

Ministério da Educação
Universidade Federal do Rio Grande do Sul

Escola de Engenharia
Programa de Pós Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais
PPGE3M

ANGELA SELAU MARQUES

**CARACTERIZAÇÃO E AVALIAÇÃO TRIBOLÓGICA DE REVESTIMENTOS
DEPOSITADOS VIA HVOF EM FERRAMENTAS DE AÇO SAE H13 UTILIZADAS NA
EXTRUSÃO A QUENTE**

Porto Alegre
2019

ANGELA SELAU MARQUES

**CARACTERIZAÇÃO E AVALIAÇÃO TRIBOLÓGICA DE REVESTIMENTOS
DEPOSITADOS VIA HVOF EM FERRAMENTAS DE AÇO SAE H13 UTILIZADAS NA
EXTRUSÃO A QUENTE**

Proposta submetida à banca examinadora do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, PPGE3M, da Escola de Engenharia da Universidade Federal do Rio Grande do Sul, para obtenção do Título de Doutor em Engenharia.

Orientador: Prof. Dr. Alexandre da Silva Rocha
Coorientador: Prof. Dr. Giovanni Rocha dos Santos
Coordenador do PPGE3M: Prof. Dr. Afonso Reguly

BANCA EXAMINADORA

Prof. Dr. Elvys Mercado Curi (SATC)
Prof. Dr. Prof. Dr. Rafael Menezes Nunes (UFRGS)
Dr. Alberto Guerreiro Moreira de Brito (UFRGS)

CIP - Catalogação na Publicação

Marques, Angela Selau
CARACTERIZAÇÃO E AVALIAÇÃO TRIBOLÓGICA DE
REVESTIMENTOS DEPOSITADOS VIA HVOF EM FERRAMENTAS DE
AÇO SAE H13 UTILIZADAS NA EXTRUSÃO A QUENTE / Angela
Selau Marques. -- 2019.
167 f.
Orientador: Alexandre da Silva Rocha.

Coorientador: Giovanni Rocha dos Santos.

Tese (Doutorado) -- Universidade Federal do Rio
Grande do Sul, Escola de Engenharia, Programa de
Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de
Materiais, Porto Alegre, BR-RS, 2019.

1. Desgaste. 2. Aspersão térmica. 3. HVOF. 4.
Extrusão inversa. 5. Forjamento a quente. I. Rocha,
Alexandre da Silva, orient. II. Santos, Giovanni
Rocha dos, coorient. III. Título.

Dedico este trabalho ao meu filho, Artur Marques Brochier.

AGRADECIMENTOS

Esta pesquisa não poderia ter sido concluída sem a ajuda de diversas pessoas e instituições, às quais manifesto a minha eterna gratidão. Dentre elas, destaco as seguintes:

- ✓ Prof. Dr. Alexandre da Silva Rocha, pela oportunidade, orientação e confiança na realização desta pesquisa.
- ✓ Dr. Giovanni Rocha dos Santos, pela coorientação, inúmeros esclarecimentos e colaboração durante o desenvolvimento deste trabalho.
- ✓ Maxiforja Componentes Automotivos Ltda., nas pessoas do Eng. Tomaz Petraco e do Eng. Heriki Vanti, por terem contribuído com material e equipamentos.
- ✓ Rijeza Metalurgia Ltda., em especial o Eng. Gabriel Cogo e o diretor Darlan Geremia, pelo apoio na deposição dos revestimentos.
- ✓ IFSUL Campus Avançado Novo Hamburgo, em especial aos gestores e colegas da unidade, Prof. MSc. Rocelito Andrade, Prof. MSc. Moisés Beck, Prof^a. Dr. Carla Vianna e Dr. Deloize Lorenzet, pelo apoio e incentivo no término da pesquisa.
- ✓ Colegas do Grupo de Engenharia de Superfícies da UFRGS: MSc. Carla Soares, Dr. Vinícius Waechter, Dr. Tomaz de Souza, MSc. Leonardo Oliveira e MSc. Rafael Dalcin, pelas valiosas discussões técnicas, pela amizade, pela torcida, pela ajuda nos momentos de falta de inspiração e pelos momentos de descontração.
- ✓ Bolsistas de iniciação científica que participaram da realização desta pesquisa, em especial os graduandos Gustavo Gehlen, Silmar Castro, Lucas Alves e Francisco Simon.
- ✓ Equipe do Laboratório de Transformação Mecânica da UFRGS, em especial o Dr. Eng. Alberto Brito, o Prof. Dr. Lírio Schaeffer e os pesquisadores MSc. Eng. Luana De Lucca de Costa, Eng. André Rosiak e Hugo Tenório Kemmerich.
- ✓ Todos que me auxiliaram na realização de ensaios e empréstimo de equipamentos, em especial o MSc. Eng. Richard Castro (SATC), MSc. Eng. Regis Fabiano do Amaral (LAFUN), MSc. Eng. Igor Diehl (LAMEF), Denise Bohn (CME), Dr. Gelsa Hidalgo (LAPRON) e Gerson Miltzarek (LAPRON).
- ✓ Amigos que buscaram, levaram e muitas vezes ficaram com meu filho para que eu pudesse estudar e realizar atividades na UFRGS, em especial Dalila Colatto, Simone Spellmeier e Rosangela Farias.
- ✓ Toda minha família, que de alguma forma contribuiu para eu chegar até aqui. Em especial meus pais, Arlindo Marques e Ivone Selau Marques, meu irmão, Augusto Selau Marques, meu marido Diego Brochier e meu filho Artur Marques Brochier.

- ✓ Este trabalho foi realizado com o apoio da CAPES, através do PROGRAMA CAPES BRAGECRIM (Processo nº. 88881.142485/2017-01 - auxílio 1844/2017), CAPES – PROEX (Processo 23038.000341/2019-71) e do CNPq (PQ-2018, Processo 308773/2018-7).

“O sucesso é a soma de pequenos esforços repetidos dia após dia.”
(Robert Collier)

RESUMO

Melhorias na vida de ferramentas de conformação podem ser obtidas através do uso de tratamento superficial. Os revestimentos melhoram a resistência ao desgaste e têm sido cada vez mais utilizados, objetivando a diminuição dos danos causados nas superfícies de ferramentas utilizadas na conformação mecânica (AKHTARI ZAVAREH et al., 2015; TAHA-AL; HASHMI; YILBAS, 2008) (AKHTARI ZAVAREH et al., 2015; TAHA-AL; HASHMI; YILBAS, 2008). Neste estudo, utiliza-se a combinação de dois tratamentos superficiais: a nitretação a plasma e o HVOF para revestir e proteger ferramentas utilizadas em um processo de extrusão inversa, durante o forjamento a quente da ponta de um eixo. A nitretação é um processo termoquímico no qual o nitrogênio é difundido na superfície da ferramenta até uma determinada profundidade. O processo HVOF consiste em uma fina camada de materiais metálicos e cerâmicos depositados em uma condição fundida sob uma superfície, formando uma fina camada de depósito aspergido. A sobreposição da nitretação com o revestimento depositado via HVOF é chamada de duplex, que confere maior resistência ao desgaste e durabilidade à ferramenta. Com base neste contexto, o objetivo desta pesquisa é investigar o desempenho do tratamento superficial HVOF e do duplex (nitretação+HVOF) aplicados em punções de forjamento a quente fabricados em aço SAE H13. Na primeira etapa da pesquisa, dois tipos de pó são utilizados para revestir a superfície das amostras e das ferramentas via HVOF: $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$ e WC-10Co4Cr . A segunda etapa é realizada com base nos resultados da etapa anterior, e por isso optou-se por utilizar um revestimento duplex, pois verificou-se que seria necessário promover uma redução gradual de dureza da superfície para o núcleo do substrato, em função do desgaste severo sofrido pelo punção na primeira etapa. Os resultados obtidos na segunda etapa demonstraram que as alterações no processo de acabamento para redução da rugosidade superficial e o tratamento duplex trouxeram melhorias e elevaram a vida útil dos punções.

Palavras-chave — Desgaste, erosão, adesão, fadiga, aspersão térmica, HVOF, nitretação a plasma, extrusão inversa, forjamento a quente, H 13, $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$ e WC-10Co4Cr .

ABSTRACT: Wear characterization of hot forging punches coated with WC-CoCr and Cr₃C₂-NiCr applied by high velocity oxygen fuel (HVOF)

Life-enhancement of forming tools can be achieved through the use of surface treatment. The coatings improve the resistance against wear and have been increasingly used to reduce the damage caused to the surface of tools used in mechanical forming. In this study the combination of two surface treatments is used: the plasma nitriding and the HVOF to coat and protect hot forging tools. The nitriding is a thermochemical process in which the nitrogen is diffused on the tool surface up to a certain depth. The HVOF process consists of a thin layer of metallic and ceramic materials deposited in a molten condition under a surface, forming a thin spray layer. The superposition of the nitriding with the deposited coating via HVOF is called duplex, which gives greater resistance against wear and durability to the tool. Based on this context, this research aims to investigate the performance of the HVOF surface treatment and the duplex (nitriding+HVOF) applied in hot forging punches made of SAE H13 steel. In the first stage of the research, two types of powder material are used to coat the samples and tools' surfaces via HVOF: Cr₃C₂-25NiCr and WC-10Co4Cr. The second stage is performed based on the results of the previous stage and therefore it was chosen to use a duplex coating, since it has been found necessary to gradually reduce hardness from the surface to the substrate core due to the severe wear suffered by the punch in the first stage. The results obtained in the second stage showed that the changes in the finishing process to reduce the superficial roughness and the duplex treatment brought improvements and extended the punches life cycle.

Keywords — Wear, erosion, adhesion, fatigue, thermal spray, HVOF, plasma nitriding, hot forging, backward extrusion, H 13, Cr₃C₂-25NiCr e WC-10Co4Cr.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 – Custos envolvidos em uma ferramenta de forjamento a quente.....	25
Figura 2 – Variação da dureza com a temperatura de revenimento do aço H13.	27
Figura 3 – Micromecanismos do desgaste abrasivo: (a) Deformação plástica entre dois corpos; (b) Fratura frágil entre dois corpos; (c) Deformação plástica entre três corpos; (d) Fratura frágil entre três corpos.	28
Figura 4 – Imagens obtidas via MEV da superfície da ferramenta. (a) Desgaste abrasivo no sentido de fluxo do material. (b) Região com severo desgaste abrasivo.....	30
Figura 5 – Processo de transferência de metal devido à adesão.	31
Figura 6 – Resíduo de óxidos aderidos na superfície de uma ferramenta de aço SAE H13.....	31
Figura 7 – Representação da formação de trincas devido ao desgaste por fadiga superficial.	33
Figura 8 – Microscopia eletrônica de varredura da seção transversal de uma amostra de aço com trincas.	33
Figura 9 – Rede de trincas formadas devido à fadiga mecânica.....	34
Figura 10 – Rede de trincas formadas na superfície de uma matriz de forjamento.....	35
Figura 11 – Deformação plástica na superfície de uma matriz de forjamento.	36
Figura 12 - Influência do gradiente de dureza entre o substrato e a camada depositada. Em (a) distribuição de dureza da camada depositado sob o substrato. Em (b) um tratamento duplex de nitretação a plasma e a deposição de um revestimento duro.	39
Figura 13 – Microscopia ótica da seção transversal de amostra de aço submetida a tratamento de nitretação a plasma. (a) amostra sem zona de compostos. (b) com zona de compostos.....	43
Figura 14 – Representação do processo de aspersão térmica.	45
Figura 15 – Processo de aspersão via HVOF. (a) Pistola de aplicação. (b) Representação do interior da pistola.....	46
Figura 16 – Características da formação do revestimento aplicado via HVOF.....	47
Figura 17 – Representação de uma superfície revestida via HVOF antes e após o polimento/lixamento. (a) Superfície antes do polimento. (b) Superfície após o polimento.....	51
Figura 18 – Correlação do acabamento superficial com o comportamento do lubrificante durante a conformação. (a) superfície da ferramenta com rugosidade elevada. (b) superfície da ferramenta com rugosidade baixa.....	52
Figura 19 – Fluxograma com a sequência de atividades utilizadas para a execução dos experimentos.....	53
Figura 20 – Desenvolvimento da Etapa 1.	54
Figura 21 - Desenvolvimento da Etapa 2.....	54
Figura 22 – Amostras fabricadas para os testes laboratoriais e industriais, após o jateamento. (a) Aplicação do jateamento. (b) Corpos de prova após o jateamento.....	57
Figura 23 – Disposição das amostras para os tratamentos de nitretação. (a) Matrizes para o ensaio do anel. (b) Amostras para o ensaio de abrasão. (c) Amostras para o ensaio de adesão. (d) Punções.....	58
Figura 24 – Amostras durante a nitretação. (a) Amostras do ensaio do anel. (b) Amostras do ensaio de abrasão. (c) Amostras do ensaio de adesão. (c) Punções.....	59
Figura 25 – Aspersão térmica. (a) Equipamentos de controle da aspersão térmica. (b) Aplicação do revestimento no punção. (c) Aplicação do revestimento nas amostras.....	59
Figura 26 – Medição da espessura do revestimento.	61
Figura 27 – Amostras preparadas para o ensaio de adesão.	62
Figura 28 – Ilustração das regiões onde foram medidas as rugosidades. (a) Amostra circular, utilizada no ensaio do anel e teste de adesão. (b) Amostra do ensaio de abrasão. (c) Punção do teste industrial.....	63
Figura 29 – Rugosímetro <i>Mitutoyo SJ-210</i> . (a) Rugosímetro sobre o punção. (b), (c) e (d) Rugosímetro sobre as amostras utilizadas nos ensaios laboratoriais.....	64
Figura 30 – Parâmetros de rugosidade Ra e Rz	64

