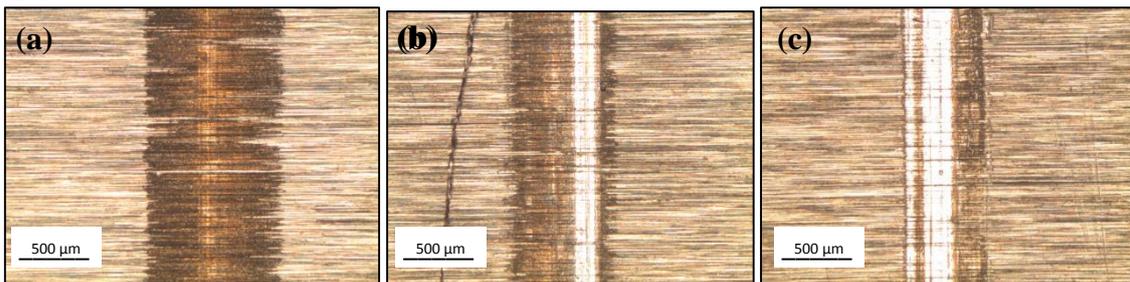
**P2**



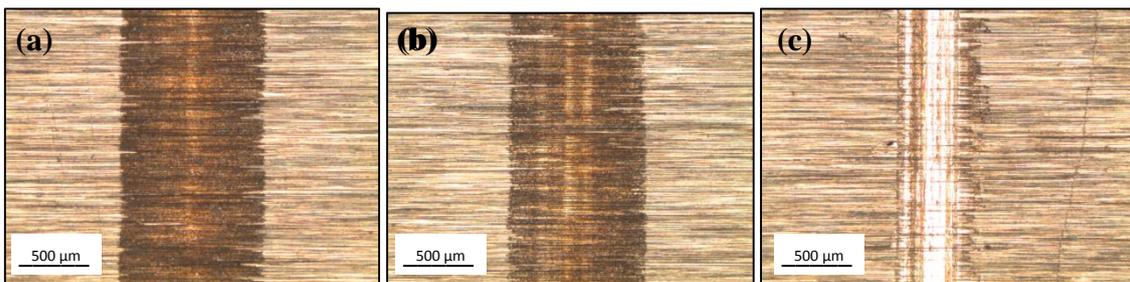
**P3**



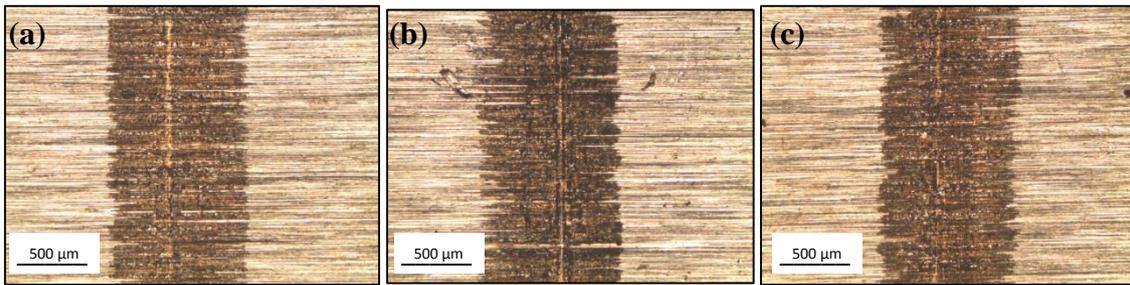