Figura 31 – Esquema representativo do posicionamento das medições de microdureza. (a) Amostra revestida apenas com HVOF. (b) Amostra com revestimento duplex.....	65
Figura 32 – Caracterização do atrito: (a) tribômetro do tipo pino-sobre-disco e (b) imagem da trilha.	66
Figura 33 – Perfilômetro ótico e representação dos pontos analisados.	68
Figura 34 – Corte dos punções.....	69
Figura 35 – Abrasômetro Roda de Borracha. (a) Identificação das partes da máquina. (b) Posicionamento da amostra. (c) Escoamento da areia.	70
Figura 36 – (a) Dimensões do corpo de prova. (b) Corpo de prova utilizado no ensaio. (c) Ensaio de compressão do anel a quente.....	72
Figura 37 – Representação do processo de forjamento.....	74
Figura 38 – Microestrutura do aço AISI H13.	75
Figura 39 – Morfologia do pó utilizado no revestimento. (a) e (b) Cr ₃ C ₂ -25NiCr (c) e (d) WC-10Co4Cr.....	76
Figura 40 – Imagem de topo do revestimento obtida por MEV. (a) Cr ₃ C ₂ -25NiCr e (b) WC-10Co4Cr.	77
Figura 41 – Rugosidade média das amostras após a aspersão térmica.	78
Figura 42 – Rugosidade média dos punções após a aspersão térmica.	78
Figura 43 – Perfilometria da superfície revestida com Cr ₃ C ₂ -25NiCr.....	79
Figura 44 – Perfilometria da superfície revestida com WC-10Co4Cr.....	79
Figura 45 – Difractogramas obtidos para o pó e para os revestimentos. (a)Cr ₃ C ₂ -25NiCr e (b)WC-10Co4Cr.....	80
Figura 46 – Análise por EDS da amostra revestida com WC-10Co4Cr.....	81
Figura 47 – Análise por EDS da amostra revestida com Cr ₃ C ₂ -25NiCr.....	81
Figura 48 – Metalografia da camada de revestimento. (a) Cr ₃ C ₂ -25NiCr e (b) WC-10Co4Cr.....	82
Figura 49 – Quantificação dos poros. (a) Poros do revestimento de Cr ₃ C ₂ -25NiCr. (b) Poros do revestimento de WC-10Co4Cr.....	83
Figura 50 – Medição de espessura do revestimento. (a) Cr ₃ C ₂ -25NiCr e (b) WC-10Co4Cr.	83
Figura 51 – Espessura das camadas dos punções.	84
Figura 52 – Resultados do ensaio de adesão.....	84
Figura 53 – Amostras após o ensaio de adesão. (a) Amostra revestida com Cr ₃ C ₂ -25NiCr; (b) Amostra revestida com WC-10Co4Cr.....	85
Figura 54 – Microdureza Superficial das amostras revestidas com Cr ₃ C ₂ -25NiCr e WC-10Co4Cr.....	85
Figura 55 – Perfis de microdureza do revestimento de Cr ₃ C ₂ -25NiCr.....	86
Figura 56 – Perfis de microdureza do revestimento de WC-10Co4Cr.....	86
Figura 57 – Impressão do penetrador Vickers. (a) Amostra revestida com Cr ₃ C ₂ -25NiCr. (b) Amostra revestida com WC-10Co4Cr.....	87
Figura 58 – Trilhas de desgaste após o ensaio de pino-sobre-disco. (a) Amostra sem revestimento. (b) Amostra revestida com Cr ₃ C ₂ -25NiCr. (c) Amostra revestida com WC-10Co4Cr.....	87
Figura 59 – Coeficiente de atrito das amostras sem revestimento e com revestimentos. (a) Evolução dos coeficientes de atrito. (b) Média dos coeficientes de atritos.	88
Figura 60 – MEV da trilha de desgaste da amostra sem revestimento. (a) Trilha. (b) Imagem ampliada com detalhes da trilha.	89
Figura 61 – MEV da trilha de desgaste da amostra revestida com Cr ₃ C ₂ -25NiCr. (a) Trilha. (b) Imagem ampliada com detalhes da trilha.....	89
Figura 62 – MEV da trilha de desgaste da amostra revestida com WC-10Co4Cr. (a) Trilha. (b) Imagem ampliada com detalhes do desgaste da trilha.	90
Figura 63 – Perfilometria das trilhas geradas pelo ensaio de pino-sobre-disco.....	90
Figura 64 – Imagens dos perfis de desgaste produzidas através do software <i>True Surf</i>	91
Figura 65 – Punções após a deposição do revestimento via HVOF.	92
Figura 66 – Punção revestido com Cr ₃ C ₂ -25NiCr. (a) Punção antes do forjamento. (b) Punção após o forjamento.	93

Figura 67 – Punção revestido com WC-10Co4Cr. (a) Punção antes o forjamento. (b) Punção após o forjamento.	93
Figura 68 – Punção revestido com Cr ₃ C ₂ -25NiCr após a extrusão. (a) Vista em perspectiva do punção. (b) Vista superior do punção. (c) e (d) Vistas laterais do punção.	94
Figura 69 – Falhas no punção revestido com Cr ₃ C ₂ -25NiCr. (a) Trincas no revestimento. (b) Deslocamento. (c) Desgaste abrasivo.	95
Figura 70 – Deslocamento do revestimento no corpo do punção. (a) Regiões com deslocamento. (b) Região sem revestimento. (c) Imagem ampliada com a rede de trincas.	96
Figura 71 – Punção revestido com WC-10Co4Cr após o forjamento. (a) Vista em perspectiva do punção. (b) Vista superior do punção. (c) e (d) Vistas laterais do punção.	96
Figura 72 – Desgastes na ponta do punção. (a) Desgaste abrasivo. (b) Deslocamento. (c) Adesão.	97
Figura 73 – Deformação plástica do revestimento na ponta do punção. (a) Identificação da região. (b) Imagem ampliada da região com deformação plástica.	98
Figura 74 – Desgaste abrasivo no corpo do punção.	98
Figura 75 – Rugosidade média das amostras utilizadas no ensaio de abrasão. (a) Ra. (b) Rz.	99
Figura 76 – Rugosidade média das matrizes utilizadas no ensaio do anel. (a) Ra. (b) Rz.	99
Figura 77 – Rugosidade média dos punções. (a) Ra. (b) Rz.	100
Figura 78 – Perfil de rugosidade da amostra sem revestimento.	100
Figura 79 – Perfil de rugosidade da amostra do ensaio de abrasão revestida com WC-10Co4Cr.	101
Figura 80 – Perfil de rugosidade da amostra do ensaio de abrasão revestida com duplex.	101
Figura 81 – Perfil de rugosidade da matriz do ensaio do anel revestida com WC-10Co4Cr.	101
Figura 82 – Perfil de rugosidade da matriz do ensaio do anel revestida com duplex.	102
Figura 83 – Perfil de rugosidade do punção revestido com duplex.	102
Figura 84 – Perfil de rugosidade do punção revestido com WC-10Co4Cr.	102
Figura 85 – Distribuição granulométrica da areia.	103
Figura 86 – Morfologia da areia. (a) Antes do ensaio. (b) Após o ensaio.	104
Figura 87 – Amostras sem revestimento após o ensaio de abrasão.	104
Figura 88 – Amostras revestidas com WC-10Co4Cr após o ensaio de abrasão.	105
Figura 89 – Amostras com tratamento duplex após o ensaio de abrasão.	105
Figura 90 – Ampliação da região central da trilha de desgaste. (a) Amostra sem revestimento. (b) Amostra revestida com WC-10Co4Cr. (c) Amostra revestida com duplex.	106
Figura 91 – Desgaste médio das amostras.	107
Figura 92 – Geometria dos anéis após o ensaio. (a) Matriz revestida com duplex. (b) Matriz revestida apenas com WC-10Co4Cr.	108
Figura 93 – Corpos de prova utilizados na matriz revestida com duplex.	109
Figura 94 – Corpos de prova utilizados na matriz revestida com WC-10Co4Cr.	110
Figura 95 – Curva de calibração para o ensaio de compressão do anel.	111
Figura 96 – Punções 351 e 349 após o forjamento.	112
Figura 97 – Punção 351. (a) Punção após receber o revestimento de WC-10Co4Cr. (b) Punção após o acabamento. (c) Punção após o forjamento de 770 peças.	113
Figura 98 – Divisão do punção em regiões de maior desgaste.	114
Figura 99 – Metalografia da seção transversal do revestimento do punção após o forjamento. (a) Medição da camada. (b) Interface entre o revestimento e o substrato.	115
Figura 100 – Espectro dos elementos presentes na camada do punção 351. (a) Região analisada na camada. (b) Gráfico com os elementos encontrados.	115
Figura 101 – Imagem do mapeamento dos elementos presentes no revestimento do punção 351.	116
Figura 102 – Imagens obtidas via microscópio ótico da ponta do punção 351. (a) Identificação da região analisada. (b) Região com predomínio de desgaste abrasivo. (c) Região com deslocamento e desgaste adesivo.	116
Figura 103 – Imagem de desgaste obtida via microscópio ótico no topo do punção 351. (a) Identificação da região analisada. (b) e (c) Desgaste abrasivo, adesão e deslocamento.	117

Figura 104 – Metalografia da seção transversal da ponta do punção 351 após o forjamento. (a) Revestimento danificado. (b) Substrato sem revestimento e com deformação plástica.	117
Figura 105 – Metalografia da seção transversal da ponta do punção 351 após o forjamento. (a) Revestimento danificado e com material aderido. (b) Trincas profundas no substrato.	118
Figura 106 – Imagem obtida via MEV da seção transversal da ponta do punção 351. (a) Adesão de material. (b) Trinca no substrato.	118
Figura 107 – Imagem obtida via MEV da seção transversal da ponta do punção 351. (a) Trincas e deslocamento de parte da camada. (b) Material aderido na superfície do revestimento.	119
Figura 108 – Imagem da região central do punção obtida via microscópio ótico. (a) Identificação da região analisada. (b) Região com trincas e deslocamento.	120
Figura 109 – Imagem obtida via MEV da região central do punção 351. (a) Rede de trincas na superfície do punção. (b) Superfície do revestimento com perda de parte da camada.	120
Figura 110 – Imagem obtida via MEV da região central do punção 351. (a) Seção transversal do revestimento com deslocamento. (b) Seção transversal do revestimento com trinca e desprendimento de parte da camada.	121
Figura 111 – Imagem obtida via MEV da seção transversal do revestimento e do substrato do punção 351. (a) Identificação da região analisada. (b) Superfície livre de danos severos.	121
Figura 112 – Imagem da região inferior obtida via microscópio ótico do punção 351. (a) Identificação da região analisada. (b) Desgaste abrasivo. (c) Oxidação.	122
Figura 113 – Imagem obtida via MEV da região inferior do punção 351. (a) Rede de trincas na superfície do punção. (b) Seção transversal e superficial do revestimento com trinca.	122
Figura 114 – Imagem obtida via MEV da seção transversal da região inferior do punção 351. (a) Seção transversal da camada com muitas trincas. (b) Seção transversal da camada com trinca no revestimento e no substrato.	123
Figura 115 – Microdureza da ponta do punção 351 após o forjamento. (a) Perfil de microdureza da primeira amostra. (b) Indentações no substrato.	124
Figura 116 – Microdureza da ponta do punção 351 após o forjamento. (a) Perfil de microdureza da segunda amostra. (b) Indentações no substrato.	124
Figura 117 – Microdureza da região central do punção 351 após o forjamento. (a) Perfil de microdureza. (b) Indentações no substrato.	125
Figura 118 – Microdureza da região inferior do punção 351 após o forjamento. (a) Perfil de microdureza. (b) Indentações no substrato.	125
Figura 119 – Punção 349. (a) Punção após receber o tratamento superficial duplex. (b) Punção após o acabamento. (c) Punção após o forjamento de 995 peças.	126
Figura 120 – Divisão do punção 349 em regiões de maior desgaste.	127
Figura 121 – Metalografia do punção 349 com tratamento superficial duplex. (a) Camada do revestimento depositado via HVOF e zona de difusão da nitretação a plasma. (b) Interface do revestimento com o substrato.	128
Figura 122 – Espectro dos elementos presentes na camada do punção 349. (a) Região analisada na camada. (b) Gráfico com os elementos encontrados.	128
Figura 123 – Imagem do mapeamento dos elementos presentes no revestimento do punção 349.	129
Figura 124 – Imagem de desgaste no topo do punção 349. (a) Região com trincas e deslocamento. (b) Região com deformação plástica e desgaste abrasivo.	129
Figura 125 – Imagem de desgaste obtida via microscópio ótico no topo do punção 349. (a) Identificação da região analisada. (b) e (c) Desgaste abrasivo e deformação plástica.	130
Figura 126 – Metalografia da seção transversal da ponta do punção 349 após o forjamento. (a) Amostra sem revestimento. (b) Partes de revestimento e trincas no substrato.	131
Figura 127 – Metalografia da seção transversal da ponta do punção 349 após o forjamento. (a) Amostra sem revestimento e com deformação plástica. (b) Revestimento completamente removido.	131