**P4**



**P5**



## Substrato

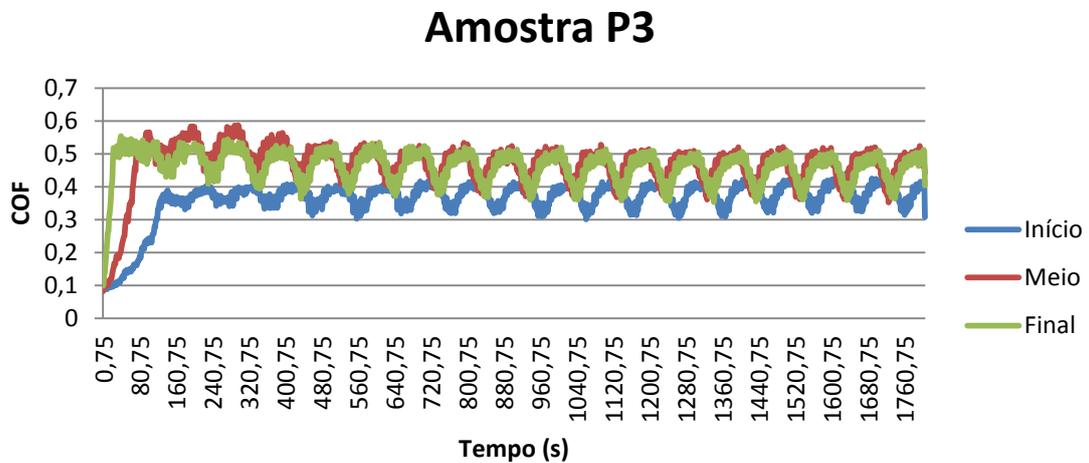
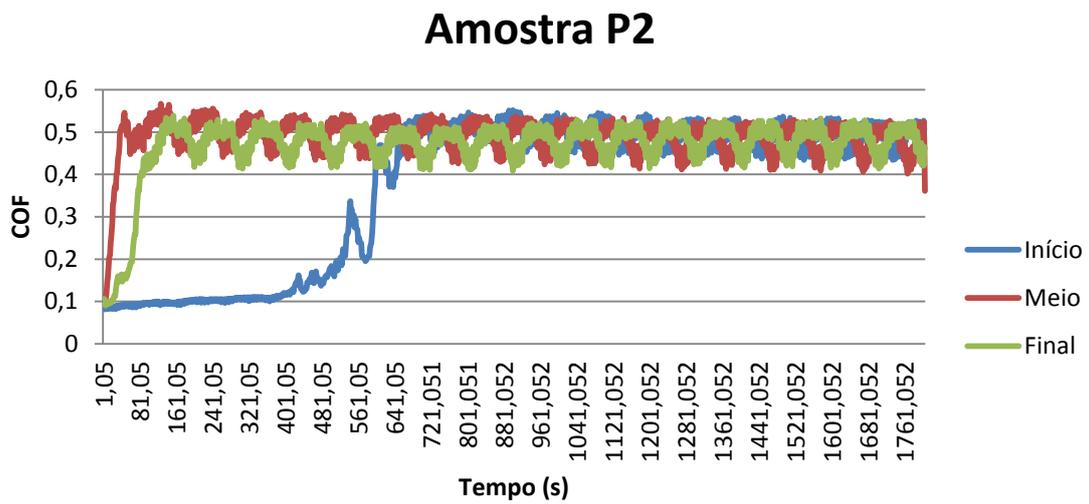
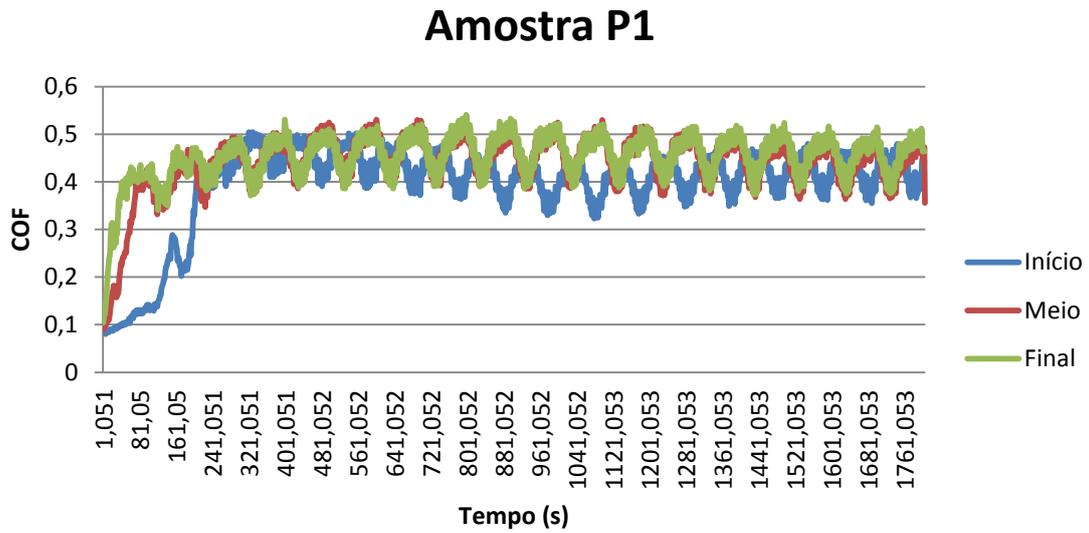