Figura 128 – Imagem obtida via MEV da seção transversal do topo do punção 349. (a) Resíduos de material na superfície. (b) Deformação plástica e riscos na superfície.....	132
Figura 129 – Imagem do desgaste no punção 349, obtida via microscópio ótico. (a) Identificação da região analisada. (b) Início do deslocamento.....	132
Figura 130 – Imagem do desgaste na região central do punção 349, obtida via microscópio ótico. (a) Desgaste abrasivo e deslocamento. (b) Identificação da região analisada. (c) Deslocamento do revestimento.....	133
Figura 131 – Imagem obtida via MEV da região central do punção 349. (a) Superfície do revestimento com deslocamento. (b) Seção transversal do substrato sem trincas. (c) Seção transversal do revestimento com trinca na camada. (d) Rede de trincas na superfície.....	134
Figura 132 – Imagem obtida via MEV da região inferior do punção 349. (a) Superfície do revestimento com trincas. (b) Seção transversal da camada com trinca no revestimento.....	134
Figura 133 – Imagem obtida via MEV da seção transversal da região inferior do punção 349. (a) Seção transversal da camada. (b) Ampliação da camada.....	135
Figura 134 – Microdureza na ponta do punção 349 após o forjamento. (a) Perfil de microdureza. (b) Indentações no substrato.....	135
Figura 135 – Microdureza na ponta do punção 349 após o forjamento. (a) Perfil de microdureza. (b) Indentações na zona de difusão e no substrato.....	136
Figura 136 – Microdureza na região central do punção 349 após o forjamento. (a) Perfil de microdureza. (b) Indentações no revestimento e na zona de difusão.....	136
Figura 137 – Microdureza na região inferior do punção 349 após o forjamento. (a) Perfil de microdureza. (b) Indentações no revestimento, na zona de difusão e no substrato.....	137
Figura 138 – Comparação dos resultados obtidos nas análises laboratoriais entre os revestimentos...	140
Figura 139 – Comparação entre os tipos de desgastes sofridos nos punções revestidos com Cr ₃ C ₂ -25NiCr e WC-10Co4Cr.....	142
Figura 140 – Comparação da rugosidade Ra das matrizes do ensaio do anel e dos punções.....	144
Figura 141 – Comparação da rugosidade Rz das matrizes do ensaio do anel e dos punções.....	144
Figura 142 – Comparação entre os resultados de redução do diâmetro e da altura no ensaio do anel a quente.....	145
Figura 143 – Comparação entre os valores de atrito obtidos para os tratamentos superficiais aplicados.....	146
Figura 144 – Comparação das regiões analisadas nos punções após o forjamento.....	147
Figura 145 – Comparação entre os resultados das análises na região superior do punção.....	148
Figura 146 – Comparação entre os resultados do perfil de microdureza da ponta dos punções 349 e 351.....	149
Figura 147 – Comparação entre os resultados do perfil de microdureza na região central dos punções.....	150
Figura 148 – Comparação entre os resultados do perfil de microdureza na região inferior dos punções.....	151
Figura 149 – Comparação entre a quantidade de peças forjadas com cada tratamento superficial.....	152

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composição química do aço AISI H13 (% em massa).....	37
Tabela 2 - Comparação entre revestimentos.	38
Tabela 3 – Quantidade e dimensões dos corpos de prova.....	55
Tabela 4 – Quantidade e dimensões dos corpos de prova.....	56
Tabela 5 – Principais parâmetros utilizados no processo de aspersão térmica HVOF.....	60
Tabela 6 – Características e propriedades dos revestimentos de carboneto de cromo e de tungstênio. .	60
Tabela 7 - Parâmetros utilizados no ensaio de abrasão.....	71
Tabela 8 – Composição química do aço H13 obtida via espectrometria de emissão óptica por centelha.	75
Tabela 9 – Resultado da perda de massa das amostras sem revestimento.	106
Tabela 10 – Resultado da perda de massa das amostras revestidas com HVOF (WC-10Co4Cr).	107
Tabela 11 – Resultado da perda de massa das amostras revestidas com duplex.	107
Tabela 12 – Resultados obtidos na matriz revestida com duplex	109
Tabela 13 – Resultados obtidos na matriz revestida com WC-10Co4Cr.....	110
Tabela 14 - Principais resultados com os ensaios laboratoriais da Etapa 2.	143

LISTA DE SÍMBOLOS

A_0	Área inicial
\emptyset	Diâmetro
V	Volume
μ	Coefficiente de atrito
r_1	Raio da trilha
r_2	Raio da esfera
l	Largura da trilha
k	Taxa de desgaste
ΔV	Volume desgastado
F_N	Força normal aplicada
L	Distância de deslizamento
HV	Dureza Vickers
HRC	Dureza Rockwell C
θ	Metade do ângulo de difração
Ra	Rugosidade média
Rz	Rugosidade de profundidade média

LISTA DE ABREVIACOES

HVOF	High Velocity Oxy-Fuel Flame
PVD	Physical Vapor Deposition
CVD	Chemical Vapour Deposition
ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
AISI	American Iron and Steel Institute
ASTM	American Society for Testing and Materials
VDI	Verein Deutscher Ingenieure
CAPES	Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior
CNPq	Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico
EDS	Espectroscopia de Energia Dispersiva
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	20
2	OBJETIVOS	22
3	CONTRIBUIÇÕES CIENTÍFICAS	23
4	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	24
4.1	VIDA DE FERRAMENTAS UTILIZADAS EM FORJAMENTO A QUENTE	24
4.2	MODOS DE FALHAS NAS FERRAMENTAS DE FORJAMENTO A QUENTE	26
4.2.1	<i>Desgaste Abrasivo</i>	28
4.2.2	<i>Desgaste Adesivo</i>	30
4.2.3	<i>Desgaste por Fadiga</i>	32
4.2.4	<i>Deformação Plástica</i>	35
4.3	AÇOS PARA FERRAMENTA DE FORJAMENTO A QUENTE	36
4.4	TRATAMENTOS SUPERFICIAIS	38
4.4.1	<i>Tratamento Superficial Duplex</i>	39
4.4.2	<i>Nitretação</i>	41
4.4.2.1	<i>Nitretação a Plasma</i>	42
4.4.2.2	<i>Nitretação do Aço SAE H13</i>	43
4.4.3	<i>Aspersão Térmica</i>	45
4.4.3.1	<i>Aspersão Oxidocombustível de Alta Velocidade (HVOF)</i>	46
4.4.3.2	<i>Aplicação do HVOF no Aço SAE H13</i>	49
4.5	CONTATO TRIBOLÓGICO DE SUPERFÍCIES REVESTIDAS	50
5	PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	53
5.1	CONFEÇÃO DOS CORPOS DE PROVA E DOS PUNÇÕES	55
5.2	PREPARAÇÃO DA SUPERFÍCIE PARA OS TRATAMENTOS SUPERFICIAIS	56
5.3	APLICAÇÃO DA NITRETAÇÃO	57
5.4	APLICAÇÃO DO HVOF	59
5.5	MEDIÇÃO DE ESPESSURA DO REVESTIMENTO	61
5.5.1	<i>Ensaio de adesão</i>	61
5.5.2	<i>Ensaio de adesão pelo método Pull-Off</i>	62
5.6	RUGOSIDADE – ACABAMENTO SUPERFICIAL	63
5.7	ANÁLISE DA POROSIDADE	64
5.8	PERFIL DE MICRODUREZA	65
5.9	COEFICIENTE DE ATRITO – PINO-SOBRE-DISCO	66
5.10	PERFILOMETRIA	67
5.11	ANÁLISE METALOGRAFICA	68
5.12	MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA	69
5.13	DIFRAÇÃO DE RAIOS X	69
5.14	ENSAIO DE ABRASÃO	70
5.15	TESTE DE COMPRESSÃO A QUENTE – ENSAIO DO ANEL	72
5.16	TESTES INDUSTRIAIS	73
6	RESULTADOS	75
6.1	RESULTADOS DA ETAPA 1	75
6.1.1	<i>Análise química e metalográfica do substrato</i>	75
6.1.2	<i>Microscopia eletrônica de varredura (MEV)</i>	76
6.1.3	<i>Rugosidade</i>	78
6.1.4	<i>Difração de raios X</i>	79
6.1.5	<i>Composição química da camada</i>	80

6.1.6	<i>Caracterização metalográfica da camada</i>	81
6.1.7	<i>Porosidade</i>	82
6.1.8	<i>Profundidade da camada</i>	83
6.1.9	<i>Adesão do Revestimento com o Substrato</i>	84
6.1.10	<i>Microdureza</i>	85
6.1.11	<i>Pino-sobre-disco e perfilometria das trilhas</i>	87
6.1.12	<i>Resultados dos ensaios industriais (Etapa 1)</i>	92
6.1.13	<i>Punção revestido com Cr₃C₂-25NiCr</i>	93
6.1.14	<i>Punção revestido com WC-10Co4Cr</i>	96
6.2	RESULTADOS DA ETAPA 2	99
6.2.1	<i>Rugosidade das amostras e dos punções após o polimento</i>	99
6.2.2	<i>Ensaio de abrasão</i>	103
6.2.3	<i>Ensaio do Anel</i>	108
6.2.4	<i>Resultados dos ensaios industriais (Etapa 2)</i>	112
6.2.5	<i>Punção 351 revestido com WC-10Co4Cr</i>	113
6.2.6	<i>Punção 349 com tratamento superficial duplex</i>	126
7	DISCUSSÃO GERAL DOS RESULTADOS	138
7.1	ETAPA 1	138
7.1.1	<i>Comportamento das amostras revestidas com Cr₃C₂-25NiCr e WC-10Co4Cr nos ensaios laboratoriais</i>	138
7.1.2	<i>Desempenho dos punções revestidos com Cr₃C₂-25NiCr e WC-10Co4Cr nos ensaios industriais</i>	141
7.2	ETAPA 2	143
7.2.1	<i>Comportamento das amostras revestidas com WC-10Co4Cr e com tratamento superficial duplex nos ensaios laboratoriais</i>	143
7.2.2	<i>Desempenho dos punções revestidos com WC-10Co4Cr e com tratamento superficial duplex nos ensaios industriais</i>	146
7.2.3	<i>Síntese dos resultados dos ensaios industriais</i>	151
8	CONCLUSÕES	153
8.1.1	<i>Conclusões da Etapa 1</i>	153
8.1.2	<i>Conclusões da Etapa 2</i>	154
8.1.3	<i>Considerações finais</i>	156
9	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	157
10	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	158

1 INTRODUÇÃO

O grande desafio das indústrias de conformação mecânica é manterem-se competitivas no mercado mundial. Para tanto, se faz necessário aumentar a eficiência em seus processos, e no caso da conformação mecânica isso está diretamente relacionado ao desempenho das ferramentas. A engenharia de superfície vem se mostrando uma grande aliada neste sentido, pois novos materiais e técnicas de processamento têm surgido como soluções para muitos problemas. Dentre elas, destaca-se a utilização de revestimentos de alta resistência ao desgaste aplicado sobre as ferramentas. Esta técnica permite elevar a vida útil das ferramentas e conseqüentemente diminuir custos e tempo de fabricação de peças forjadas a quente (AGHAJANI; BEHRANGI, 2017; HAWRYLUK, 2016; PASCHKE *et al.*, 2015).