### 5.3.6.3 ANÁLISE DO COEFICIENTE DE ATRITO

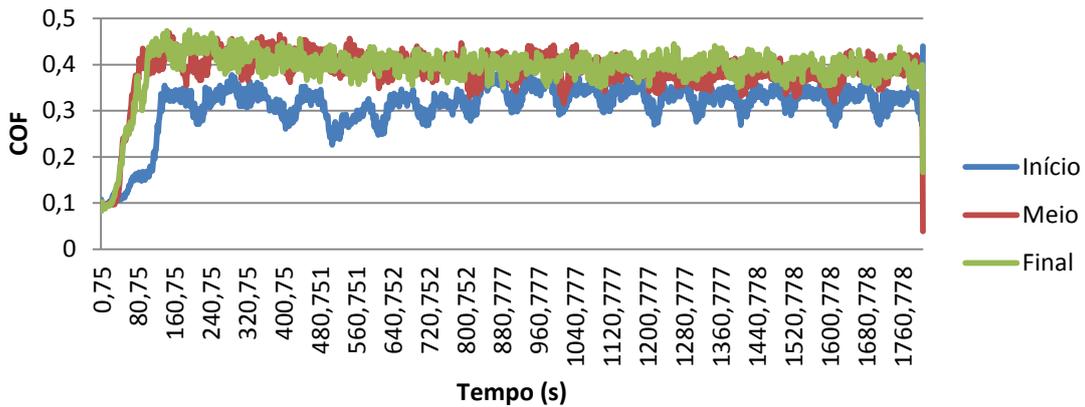
As flutuações do coeficiente de atrito estão associadas a fatores como desgaste, quebra de óxidos, à variação da carga, velocidade e a fenômenos associados com a remoção de debris, assim como das vibrações transmitidas das partes dos componentes móveis do equipamento ou do ambiente, etc. A complexa variação do sinal do coeficiente de atrito por fatores que influenciam indiretamente na referida medida, dificultam o entendimento do papel deste parâmetro no mecanismo de desgaste (CHIFFRE e CHRISTIANSEN, 1997).

Como dito anteriormente, o ensaio de desgaste foi feito com uma carga constante de 4 N. Com isto, a análise do coeficiente de atrito, neste caso, será importante para identificar se as diferentes potências influenciam neste comportamento e, se na mesma amostra o coeficiente de atrito é constante. Esta análise é um complemento para o ensaio de desgaste. Os resultados obtidos neste ensaio foram dispostos nos gráficos a seguir na Figura 5.30, sendo que, cada potência tem um gráfico contendo os valores dos três ensaios medidos em cada amostra.

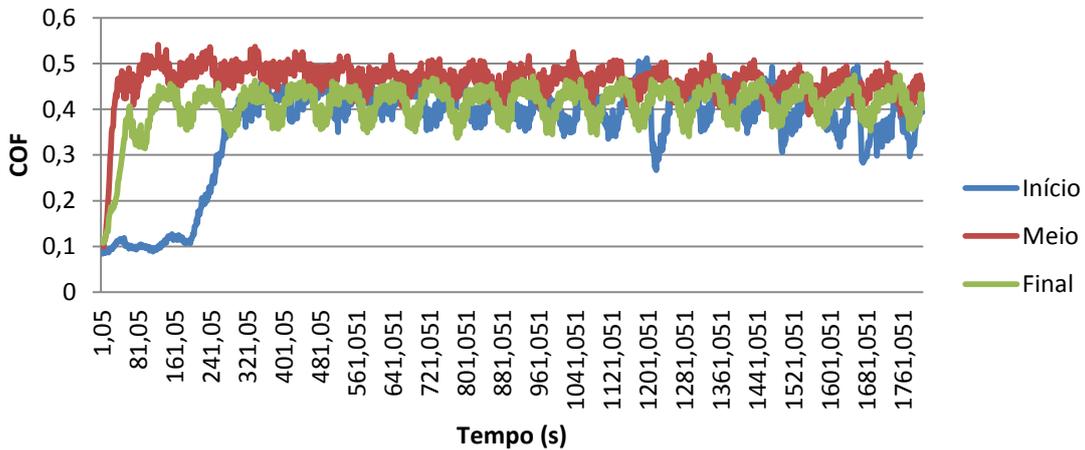
Figura 5. 30: Gráficos dos atritos gerados nos ensaios tribológicos das cinco amostras



### Amostra P4



### Amostra P5

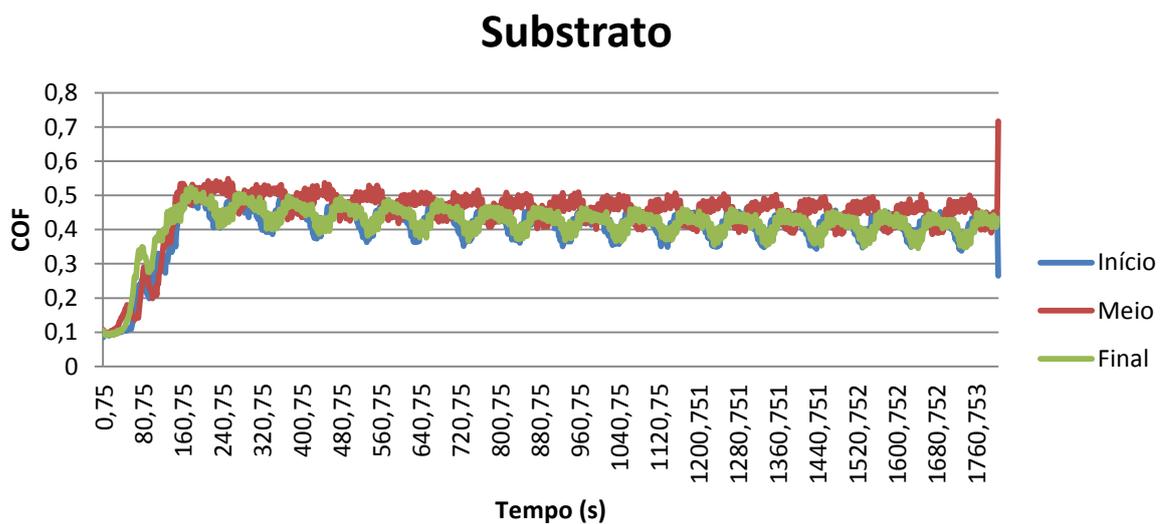


Analisando os gráficos do coeficiente de atrito da Figura 5.30 das cinco amostras tratadas pelo processo LSA, podemos perceber que há um padrão do atrito ao longo de cada amostra. Com exceção da amostra P2, todas as outras amostras apresentaram um comportamento semelhante, em que o gráfico referente ao início do processo, tem valores de coeficiente de atrito relativamente menores que os outros dois ensaios do meio e final da amostra, que possuem gráficos praticamente sobrepostos, com exceção da amostra P5, onde o gráfico do final do processo tem valores de coeficiente de atrito maior que no meio da amostra. Pode-se perceber também, que em todas as amostras, o primeiro ensaio leva uma pouco mais de tempo do que os outros para estabilizar o processo e atingir uma estabilidade, provavelmente obtida pela formação da tribocamada.

Comparando estes gráficos com os resultados do desgaste analisados anteriormente, é possível dizer que o atrito acompanha o raciocínio de que ele aumenta conforme a amostra vai esquentando e o oxigênio é introduzido na superfície. Atritos maiores podem levar ao desgaste da superfície encontrado na parte final das amostras. Pode-se dizer também, que o aumento da potência teve influência significativa nos valores de coeficiente de atrito. Os valores de coeficiente de atrito dos ensaios do meio e do final da amostra ficaram quase todos eles próximos de 0,4 e 0,5, com pico máximo de até 0,6. Já os valores de coeficiente de atrito do início da amostra encontraram-se sempre um pouco abaixo de 0,4, com valor mínimo próximo de 0,2. Esta variação do início para o final da amostra corresponde em um aumento de cerca de 50%.

Os gráficos do substrato na Figura 5.31 apresentam um comportamento muito parecido em todos os ensaios, proporcionando gráficos quase que sobrepostos, inclusive no tempo que leva até a estabilização do processo e formação da tribocamada. Os valores de coeficiente de atrito ficaram entre  $\pm 0,35$  e  $\pm 0,55$ , números estes muito próximos dos obtidos nos ensaios das amostras. A homogeneidade dos gráficos nos leva a crer que, realmente a temperatura ao longo do mesmo processo na amostra afeta, inclusive, no atrito gerado no ensaio.