As condições operacionais do processo de forjamento a quente favorecem o desgaste, provocando danos às ferramentas de forma precoce. A fadiga térmica e o desgaste abrasivo são os mecanismos predominantes neste tipo de processo. Em função da fadiga térmica surgem as trincas, que ocorrem devido ao aumento da temperatura durante a compressão do material a ser forjado, causando expansão da superfície, porém, o núcleo da ferramenta, que está em temperatura menor, restringe esta expansão, gerando tensões compressivas na superfície. A lubrificação por spray, que geralmente é feita após a ejeção da peça, causa um resfriamento brusco, que provoca a sequência reversa destes eventos e tensões trativas. A repetição deste ciclo provoca o surgimento das trincas e conseqüentemente o desprendimento de minúsculas partes do revestimento e da ferramenta, os quais promovem o desgaste abrasivo (BUCHMAYR, 2016).

Nesta pesquisa, utiliza-se a combinação de dois tratamentos superficiais: a nitretação a plasma e o HVOF para revestir e proteger ferramentas de forjamento a quente. A nitretação é um processo termoquímico no qual o nitrogênio é difundido na superfície da ferramenta até uma determinada profundidade. O HVOF consiste em uma fina camada de materiais metálicos e cerâmicos depositados em uma condição fundida sob uma superfície, formando uma fina camada de depósito aspergido. A sobreposição da nitretação com o revestimento depositado via HVOF é chamada de duplex. Ele confere maior resistência ao desgaste e durabilidade à ferramenta, pois a zona endurecida criada durante o tratamento de nitretação a plasma oferece suporte mecânico ao HVOF, o que aumenta sua capacidade de suporte de carga durante o forjamento, retarda o deslocamento e diminui os danos causados pela fadiga térmica.

O objetivo desta pesquisa é investigar o desempenho do tratamento superficial HVOF e do duplex (nitretação+HVOF) aplicados em punções de forjamento a quente, mais especificamente de uma extrusão inversa. Para tanto, o aço SAE H13 é utilizado como substrato, pois é um material amplamente utilizado na construção de ferramentas de conformação a quente. Dois tipos de pó serão utilizados para revestir a superfície das ferramentas: $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-}25\text{NiCr}$ e $\text{WC-}10\text{Co}_4\text{Cr}$, fornecidos pela empresa OERLIKON METCO. Estes pós foram escolhidos devido as suas características: dureza e estabilidade térmica em elevadas temperaturas (LYPHOUT *et al.*, 2016; YBARRA *et al.*, 2008). A nitretação a plasma foi utilizada para promover uma redução gradual de dureza da superfície para o núcleo do substrato, evitando que as deformações, oriundas da contração e dilatação do núcleo do material, atinjam a camada depositada (ALTAN, 2011).

Inicialmente, foram fabricados corpos de provas e amostras para realização dos ensaios laboratoriais, necessários para análise e caracterização dos revestimentos aplicados. As análises envolveram medição de rugosidade, adesão, medição de dureza, metalografia, MEV, medição de perfis de composição química e difração de raios X. Para avaliar o desgaste, foi realizado o ensaio de abrasão em ambiente atmosférico, utilizando um abrasômetro Roda de Borracha. Através do ensaio de compressão do anel a quente, analisou-se o comportamento do atrito na superfície revestida.

Este estudo teve como objeto de pesquisa punções utilizados para forjamento a quente de eixos vazados. Neste processo é frequente a ocorrência de desgaste abrasivo, fadiga térmica, deformação plástica e deslocamento. Sabe-se que estes danos são potencializados com as trocas bruscas de temperatura, o atrito e as tensões impostas pelo material na ferramenta durante a conformação. Para que haja um melhor entendimento dos fenômenos tribológicos que ocorrem nestas situações, foram realizados testes industriais, divididos em duas etapas. Na primeira etapa revestiu-se as ferramentas apenas com o HVOF com materiais diferentes ($\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-}25\text{NiCr}$ e $\text{WC-}10\text{Co}_4\text{Cr}$). Na segunda etapa, fez-se a combinação da nitretação com a deposição do revestimento de $\text{WC-}10\text{Co}_4\text{Cr}$, pois foi o material que apresentou os melhores resultados na primeira etapa.

Espera-se, como fator inédito, contribuir cientificamente, através da metodologia desenvolvida, para a compreensão dos fenômenos de desgaste e melhorar o desempenho de ferramentas utilizadas no forjamento a quente, com extrusão inversa, através de um tratamento superficial duplex em um aço SAE H13.

2 OBJETIVOS

Este trabalho tem por objetivo principal estudar o comportamento dos revestimentos Cr_3C_2 -25NiCr e WC-10Co4Cr, depositado via HVOF, e do tratamento superficial duplex, ambos aplicado em punções de forjamento a quente, para a extrusão inversa da ponta de um eixo. Espera-se, como fator inédito, que a combinação da nitretação a plasma com a deposição via HVOF eleve a resistência ao desgaste e aumente a vida útil de punções utilizados na conformação a quente.

Os objetivos específicos utilizados como estratégia para alcançar o objetivo central desta pesquisa são:

- ✓ Analisar o processo de deposição via HVOF e suas características, bem como os materiais a serem utilizados para revestir as amostras;
- ✓ Compreender através dos ensaios laboratoriais o comportamento das propriedades mecânicas do revestimento e identificar suas principais características;
- ✓ Correlacionar os resultados obtidos através de experimentos laboratoriais e industriais;
- ✓ Identificar os mecanismos de desgaste presentes em superfícies de um aço-ferramenta, com o revestimento de Cr_3C_2 -25NiCr, WC-10Co4Cr e com tratamento superficial duplex (nitretação+HVOF), durante o processo de extrusão inversa a quente.

3 CONTRIBUIÇÕES CIENTÍFICAS

Para elevar o desempenho das ferramentas utilizadas no forjamento a quente, com extrusão inversa, é necessário conhecer os principais mecanismos de desgaste atuantes no sistema tribológico em que estas ferramentas estão inseridas. Assim sendo, o primeiro passo é entender os mecanismos de degradação, causadores do desgaste, e também os fenômenos que ocorrem quando revestimentos são submetidos a esforços de tensão, os quais são complexos e ainda pouco discutidos na literatura. A segunda etapa é realizar análises para identificar as propriedades metalúrgicas e mecânicas do revestimento aplicado. Em ambos os casos serão realizados ensaios em laboratório e industrial.

Com base em estudos teóricos relacionados a tratamentos superficiais aplicados em aço-ferramenta, este trabalho se propõe a contribuir cientificamente e tecnologicamente nos seguintes aspectos:

- Caracterização do revestimento através de ensaios tribológicos aplicados aos tratamentos superficiais (atrito e taxa de desgaste em diferentes condições);
- Levantamento de propriedades mecânicas dos revestimentos (dureza, microdureza, resistência a fratura);
- Identificação dos mecanismos de desgaste presentes em superfícies de um aço-ferramenta, com o revestimento de Cr_3C_2 -25NiCr, WC-10Co4Cr e com tratamento superficial duplex (nitretação+HVOF), durante o processo de forjamento a quente, com extrusão inversa.

4 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Esta revisão bibliográfica traz informações sobre os mecanismos de desgaste comumente encontrados no processo de forjamento a quente. Também são apresentadas as propriedades do aço-ferramenta H13 e dos tratamentos superficiais utilizados neste estudo: a nitretação a plasma e o HVOF. Por fim, é feita uma explanação sobre as características e os benefícios do tratamento superficial duplex.

4.1 Vida de Ferramentas Utilizadas em Forjamento a Quente

O forjamento é um processo de fabricação que possui muitas vantagens. No entanto, a baixa vida útil das matrizes é um problema, principalmente quando se trata de forjamento a quente. Este problema afeta diretamente os custos do processo e a qualidade da peça forjada, pois um dano na ferramenta pode levar a pequenas falhas no produto forjado, tais como: ranhuras, dobras ou preenchimento incompleto, e com isso comprometer a qualidade do produto (HAWRYLUK, 2016). Kim *et al.* (2005), salientam que as exigências por qualidade e menores custos são ainda mais elevadas quando se trata de ferramentas utilizadas para fabricação de peças forjadas para a indústria automotiva.

Os métodos mais utilizados de melhoria da vida útil da ferramenta são: seleção adequada do material da ferramenta para um determinado processo ou operação, tratamento térmico e termoquímico adequado, uso de técnicas de engenharia de superfície, bem como otimização da forma e construção da ferramenta (VIRTANEN *et al.*, 2013). Além disso, também é importante selecionar adequadamente os parâmetros e as condições tribológicas do processo (velocidade, tempo, temperatura, lubrificante). Outro item fundamental para melhoria contínua do processo são sistemas de controle e medição para que haja supervisão e um acompanhamento das ferramentas, permitindo detectar falhas e evitá-las em operações futuras. A instrumentalização, análise e avaliação das falhas nas matrizes são ações imprescindíveis para mapear a causa do problema e ir ao encontro de uma solução (HAWRYLUK; ZIEMBA; SADOWSKI, 2017).

A literatura diz que aproximadamente 70% das matrizes de forjamento são retiradas da produção devido à perda de dimensões, ocasionada por desgaste abrasivo e deformação plástica. Além disso, a busca por menores custos e aumento de produtividade tem feito com que muitos cientistas pesquisem alternativas para solucionar este problema. Porém, a investigação dos mecanismos destrutivos das matrizes é uma questão muito difícil e complexa. Até o momento,

não existem critérios claros para avaliação ou seleção de métodos para melhorar a vida útil da ferramenta. Cada forjamento precisa ser analisado separadamente, pois os parâmetros e as condições tribológicas são únicos para cada processo (CHANDER; CHAWLA, 2017; GRONOSTAJSKI *et al.*, 2016; HAWRYLUK, 2016; PASCHKE *et al.*, 2015).

Estima-se que os custos com matrizes representam em torno de 15% a 30% do custo total de produção. Na maioria das vezes, levam-se em consideração, no custo da ferramenta, apenas os valores referentes ao aço e a sua fabricação. Porém, conforme ilustrado na Figura 1, o custo total da ferramenta é influenciado por outros fatores, sendo a manutenção um dos principais (CHANDER; CHAWLA, 2017).

Figura 1 – Custos envolvidos em uma ferramenta de forjamento a quente.



Fonte: Adaptado de CHANDER & CHAWLA, 2017

Pesquisas desenvolvidas por HAWRYLUK (2016) mostram, através de testes industriais realizados na empresa GKN Driveline, da Polônia, que uma mudança na geometria da ferramenta reduziu em 10% a força de forjamento, e conseqüentemente o desgaste também diminuiu. Isso ocorre em função da melhor distribuição das tensões na ferramenta. Aliado a isso, o pesquisador verificou que tratamentos superficiais também podem contribuir para a elevação da vida da ferramenta.

A condição ideal de uma ferramenta seria aquela em que se tem elevada dureza e boa tenacidade, porém, pelos métodos de tratamentos térmicos convencionais, não é possível ter estas duas propriedades juntas. Para atingir esta condição, é necessário utilizar os tratamentos superficiais, pois através deles é possível obter propriedades diferentes no núcleo e na superfície da ferramenta e, com isso, alcançar um desempenho superior na ferramenta (SKONIESKI, 2013).

4.2 Modos de Falhas nas Ferramentas de Forjamento a Quente

Os principais fenômenos de desgaste que ocorrem nas ferramentas de forjamento a quente são:

- ✓ Desgaste abrasivo;
- ✓ Desgaste adesivo;
- ✓ Fadiga térmica e mecânica;
- ✓ Deformação plástica.

Na maioria das vezes, os desgastes ocorrem de forma simultânea, interagem uns com os outros e não devem ser estudados de forma isolada. As correlações entre os fenômenos de degradação dependem principalmente do projeto das ferramentas, das condições do processo, do tratamento térmico da ferramenta, da lubrificação, do formato e da temperatura da geratriz, entre outros (GRONOSTAJSKI *et al.*, 2014; UDDELHOM, 2017).