Figura 5. 31: Gráfico dos atritos gerados nos ensaios do substrato



#### 5.3.6.4 ANÁLISE DE ESPECTROSCOPIA DE ENERGIA DISPERSIVA (EDS)

Como visto anteriormente, espera-se que o motivo de ter havido desgaste na parte final do processo das amostras, é devido à presença de óxidos provenientes das altas temperaturas impostas pelo processo do laser, visto na análise visual. Para confirmar a presença de óxidos nas amostras, decidiu-se por fazer análises de EDS na superfície tratada por LSA. Foram medidas duas áreas da amostra, referentes às primeiras trilhas do processo laser e outra área referente às trilhas finais do processo. Estas análises foram feitas em apenas três amostras, sendo elas P1, P3 e P5, ou seja, a amostra com menor, média e maior potência. Os valores quantitativos do percentual de oxigênio, por peso, medidos nesta análise foram comparados entre si. A Figura 5.32, indica as áreas em que foram feitas as análises de EDS.

Figura 5. 32: Imagem das áreas onde foram realizadas as análises de EDS



Para comparar as quantidades de oxigênio existentes nas amostras, as porcentagens dos valores medidos foram distribuídas na Tabela 14, vista a seguir, dividida em início, final e porcentagem de aumento de oxigênio entre eles:

Tabela 14: Porcentagem, por peso, da quantidade de oxigênio nas amostras P1, P3 e P5

	Início	Final	% de aumento
P1	0,36	0,51	41,67
P3	0,7	0,81	15,71
P5	1,37	1,72	25,55

Analisando os resultados da Tabela 14, nota-se que a presença de oxigênio realmente aumenta durante o processo e este comportamento repete nas três amostras. Outro fato que pode ser percebido, é que a quantidade de oxigênio aumenta de acordo com o aumento da potência de processo, sendo que, quanto maior a potência, mais energia térmica, maior o tamanho da poça fundida e maior é o tempo de interação com a atmosfera

ambiente. A terceira coluna da tabela mostra a porcentagem de oxigênio que aumentou entre o começo e o final do processo de LSA.

Estes resultados confirmam então, a presença de oxigênio na superfície da amostra, proveniente da facilidade da absorção de oxigênio na superfície a altas temperaturas. É visto também, que há um aumento deste oxigênio na própria amostra, conforme o tratamento é realizado e mais energia é introduzida na amostra. O aumento das potências também aumenta a quantidade de oxigênio introduzido na superfície da amostra, devido a um maior calor imposto pelo laser. Estes resultados podem então, explicar o porquê há um maior desgaste no final das amostras e este desgaste é maior nas amostras com maiores potências.

### **5.3.7 CONCLUSÕES**

Pela análise visual das amostras logo após o tratamento, é possível concluir que quanto maior a potência, maior a rugosidade superficial, mais espessa são as linhas do processo e mais intensa é a coloração na superfície da amostra, indicando a formação de óxidos

Nas seções transversais das micrografias observou-se tipicamente três zonas estruturais. A camada tratada austenítica, é formada por grãos dendríticos colunares que crescem a partir da interface com a ZTA e por grãos finos e sem orientação preferencial no restante da camada. Outra zona bem definida é a ZTA, formada pelas altas temperaturas impostas pelo processo LSA. Entre a ZTA e a camada tratada há uma camada com WC sedimentados, que aparecem a partir da amostra P2 e seus grãos diminuem de tamanho conforme aumenta a potência do laser, pois há a dissociação das partículas de WC em  $W_2C$ . O aumento da potência aumenta a profundidade tanto da camada quanto da ZTA, que sofre influência da sobreposição de 50% das trilhas do laser.

É possível concluir pela análise da dureza, que as cinco diferentes amostras têm o mesmo padrão de dureza, variando apenas a profundidade de acordo com cada potência. A camada tratada pelo processo LSA atingiu uma dureza próxima de 500HV em todos os cinco casos, cerca de duas vezes a mais que o substrato do aço, que possuía 260HV. Entre o substrato e a camada tratada, encontramos uma ZTA com uma dureza próxima a 600HV, devido a presença de martensita nesta região. Entre a camada e a ZTA há ainda

um ponto com dureza maior que 600HV, medido sobre as partículas de WC presentes na subcamada sedimentada.