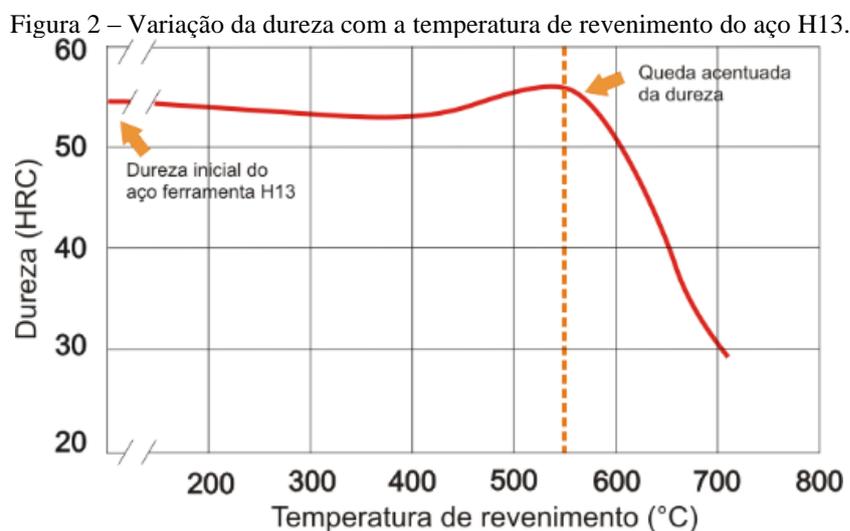
Muitos pesquisadores têm explorado as causas das falhas nas matrizes. Chander & Chawla (2017) as dividem em três grupos principais:

- 1) **Falhas catastróficas:** conhecidas como falhas de projeto, arranjo inadequado, uso de força elevada ou ainda armazenamento e manipulação incorretos das matrizes.
- 2) **Falhas na produção:** ocorrem devido a não-conformidade de determinado material com o processo de fabricação e/ou parâmetros do processo. Etapas do processo após a fabricação da matriz, tal como o tratamento térmico, se conduzido de maneira inadequada, pode levar a uma dureza inferior, causando baixa resistência mecânica.
- 3) **Falhas operacionais:** causam falhas diretas nas matrizes, tais como posicionamento/alinhamento incorreto das matrizes ou do *billet*; lubrificação inadequada devido à falta de acessibilidade do operador; pré-aquecimento insuficiente ou excessivo das ferramentas.

As solicitações envolvidas na ferramenta durante o processo de forjamento a quente (pressão, temperatura, atrito) definem o seu comportamento mecânico. Um item que merece destaque neste processo, pois contribui muito para o desgaste da ferramenta, é o momento de contato com a peça aquecida, pois a ferramenta pode atingir temperaturas equivalentes ou superiores à sua temperatura de revenimento.

O gráfico apresentado na Figura 2 demonstra a perda de dureza da ferramenta quando ela atinge uma temperatura próxima de 550 °C, e a partir deste valor tem-se uma queda de dureza acentuada (ASM INTERNATIONAL, 1991). Em função disso, recomenda-se utilizar um aço com elevada resistência mecânica a quente e também com reduzida perda de dureza em

temperaturas elevadas (GABARDO; OKIMOTO, 2011). Existem várias opções comerciais de aços com estas características, mas o aço H13 é um dos mais utilizados, pois combina boas propriedades mecânicas com baixo custo.



Fonte: Adaptado de ASM INTERNATIONAL, 2001

Quando a ferramenta é aquecida, o escoamento do material durante a conformação é facilitado, por isso esta é uma prática comum nas forjarias. Porém, o atrito e a deformação plástica do *billet*, durante a conformação, também promovem o aquecimento da ferramenta e podem elevar a temperatura de sua superfície acima do limite desejado.

Estudos desenvolvidos por Kim *et al.* (2005) mostram que o amolecimento da matriz devido ao aquecimento promovido pelo contato do *billet* provoca redução na vida útil das matrizes de forjamento a quente, pois a deformação plástica é acentuada. Porém, ao utilizar uma velocidade de conformação maior, o tempo de contato do material com a ferramenta diminui e com isso a deformação plástica também diminui.

Com base no exposto acima, percebe-se que entender como as falhas de uma ferramenta ocorrem durante o processo de forjamento a quente é essencial para prevenir os danos causados a ela. Não existe uma solução universal que atenda a todos os casos, o que se encontra como recurso para a maioria é o uso de tratamentos superficiais, mas eles apresentam características específicas e devem ser utilizados de acordo com a necessidade de cada processo (BUCHMAYR, 2016; PASCHKE *et al.*, 2015).

A seguir, será descrita uma breve perspectiva dos mecanismos de desgastes, com o objetivo de trazer um melhor entendimento de como eles ocorrem. A literatura traz diversas classificações que diferem entre si, pois os esquemas de classificação provêm de autores com

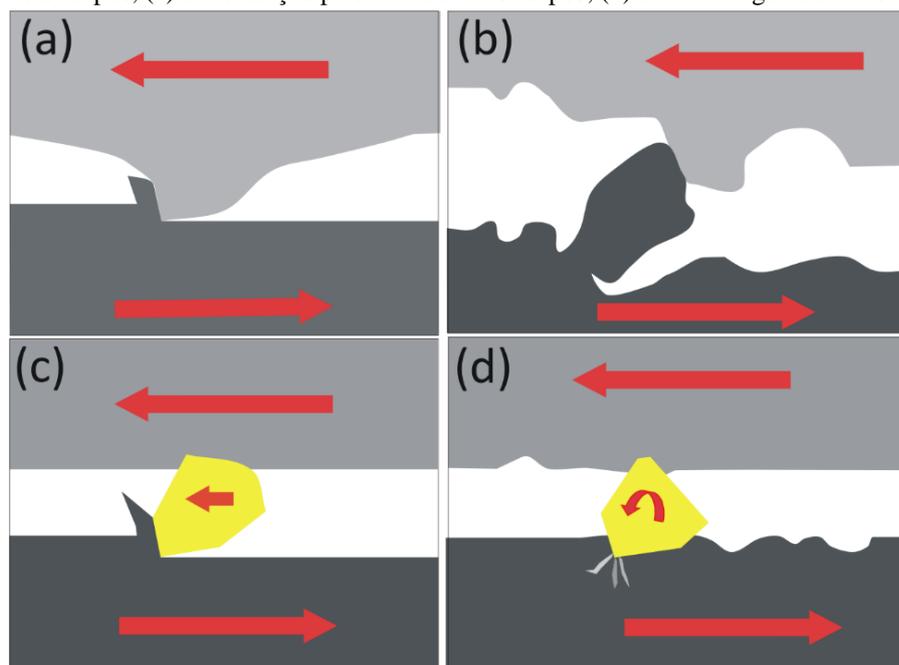
diferentes abordagens sobre o assunto. Neste estudo serão abordados apenas aqueles que tratam da conformação a quente de metais.

4.2.1 Desgaste Abrasivo

O desgaste abrasivo caracteriza-se pela remoção de partes da superfície da matriz através da ação de partículas duras que se interpõem entre as superfícies do material a ser forjado e da ferramenta (CHOI; GROSECLOSE; ALTAN, 2012). Este desgaste ocorre sempre que um objeto sólido é carregado contra partículas de um material que tem dureza igual ou superior. Uma das maiores dificuldades na prevenção e controle do desgaste abrasivo é que o termo desgaste abrasivo não descreve precisamente os mecanismos de desgaste envolvidos. Na verdade, existem diferentes micromecanismos de desgaste atuando simultaneamente.

Em alguns casos, o desgaste abrasivo se dá pela ação de dois corpos, deixando marcas e riscos formados paralelamente à direção de deslocamento das partículas. Juntamente com o desgaste abrasivo podem ocorrer outros mecanismos, chamados de micromecanismos, e estes dão origem à deformação plástica e fratura frágil, conforme mostra a Figura 3 (a) e (b). A ação de partículas abrasivas soltas é chamada de abrasão a três corpos. No forjamento a quente, é mais comum a ação de três corpos em que as partículas abrasivas agem como elementos interfaciais entre duas superfícies em movimento relativo, conforme mostra a Figura 3 (c) e (d).

Figura 3 – Micromecanismos do desgaste abrasivo: (a) Deformação plástica entre dois corpos; (b) Fratura frágil entre dois corpos; (c) Deformação plástica entre três corpos; (d) Fratura frágil entre três corpos.



Fonte: Adaptado de STACHOWIAK; BATCHELOR, 2013

Nas situações representadas na Figura 3, os mecanismos de desgaste abrasivo podem envolver tanto desgaste por deformação plástica como desgaste por fratura frágil. Em algumas circunstâncias, a deformação plástica e a fratura frágil podem ocorrer de forma isolada, porém os dois tipos de mecanismos de desgaste abrasivo geralmente ocorrem simultaneamente. Em todos os casos o resultado do desgaste abrasivo é a remoção de material da superfície da matriz e perda das suas geometrias, fato que compromete e, em alguns casos, inviabiliza sua utilização (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2013).

Archard desenvolveu um modelo matemático para descrever o desgaste abrasivo. Durante anos, foram realizados experimentos tentando reproduzir as condições reais de forjamento com o objetivo de entender e descrever os fenômenos de desgaste envolvidos. A partir destes experimentos formularam-se vários modelos matemáticos para a avaliação teórica do desgaste (ARCHARD, 1953). O modelo matemático de Archard é um dos mais conhecidos e serviu de base para muitos outros que surgiram depois (GRONOSTAJSKI *et al.*, 2014). Ele descreve o desgaste abrasivo resultante do contato entre dois corpos que deslizam um contra o outro, conforme mostra a Equação 1:

$$W = K \times \frac{F \times S}{H} \quad (1)$$

Onde:

W = Desgaste (mm³)

K = Coeficiente de desgaste

F = Força Normal (N)

S = Distância de deslizamento (mm)

H = Dureza (N/mm²)

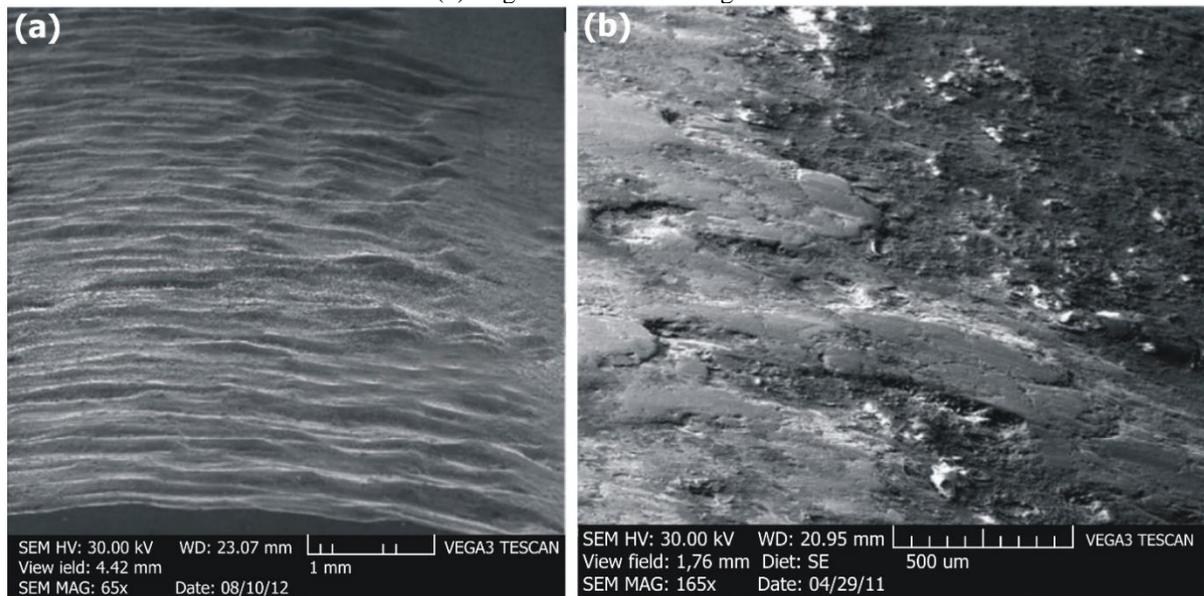
Este modelo assume que o desgaste de um determinado elemento é diretamente proporcional à força normal e à distância de deslizamento e inversamente proporcional à dureza do material de que é feito. O coeficiente K é definido experimentalmente para cada material. Teoricamente este valor é uma constante, em torno de $1,3 \times 10^{-4}$ para aços-ferramenta, mas pode haver variações em função do processo, do lubrificante, etc. (GRONOSTAJSKI *et al.*, 2014).