A análise de difração de raios X pôde nos dizer que o aço ferramenta usado no tratamento de LSA era ferrítico e, após o processo a laser, a camada próxima a superfície mudou sua estrutura para predominantemente austenítica. Notou-se uma possível amorfização do ferro e, a partir da amostra P3, uma mudança na orientação preferencial dos grãos, evidenciada pela inversão dos picos do cromo. É possível ainda, encontrar resquícios dos WC e  $W_2C$ , precipitados nos contornos dos grãos dendríticos.

Na análise de EDS foi possível concluir que a camada formada pelo tratamento de LSA teve as partículas do pó inseridas na superfície e mostrou uma homogeneidade ao longo da camada. A potência influencia na quantidade de alguns elementos encontrados na camada, como tungstênio e cobalto. Pode-se dizer que P3 mostrou ter as melhores qualidades, tendo atingido as melhores concentrações de elementos com uma potência intermediária.

O mapa químico feito junto com a análise de EDS confirmou a presença de tungstênio e cobalto majoritariamente na camada tratada, mostrou a homogeneidade do cromo ao longo de todo o aço e foi possível concluir também que o carbono é encontrado em sua maior parte no substrato. Já o oxigênio foi encontrado principalmente no substrato, devido a oxidação do ferro, e na região superficial da camada ao final do processo, devido ao aquecimento gerado no processo.

Na análise de desgaste, notou-se que não houve reprodutibilidade dos ensaios de desgaste, proporcionando apenas um único ensaio por condição. Os gráficos mostraram a formação de uma fina camada oxidada na superfície das amostras e um leve desgaste da superfície nos ensaios realizados ao final do processo LSA. Como cada ensaio feito representou um valor único, não foi possível obter uma conclusão evidente do comportamento de desgaste, visto que o desgaste é sistêmico e depende das condições de ensaio e do par tribológico. O que pode ser dito é que houve um predomínio da perda de material por desgaste no final do processo nas amostras tratadas e que na amostra do substrato houve perda de material nos três ensaios. A única amostra que apresentou formação de uma tribocamada oxidada e não teve perda de material foi a amostra P3.

Analisando o coeficiente de atrito gerado no ensaio tribológico, foi possível dizer que o atrito acompanha o raciocínio do desgaste. O atrito aumenta no decorrer da amostra, atingindo valores maiores nas regiões onde houve maior calor durante o tratamento.

Com a análise de EDS na superfície da amostra, foi possível concluir que o oxigênio está presente nas superfícies das amostras, e sua quantidade aumenta ao longo da camada. A quantidade de oxigênio também aumenta quanto mais alta é a potência do laser utilizada no processo. Este aumento da quantidade de oxigênio, tanto ao longo da camada, quanto nas potências maiores é devido ao severo aumento da temperatura imposta pelo processo a laser. Este resultado é muito importante, pois é devido a oxidação da superfície que há uma fragilização da camada e aumento do desgaste ao longo de uma mesma amostra e para maiores potências. Isto mostra que a proteção de argônio não foi suficiente para impedir a oxidação durante o processo.

## **6 CONCLUSÕES GERAIS**

Após todas as análises do processo de LSA na ferramenta é possível dizer que este tratamento melhorou muito a resistência ao desgaste da ferramenta. Mostrou ser um processo complexo, rápido, limpo, viável e eficaz, formando uma superfície livre de trincas e homogênea. Após submeter a matriz a mil estampagens foi possível, através de todas as análises concluir que a superfície se manteve com uma baixa rugosidade e pouco desgaste ao comparado com a matriz sem este tratamento. A diminuição de forças de estampagem da máquina mostrou que, além de tudo, este tratamento possibilita uma redução de energia e custos de processo durante o próprio trabalho. Por fim, os resultados de desgaste encontrados na matriz com o tratamento de LSA mostraram ser muito melhores que o esperado e este processo realmente aumenta o tempo de vida de uma ferramenta.

Após todas as análises das amostras é possível dizer que este é um tratamento muito complexo. Pode-se dizer que a temperatura imposta nas amostras é algo que deve ser levado muito em conta durante todo o processo, pois a variação dela pode influenciar nas propriedades de desgaste ao longo da mesma amostra. Foi possível concluir que o processo de LSA atingiu o objetivo de adicionar homogêneamente o pó na amostra e formar uma superfície dura e resistente ao desgaste. Com o aumento das potências foi

possível observar que todas as amostras obtiveram a mesma dureza da camada, profundidades diferentes e quantidade dos elementos variaram para cada camada. A amostra P3 foi a que apresentou um melhor resultado geral, principalmente quanto a quantidade de elementos encontrados na camada.

A análise tribológica foi importante para identificar um aumento da perda de material por desgaste ao longo da mesma amostra e em potências maiores. Isto ocorreu devido ao aumento da quantidade de oxigênio ao longo das amostras, proporcionado pelas altas temperaturas de processo. O oxigênio fragiliza a superfície e permite que ocorra um desgaste maior. Portanto, pode-se concluir que para garantir um processo mais homogêneo e com mais qualidade, deve ser feito um controle mais rigoroso do processo e da atmosfera protetora do laser, feita geralmente por um jato de argônio. No geral, a amostra P3 também apresentou os melhores resultados quanto a resistência ao desgaste e, sendo assim, esta foi a potência utilizada para tratar a matriz de estampagem.

## **7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS**

- Medir a rugosidade também nas peças estampadas;
- Quantificar o desgaste pelo programa 3D Reshaper;
- Refazer as amostras utilizando outros parâmetros de processo;
- Aprimorar os testes tribológicos, utilizando outro contracorpo, mais tempo e mais força;
- Controlar melhor o processo de LSA, aprimorando as condições do gás de proteção e do caminho de processo, evitando o superaquecimento da peça.

## 8 REFERÊNCIAS

- Haba Lösung aus Platten**, 2008. Disponível em:  
<[http://www.haba.ch/up/ktml/files/produkte/flachstahl/de/1\\_2379infode\\_chf.pdf](http://www.haba.ch/up/ktml/files/produkte/flachstahl/de/1_2379infode_chf.pdf)>. Acesso em: 11 fev. 2015.
- ABBOUND, J. H. et al. Laser surface treatments of iron-based substrates for automotive application. **J. Mater Process. Technol.** **182**, 2007. 427-431.
- ANANDAN, S.; PITYANA, S.; MAJUMDAR, J. D. Structure-property-correlation in laser surface alloyed AISI 304 stainless steel with WC+Ni+NiCr. **Materials Science and Engineering A**, v. 536, p. 159-169, 2012.
- ARCHARD, J. **Wear theory and mechanisms**. New York: ASME: Peterson, M; Winer, W., 1980.
- BAUER, K. P. **Development of a quantitative evaluation method of wear development at die active surfaces in deep drawing**. RWTH. Aachen. 2011.
- BERNARDI, C. **Produção e caracterização de nanopartículas de MoS<sub>2</sub> e sua estabilização em óleos visando a lubrificação limite**. Universidade Federal de Santa Catarina. Florianópolis. 2011.
- BUDINSKI, K. G. Surface Engineering for Wear Resistance. **Prentice Hall**, New Jersey, 1988.
- BUDINSKI, K. G. Surface Engineering for wear resistance. **Prentice Hall**, New Jersey, 1988.
- CARDARELLI, F. **Materials Handbook**. 2. ed. London: Springer-Verlag, 2008.
- CHIFFRE, L.; CHRISTIANSEN, S. Topographic characterization of progressive wear on deep drawing dies. **Tribology Transactions**, n. 40, p. 346-352, 1997.
- CZICHOS, H.; HABIG, K.-H.; SANTANER, E. **Tribologie-Handbuch. Reibung and Verschleiß**. Wiesbaden: Vieweg, v. 2, 2003.
- DETTOGNI, M. A. Principais mecanismos de desgaste e avaliação de diferentes ligas para corpos moedores, Ouro Preto, Minas Gerais, Universidade de Ouro Preto, 2010.
- DEUTSCHE Forschungsgemeinschaft. **DFG**, 2000 - 2006. Disponível em:  
<<http://www.iul.eu/pages/de/content/veranstaltungen/hydroforming2006/pdf/Abschlussbericht%20zum%20DFG-SPP%201098.pdf>>. Acesso em: 11 fev. 2015.
- DRAPER, C. W. Laser Surface Alloying, the state of art. **J. Met** **7**, 1982. 24-32.
- DRAPER, C. W.; POATE, J. M. Poate International Metals Reviews , v. 30, n. 2, 1985.
- ETTMAYER, P.; LENGAUER, W. **Carbides: transition metal solid state chemistry encyclopedia of inorganic chemistry**. [S.l.]: John Wiley & Sons, 1994.
- FOTES, C.; CLÁUDIO, V. <http://www.esab.com.br/br/pt/education/>, 7 Julho 2007. Acesso em: Dezembro 2014.