Muitas pesquisas têm sido feitas sobre o desgaste nas ferramentas de forjamento, adotando um modelo de desgaste desenvolvido por Archard (1953). Painter *et al.* (1996) analisaram o desgaste abrasivo e adesivo durante o processo de extrusão a quente considerando a dureza a quente dos materiais. Behrens (2008) sugere um modelo avançado para avaliar o desgaste, levando em consideração a influência da velocidade de forjamento e a pressão de contato entre a peça de trabalho e a ferramenta. Kim *et al.* (2005) sugeriram um modelo de desgaste

modificado para expressar a dureza da matriz, que leva em consideração a temperatura do forjado, o tempo de operação e a velocidade de forjamento.

Testes industriais desenvolvidos por HAWRYLUK; ZWIERZCHOWSKI & MARCINIAK (2017), identificaram que o desgaste abrasivo de uma ferramenta de forjamento a quente é iniciado e intensificado pela fadiga térmica. A Figura 4 (a) mostra a superfície da ferramenta após o forjamento de 9000 peças a 750 °C. Nela é possível verificar sulcos na direção do fluxo do material. Os fragmentos provenientes da ferramenta e do material forjado (óxidos) promovem o desgaste abrasivo, removendo partes da superfície, conforme pode ser observado na Figura 4 (b). Os autores salientam que há uma “sinergia” entre a fadiga térmica e a oxidação, e que é em função destes desgastes que surge o desgaste abrasivo. Por ser mais fácil de visualizar e mensurar, o desgaste abrasivo é tido como predominante, mas em muitos casos ele é iniciado pela fadiga térmica. Para evitar e retardar estes danos é sugerido o uso de tratamento superficial.

Figura 4 – Imagens obtidas via MEV da superfície da ferramenta. (a) Desgaste abrasivo no sentido de fluxo do material. (b) Região com severo desgaste abrasivo.



Fonte: Adaptado de HAWRYLUK; ZWIERZCHOWSKI & MARCINIAK, 2017

4.2.2 Desgaste Adesivo

O desgaste adesivo é definido como a transferência e adesão de material entre superfícies que estão em movimento relativo (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2013). Superfícies sólidas, quando observadas microscopicamente, são constituídas de asperezas e irregularidades de diversos tamanhos. Quando ficam em contato, as asperezas de duas superfícies promovem cargas elevadas entre si, podendo se deformar plásticamente ou elasticamente até que a área de contato

não seja suficiente para suportar o carregamento e ocorra o desprendimento de material (GRONOSTAJSKI *et al.*, 2016). A Figura 5 mostra de forma representativa como ocorre este fenômeno. A aproximação do material com a ferramenta (a), sob condições de pressão e deslizamento, provoca a adesão (b) e a transferência de material de um corpo para outro (c).



Fonte: Adaptado de STACHOWIAK; BATCHELOR, 2013

As condições em que ocorrem os processos de conformação mecânica a quente favorecem a transferência de material de uma superfície para outra. Além disso, a afinidade química existente entre os metais também contribui para a aderência do material na superfície da ferramenta. O material aderido na ferramenta gera irregularidades, conforme mostra a Figura 6, que elevam o atrito rapidamente e aumentam o desgaste abrasivo. Outro inconveniente que pode surgir a partir do desgaste adesivo é o desprendimento das partículas aderidas, que agem como um terceiro corpo no sistema, causando outros mecanismos de desgaste (DAVIM, 2012).

Figura 6 – Resíduo de óxidos aderidos na superfície de uma ferramenta de aço SAE H13.



Fonte: Adaptado de KUMAR *et al.*, 2017

A severidade do desgaste adesivo é determinada pela presença ou ausência de filmes, como óxidos ou lubrificantes. Sob cargas baixas, a remoção do filme de óxidos pode ser equilibrada

pela formação de novos óxidos, e haverá baixa taxa de desgaste. No entanto, se a carga for elevada o suficiente para romper ou remover a camada de óxidos mais rápido do que ela pode se recuperar, haverá contato entre duas superfícies metálicas e ocorrerá o fenômeno da adesão (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2013).

Um estudo de caso desenvolvido por BJÖRK; WESTERGÅRD & HOGMARK (2001) mostra que uma ferramenta de aço H13 utilizada para extrusão a quente teve material aderido na superfície e que isso se deve principalmente em função da afinidade química entre o material do *billet* e da ferramenta. Também é observado que para ciclos mais longos, em que o tempo de contato durante a conformação é maior, a adesão é facilitada.

Uma escolha cuidadosa dos materiais pode trazer benefícios e minimizar o desgaste adesivo durante o forjamento. Por exemplo, a aplicação de um tratamento superficial com deposição de materiais como cromo ou tungstênio evita a adesão de materiais que contenham ferro em sua composição (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2013). Estudos desenvolvidos por Dubois *et al.*, (2018) mostram que o material aderido na ferramenta provém do óxido de ferro extraído do *billet*, e que a adesão é elevada nas regiões de maior contato e pressão com a ferramenta. O uso de lubrificantes à base de grafite reduz a adesão em torno de 55%, e quando combinado com um revestimento, traz resultados ainda melhores, com redução de aproximadamente 80% da adesão.

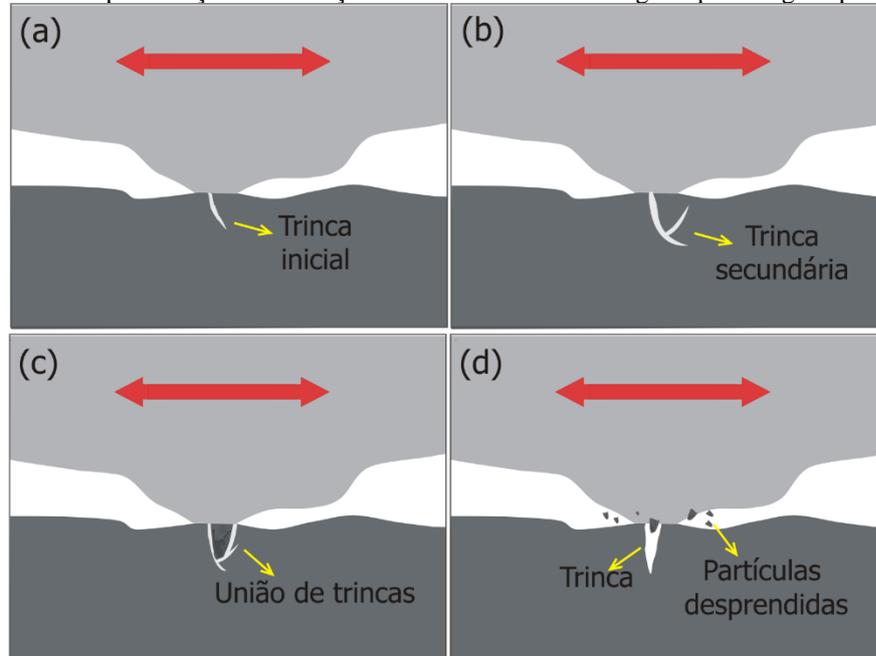
4.2.3 Desgaste por Fadiga

O desgaste por fadiga ocorre devido ao carregamento cíclico e alternado sobre uma superfície. Esse carregamento resulta em deformações plásticas que, após vários ciclos, podem conduzir à nucleação de uma trinca. As trincas são causadas pelas tensões de tração ou compressão em uma determinada área de contato e podem surgir na superfície ou abaixo desta. A propagação se dá conforme a situação de carregamento e também depende das características do material. Em materiais dúcteis, é mais comum o fenômeno conhecido como delaminação; já em materiais frágeis, as fraturas superficiais são mais evidentes (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2006).

O mecanismo de desgaste por fadiga é ilustrado esquematicamente na Figura 7. Uma trinca primária se origina na superfície (a) e se propaga em direção ao núcleo da peça. Uma trinca secundária se desenvolve a partir da primeira (b). A trinca secundária se conecta com outra trinca e atinge a superfície novamente (c). Neste momento, uma partícula é desprendida da

ferramenta, tornando-se um terceiro corpo no sistema (d) e contribuindo para o desgaste abrasivo (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2013).

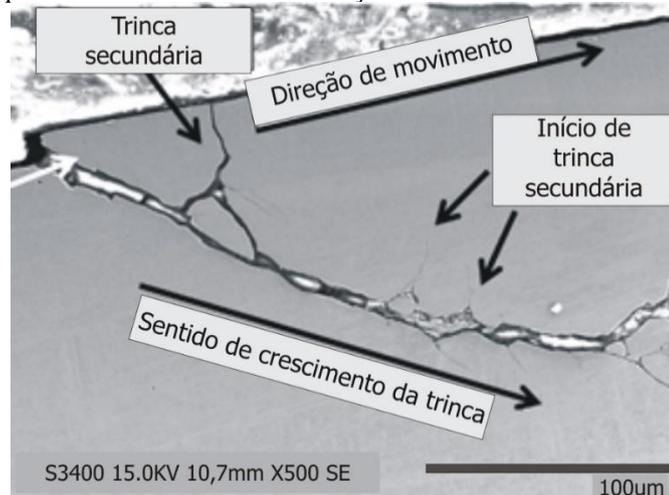
Figura 7 – Representação da formação de trincas devido ao desgaste por fadiga superficial.



Fonte: Adaptado de STACHOWIAK; BATCHELOR, 2013

Os processos de forjamento a quente e a morno possuem ciclos típicos que levam ao aquecimento e resfriamento da matriz. Em função disto, o desgaste por fadiga é muito comum nas ferramentas que trabalham com este processo (BABU, 2004; GRONOSTAJSKI *et al.*, 2014). A Figura 8 mostra a seção transversal de um aço com trincas primárias e secundárias que se ramificam da trinca inicial. Ao unirem-se com outras trincas, fragmentos desprendem-se, formando fendas na superfície (RYCERZ; OLVER; KADIRIC, 2017).

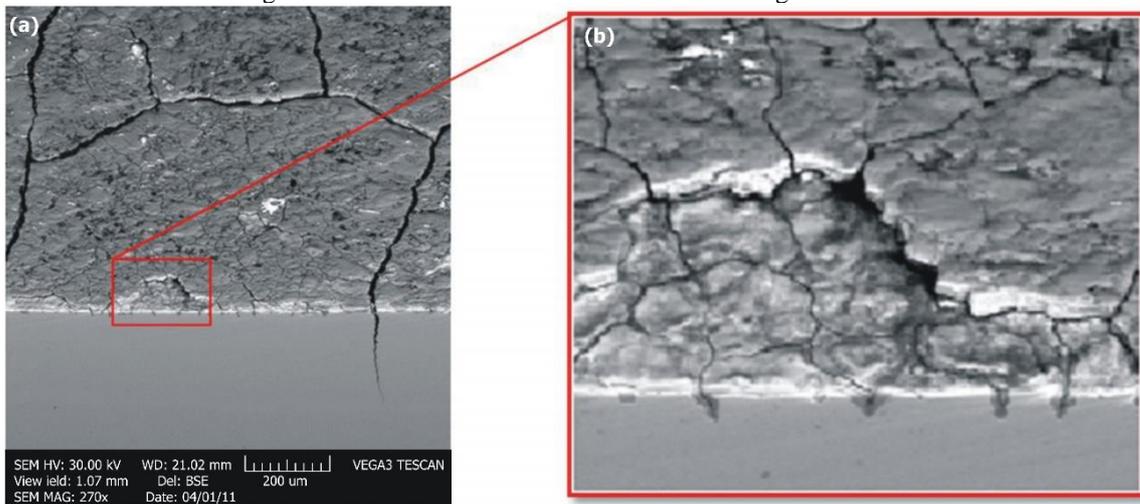
Figura 8 – Microscopia eletrônica de varredura da seção transversal de uma amostra de aço com trincas.



Fonte: Adaptado de RYCERZ; OLVER; KADIRIC, 2017

A literatura divide o desgaste por fadiga em duas formas: fadiga mecânica e fadiga térmica. A fadiga mecânica é causada pela iniciação e crescimento de trincas na matriz devido a alterações nas tensões da matriz em determinadas regiões. A repetição do carregamento e descarregamento desta tensão resulta na propagação de trincas (CHANDER; CHAWLA, 2017; STACHOWIAK; BATCHELOR, 2006). A Figura 9 (a) e (b) mostra trincas e fraturas geradas por fadiga mecânica devido ao acúmulo de tensões na camada superficial da ferramenta. Elas são geradas pelas cargas aplicadas na geratriz enquanto a peça está sendo forjada. Como consequência, surgem fissuras nos locais onde há maior concentração de tensão no decorrer do uso da ferramenta (GRONOSTAJSKI *et al.*, 2014).

Figura 9 – Rede de trincas formadas devido à fadiga mecânica.



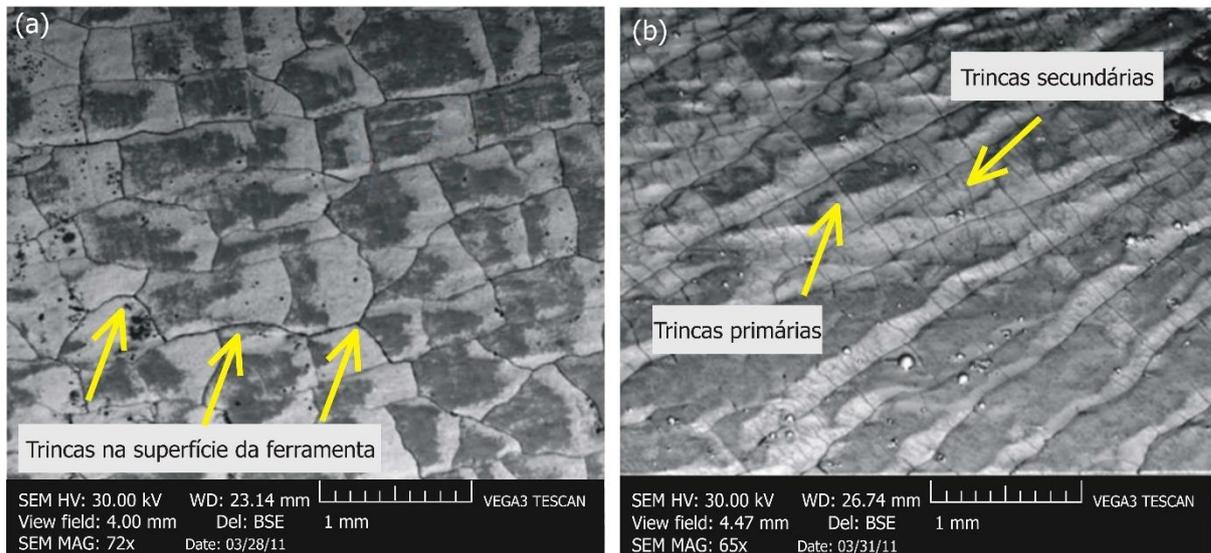
Fonte: Adaptado de GRONOSTAJSKI *et al.*, 2014

A aparência típica de uma matriz que apresenta falha por fadiga térmica é a de uma fina rede de trincas. Este fenômeno é conhecido como *heat checking*. Estas trincas surgem devido ao ciclo dos processos de forjamento. O aumento da temperatura na matriz, quando ocorre compressão do *billet*, causa expansão da superfície, ao mesmo tempo em que o núcleo da ferramenta em temperatura menor restringe esta expansão, o que gera tensões compressivas. A lubrificação por spray, que geralmente é feita após a ejeção da peça, causa resfriamento brusco, provocando a sequência reversa de eventos e tensões trativas. A repetição deste ciclo provoca o surgimento das trincas, o que caracteriza a fadiga térmica (CHANDER; CHAWLA, 2017; STACHOWIAK; BATCHELOR, 2006).

Por exemplo, nos testes realizados por Gronostajski *et al.* (2014), uma rede de fissuras termomecânicas começam a aparecer após o forjamento de 500 peças a 1100 °C. Depois de forjar 1850 peças surge uma rede secundária, devido ao intenso crescimento de trincas. O material próximo à fratura é mais frágil, mais propenso ao desgaste abrasivo e à deformação

plástica. Na Figura 10 (a) é possível observar as trincas primárias. Na Figura 10 (b) tem-se as trincas secundárias formadas, e ainda é possível perceber as irregularidades na superfície causadas pela deformação plástica.

Figura 10 – Rede de trincas formadas na superfície de uma matriz de forjamento.



Fonte: Adaptado de GRONOSTAJSKI *et al.*, 2014

4.2.4 Deformação Plástica

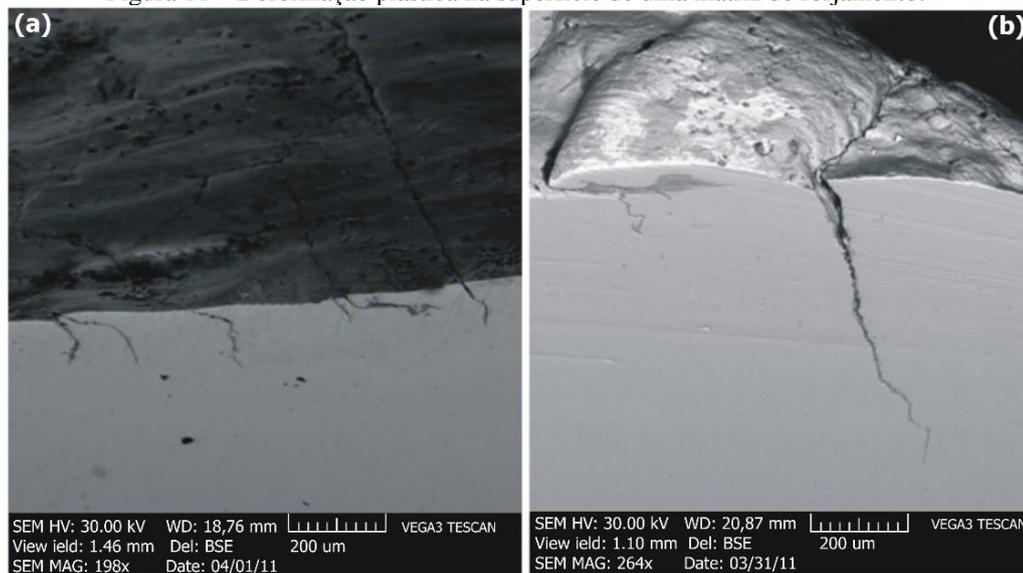
A deformação plástica da superfície da matriz acontece em regiões que são submetidas a pressões por um longo tempo de contato (CHOI; GROSECLOSE; ALTAN, 2012). A alta temperatura é um agravante do problema. Ela ocorre quando a tensão em um dado ponto da matriz ultrapassa a tensão de escoamento do material. Pontos como cantos vivos e protuberâncias são especialmente suscetíveis por serem concentradores de tensão e por aprisionarem uma grande quantidade de calor (GRONOSTAJSKI *et al.*, 2014, 2016).

De acordo com GRONOSTAJSKI (2014) as tensões e as temperaturas elevadas são as principais causas deste modo de falha, tensões de forjamento aumentam a chance de deformação plástica. Logo, todos os critérios de projeto e processo que influenciam na tensão e temperatura da matriz possuem influência na deformação plástica das matrizes. Segundo Babu (2004), a temperatura de forjamento, o tamanho e a geometria do forjado, o lubrificante utilizado e o tempo do ciclo de forjamento são parâmetros que aumentam a tensão e reduzem a resistência da matriz por amolecimento térmico.

Babu (2004) aponta em suas pesquisas um critério que pode ser adotado para evitar a deformação plástica de matrizes, que é o controle da força de contato. Este critério estabelece que a tensão normal máxima não deve ultrapassar 0,75 vezes a dureza Brinell da ferramenta.

Gronostajski *et al.* (2014) também relatam que o aquecimento da matriz resulta em uma redução na tensão de escoamento do material, e que isso favorece a deformação plástica da matriz durante o forjamento. Para que não ocorra deformação plástica, a tensão não pode exceder o limite elástico do material da ferramenta. Porém, em virtude das elevadas temperaturas e pressões que o material exerce sobre a matriz, é provável que ocorra a deformação plástica, devido a problemas de projeto ou operação. A Figura 11 (a) e (b) mostra exemplos de deformação plástica sofrida por uma matriz após o forjamento de 1850 peças.

Figura 11 – Deformação plástica na superfície de uma matriz de forjamento.



Fonte: Adaptado de GRONOSTAJSKI *et al.*, 2014

Para prevenir a deformação plástica nas ferramentas de conformação mecânica, é importante obter informações sobre a dureza do material. Se a camada superficial da ferramenta for menos suscetível a deformações plásticas, a vida útil da matriz será elevada. Porém, para que isto ocorra, é necessário manter a dureza desta camada durante o forjamento (GRONOSTAJSKI *et al.*, 2014).

4.3 Aços para Ferramenta de Forjamento a Quente

A seleção dos materiais adequados para a manufatura de matrizes é um dos fatores de maior impacto na vida útil destas ferramentas (GABARDO, 2008). Os aços utilizados com este fim recebem a denominação genérica de aços-ferramenta. São aços de alta qualidade, com baixo nível de inclusões ou segregações, com controle e tolerância de composição química e propriedades físicas (BOTH, 2011). A classificação destes aços, de acordo com as normas do *American Iron and Steel Institute* (AISI) e da *Society of Automotive Engineers* (SAE), é feita

em famílias, de acordo com as suas aplicações e/ou resposta ao tratamento térmico (BABU, 2004). Nesta pesquisa, dar-se-á ênfase ao aço do grupo H, por ser a classe do aço H13, utilizado na fabricação das ferramentas deste estudo.

Este aço é resistente ao amolecimento durante exposição a alta temperatura, tal como as condições encontradas em operações de conformação a quente. Como requisito, precisa manter em alta temperatura, propriedades como elevada dureza, tenacidade, elevada resistência mecânica, ao desgaste, à fadiga e à formação de trincas térmicas (GABARDO, 2008).

Existem três subgrupos: aços ligados ao tungstênio, ao molibdênio e ao cromo, sendo o último o mais usual. Isto se deve ao fato dos aços para trabalho a quente ligados ao cromo possuírem uma boa combinação de tenacidade e dureza, em alta temperatura, obtida pelo balanço da quantidade de carbono, que é relativamente baixa, e de elementos de liga, principalmente o cromo (PASCHKE *et al.*, 2012).

A composição química típica do aço H13 está na Tabela 1:

Tabela 1 - Composição química do aço AISI H13 (% em massa).

C	Si	Mn	P(máx.)	S(máx.)	Cr	V	Mo
0,32- 0,45	0,80- 1,20	0,20- 0,50	< 0,030%	< 0,030%	4,75- 5,50	0,80- 1,20	1,10- 1,75

Fonte: ASM INTERNATIONAL, 1990

A dureza a quente é obtida pela formação de carbonetos de cromo, ferro e outros elementos de liga, no mecanismo conhecido como endurecimento secundário, em que há precipitação fina destes carbonetos com o aquecimento, o que mantém o patamar de dureza. O vanádio, presente no H13, é um forte formador de carbonetos e promove acentuado endurecimento secundário (FAVORIT, 2017).

Estudos desenvolvidos por Sjöström (2004) avaliam a influência do tratamento térmico na resistência à fadiga térmica do aço H13 para trabalho a quente. O autor verificou que a temperatura de austenitização do aço influencia na resistência a propagação das trincas térmicas. A máxima temperatura do ciclo de austenitização, prevista em função da temperatura de revenimento da matriz, é um parâmetro indicativo da resistência à fadiga térmica.

A resistência ao desgaste não é uma característica definida nem uma propriedade do material da ferramenta, mas sim uma resposta do sistema decorrente das condições na interface deslizante (DAVIM, 2012).

4.4 Tratamentos Superficiais

O emprego de tratamentos superficiais minimiza e retarda os danos causados pelos desgastes e desta forma eleva a vida útil de ferramentas e matrizes utilizadas na conformação mecânica. Por exemplo, no caso de fadiga térmica, a deposição de filmes protetores, os quais produzem tensões residuais compressivas, retarda o surgimento de trincas (FAUCHAIS; HEBERLEIN; BOULOS, 2014). Outro tratamento superficial muito utilizado neste segmento é a nitretação, que eleva a dureza da camada superficial, diminui o desgaste abrasivo e retarda os efeitos de fadiga térmica (AGHAJANI; BEHRANGI, 2017).

Existem diversos tipos de tratamentos superficiais e todos eles possuem vantagens e desvantagens. A escolha do tratamento superficial mais adequado deve passar por uma análise que envolve diversos fatores, dentre eles o tipo de desgaste predominante do processo no qual a matriz será utilizada. A Tabela 2 apresenta um comparativo entre as principais características dos revestimentos utilizados pela indústria metalmeccânica.

Tabela 2 - Comparação entre revestimentos.