- GAARD, A.; KRAKHMALEV, P.; BERGSTRÖM, J. Wear mechanisms in deep drawing of carbon steel - correlation to laboratory testing, v. 14, n. 1, p. 1-9, 2008.
- GALLO, S. C. <http://www.slideshare.net/Engenharia.de/Superficies/palestra-simecs-2010-0505>. Acesso em: 17 Outubro 2010.
- [HTTP://WWW.VILLARESMETALS.COM.BR/PORTUGUESE/FILES/FT\\_13\\_VD2.PDF](HTTP://WWW.VILLARESMETALS.COM.BR/PORTUGUESE/FILES/FT_13_VD2.PDF). Acesso em: Novembro 2014.
- JOST, H. P. Tribology - origin and future. [S.l.]: [s.n.], v. 136, 1990. p. 1-17.
- KATO, K. A. K. "Wear Mechanisms", MODERN TRIBOLOGY HANDBOOK. [S.l.]: CRC Press LLC, v. 12, 2001. Cap. 22.
- KLOCKE, F.; KÖNIG, W. **Uniformem Fertigungsverfahren 4**. Berlin: Springer, v. 5, 2008.
- KUWER, C.-J. **Verschleißreduktion beim Tiefziehen von x5 CrNi 18-10**. Aachen. 2007.
- LANGE, K. **Lehrbuch der Umformtechnik**. Berlin, Heidelberg: Springer, 1974.
- LANGE, K. **Handbuch für Industrie und Wissenschaft**. Berlin: Springer, 1990.
- PANTALEÓN, E. M.; TANAKA, D. K.; BERNARDES, F. G. Análise das variações do coeficiente de atrito e as correlações com os mecanismos de desgaste. **HOLOS**, v. 1, n. 28, 2012.
- PFESTORF, M. Manufacturing of High Strength Steel and Aluminium for Mixed Material Body in White. **Advanced Materials Research**, v. 6-8, p. 109-126, 2005.
- PIERONEK, D.; MARX, A.; HOLISTISCHER, R. Ansatz zur Versagensmodellierung von Schweißpunkten in der Crashsimulation. **DynAmore GmbH**, 2010.
- PRZYBYLOWICZ, J.; KUSINSKI, J. Structure of laser clad tungsten carbide composite coatings. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 109, p. 154-160, 2001.
- RIABKIAN-FISHMAN, M.; ZAHAVI, J. Laser alloying and cladding for improving surface properties. **Applied surface science** **106**, 1996. 263-267.
- RIBAS, P. R. F. Fatores que afetam a resistência ao desgaste em aços e ferros fundidos em componentes mecânicos que trabalham em mineração. **anais** **57º**, São Paulo, p. 1810-1919, 2002.
- SCHLOSSER, D. Geometrische Eigenschaften tiefgezogener kreiszylindrischer Nöpfe, Essen, 1977.
- SIEBEL, E.; BEISSWÄNGER, H. Tiefziehen. Forschungsarbeiten auf dem Gebiete des Tiefziehens im Auftrage der Forschungsgesellschaft Blechverarbeitung, München, 1955.
- TONG, X. et al. Effects of WC particle size on the wear resistance of laser surface alloyed medium carbon steel. **Applied Surface Science**. **258**, 2012. 3214-3220.

TONG, X. et al. Effects of pre-placed coating thickness on thermal fatigue resistance of cast iron with biomimetic non-smooth surface treated by laser alloying. **Opt. Laser Technology** **41**, 2009. 671-678.

WWW.MATWEB.COM. **MatWeb**. Disponível em:

<<http://www.matweb.com/search/DataSheet.aspx?MatGUID=be519e785c4043e282058bd30fcc0992&ckck=1>>. Acesso em: 15 Outubro 2013.

ZHONG, M. L.; LIU, W. J.; HANG, H. J. Corrosion and wear resistance characteristics of NiCr coating by laser alloying with powder feeding on grey iron liner. **Wear** **260**, 2006. 1349-1355.