Características	Nitretação	PVD	Aspersão térmica
Custo de operação	Baixo	Moderado/Alto	Baixo/Alto
Ambiente de processo	Gás/Plasma	Vácuo	Atmosférico
Espessura do revestimento	Não se aplica	Muito fino	Fino a espesso
Temperatura do substrato	Médio/Alto	Baixo	Baixo/Moderado
Aderência	Não se aplica	Lig. mecânica moderada	Boa lig. mecânica
Acabamento superficial	Rugoso a liso	Liso a alto brilho	Rugoso a liso

Fonte: FAUCHAIS; HEBERLEIN; BOULOS, 2014

Segundo Lima & Trevisan (2007), a utilização de revestimentos sobre ferramentas e matrizes empregadas na conformação mecânica está crescendo devido aos altos custos dos materiais e à necessidade de um ciclo de vida maior do ferramental. Em vários segmentos da indústria, tais como petróleo e gás, automotiva, refinaria, aeroespacial, etc., as superfícies resistentes ao desgaste são altamente necessárias, uma vez que os componentes utilizados nestas indústrias são expostos a ambientes de desgaste pesado, que resulta em danos e falha dos componentes (ASGARI; SAHA; MOHAMMADI, 2016).

No caso da conformação mecânica a quente, a motivação para revestir ferramentas e matrizes pode ser resumida pelas seguintes necessidades (FAUCHAIS; HEBERLEIN; BOULOS, 2014):

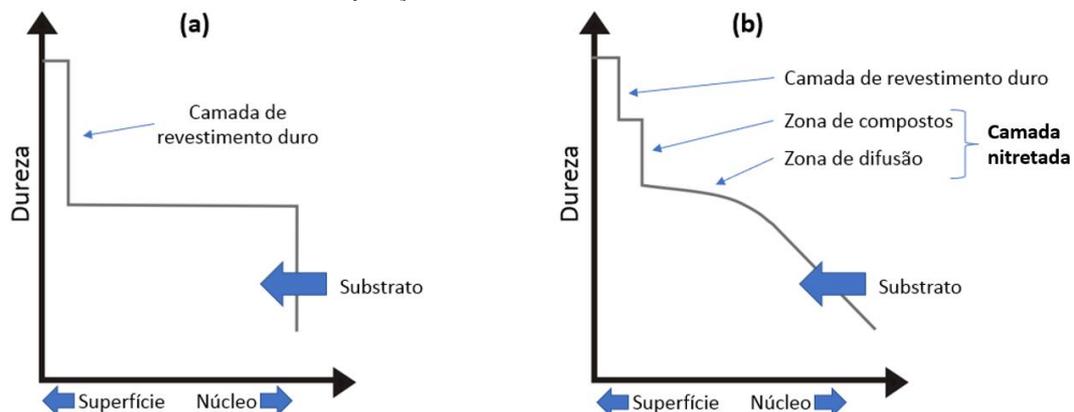
- Melhorar o desempenho funcional, por exemplo, permitindo uma maior exposição à temperatura, pois o revestimento funciona como uma barreira térmica, retardando o amolecimento do aço;
- Elevar a vida útil dos componentes, reduzindo o desgaste causado pela abrasão, corrosão e fadiga térmica;
- Reconstruir a parte desgastada de uma matriz, evitando a substituição de todo o componente.

Todavia, conforme discutido nos capítulos anteriores, a severidade do processo de forjamento a quente é muito elevada e, por isso, nestes casos, é necessário combinar dois revestimentos para que se tenha uma proteção eficaz da ferramenta.

4.4.1 Tratamento Superficial Duplex

O tratamento superficial conhecido como duplex corresponde à aplicação de dois ou mais tratamentos superficiais, a fim de produzir uma camada com características e propriedades inatingíveis de forma individual (HAWRYLUK, 2016). A nitretação a plasma, seguida da deposição de um filme duro, tal como PVD ou HVOF, é um exemplo em que isso acontece. O resultado final é uma camada com propriedades que se complementam e que aumentam a capacidade de sustentação de cargas em temperaturas elevadas (CHANDER; CHAWLA, 2016). A Figura 12 ilustra de forma simplificada o que acontece com a dureza quando se tem apenas uma camada depositada no substrato (Figura 12 (a)) e quando se tem dois tratamentos superficiais (Figura 12 (b)). Neste caso, a dureza diminui de forma progressiva em direção ao núcleo.

Figura 12 - Influência do gradiente de dureza entre o substrato e a camada depositada. Em (a) distribuição de dureza da camada depositado sob o substrato. Em (b) um tratamento duplex de nitretação a plasma e a deposição de um revestimento duro.



Fonte: Adaptado de ZLATANOVIĆ, 1991

Segundo Paschke *et al.* (2015), o uso de um revestimento duplex evita o efeito de “casca de ovo” no material. Quando se deposita um filme fino de elevada dureza sobre um substrato, há possibilidade de grandes diferenças entre módulos de elasticidade do substrato e do revestimento. No momento em que houver a aplicação de uma carga sobre este sistema, as deformações ocorridas no substrato permanecem no campo elástico, sendo que o revestimento não acompanha esta deformação, resultando em descontinuidades de tensões na interface substrato-revestimento, ocasionando falhas de adesão e deslocamento do revestimento.

A primeira tentativa de aplicar o tratamento de superfície duplex foi realizada em 1980. No entanto, o primeiro trabalho desenvolvido para melhoria da vida da ferramenta foi realizado apenas no início da década de 1990. Entre os tratamentos duplex, a nitretação a plasma do substrato de ligas de aço, seguida pelo método de revestimento por PVD, é a mais amplamente utilizada na indústria (BELL; DONG; SUN, 1998).

O sucesso e o bom desempenho de um revestimento duplex dependem da combinação adequada das propriedades do substrato e do revestimento. Em primeiro lugar, é preciso que haja adesão entre o substrato e o revestimento, alta microdureza e ser quimicamente inerte. Em segundo lugar, é necessário possuir uma estrutura cristalina refinada, tensões residuais compressivas, ausência de trincas e superfície com baixa rugosidade. Por fim, é importante que o substrato tenha capacidade de sustentar o revestimento sem deformação significativa. Para isso, é preciso ter elevada dureza e resistência ao escoamento, pois módulos de elasticidade muito diferentes entre o revestimento e o substrato irão resultar em descontinuidade de tensões na interface substrato-revestimento quando em carregamento (BOTH, 2011).

Estudos desenvolvidos por DEVI, CHAKRABORTY & MOHANTY (1999) mostram que a zona endurecida criada durante o tratamento por difusão de plasma oferece suporte mecânico aos revestimentos duros, o que aumenta sua capacidade de suporte de carga durante o forjamento. Porém, deve-se ter cuidado para que não haja formação de camada branca, pois esta prejudica a adesão do revestimento sobreposto. Quando revestimentos duros são depositados sobre o substrato, sem uma camada intermediária, eles tendem a quebrar devido à deformação plástica do substrato ser maior que a da camada depositada.

Pesquisas recentes com testes industriais em punções, desenvolvidas por HAWRYLUK (2016), mostram que apenas a camada nitretada não é suficiente para conter os mecanismos de degradação do punção e que uma camada híbrida resiste melhor a choques térmicos e a cargas elevadas. A nitretação dificulta a deformação plástica e protege o revestimento depositado sobre ela, mas a camada híbrida de nitretação/PVD traz resultados melhores ainda. Neste estudo, os

autores verificaram que a vida útil do punção, com estas condições, foi elevada em 7% durante o forjamento a quente. Em outros testes industriais, também com camadas híbridas, mas com geometrias de ferramentas diferentes, a vida da ferramenta aumentou em até 12%. O autor salienta que a eficácia das camadas híbridas depende das condições do processo de forjamento, e que a seleção dos parâmetros adequados não é uma tarefa fácil e requer muita experiência.

Segundo Starling & Branco (1997), os revestimentos à base de cerâmicos podem dificultar e retardar a fadiga térmica. Acredita-se que há um atraso na nucleação das trincas devido à alta tensão residual de compressão da camada depositada. Este efeito, combinado com a alta dureza dos revestimentos, reduz o desgaste e aumenta a vida útil da matriz. Este resultado foi obtido com o aço H11 nitretado a plasma e revestido com PVD para ciclos curtos de forjamento a quente.

4.4.2 Nitretação

O tratamento superficial de nitretação é um processo termoquímico no qual o nitrogênio é introduzido na superfície de materiais até uma certa profundidade, modificando suas propriedades mecânicas e metalúrgicas. O nitrogênio absorvido reage com a superfície do substrato, formando camadas superficiais de nitretos de elevada dureza e alta resistência ao desgaste. As principais propriedades concedidas em aços nitretados são: elevada dureza superficial, melhoria de resistência ao desgaste, à corrosão, à fadiga mecânica e térmica e resistência a temperaturas elevadas (aproximadamente 650 °C) (ASM INTERNATIONAL, 1991).

A formação de finos precipitados de nitretos e carbonitretos com elementos de liga dificulta o deslocamento de discordâncias na matriz cristalina e por isso promove a elevação da dureza superficial. A resistência à fadiga de aços nitretados se dá em função das tensões residuais compressivas na superfície do substrato, que inibem o surgimento e retardam o crescimento de trincas. A formação de compostos e precipitados na camada de difusão gera tensões residuais compressivas nas camadas mais externas e aumenta a resistência do material (DEVI; MOHANTY, 1998; HE *et al.*, 2006).

Os principais processos de nitretação são os seguintes: nitretação a gás, nitretação líquida ou em banho de sais e nitretação a plasma (ou iônica). A escolha do processo mais adequado dependerá das características desejadas e dos recursos disponíveis. A qualidade da camada nitretada depende dos parâmetros de processo (tempo, temperatura e potencial de nitrogênio) e

também da metalurgia e microestrutura do material que está sendo nitretado (AKBARI *et al.*, 2010; SANTOS, 2015).

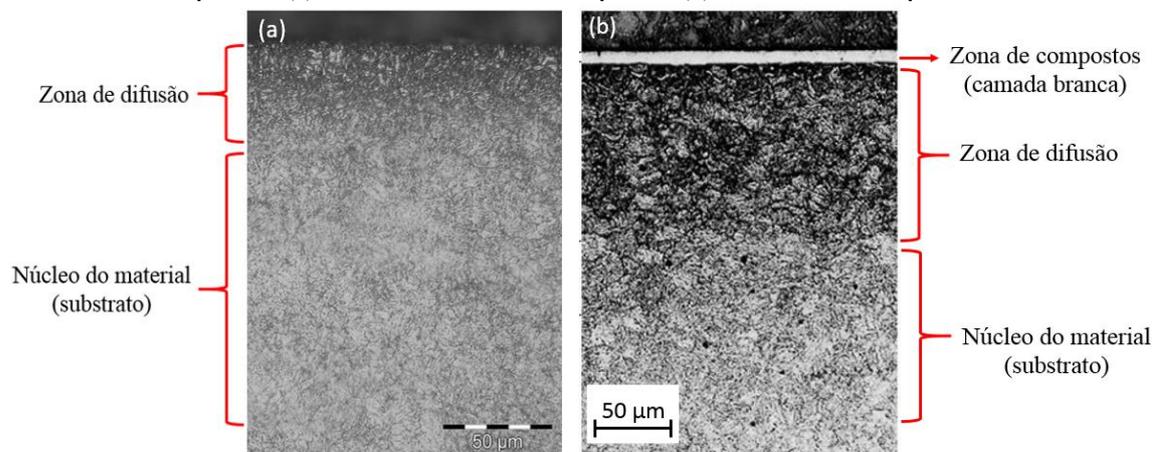
4.4.2.1 Nitretação a Plasma

A nitretação a plasma se dá pela utilização de um gás ionizado, através da aplicação de uma diferença de potencial entre o equipamento (ânodo) e o substrato a ser nitretado (cátodo), sob baixas pressões (vácuo), formando a descarga de plasma autossustentada. O gás no estado iônico é composto de uma mistura de nitrogênio e hidrogênio em diferentes proporções. Com a ionização do gás contendo nitrogênio, o processo de nitretação é favorecido devido ao bombardeamento da amostra pelos íons de nitrogênio. Desta forma, o processo passa a ser termo-físico-químico. A faixa de temperatura empregada varia entre 350 e 650 °C (AGHAJANI; BEHRANGI, 2017).

Vários fenômenos ocorrem durante o processo de formação da camada. Quando um íon se choca com a superfície da amostra, ele pode penetrar ou ser refletido de volta para o meio. O impacto com a superfície promove transferência de energia (aquecimento) e pode levar à emissão de um elétron secundário, pulverização de átomos e colisões em cascata, que provocam rearranjos estruturais na superfície e a tornam instável do ponto de vista químico e termodinâmico. A literatura costuma dividir em cinco os eventos que ocorrem neste processo: bombardeio iônico, pulverização, retopulverização, adsorção e difusão. Mais detalhes sobre cada etapa do processo podem ser obtidos em (AGHAJANI; BEHRANGI, 2017).

A camada nitretada pode apresentar a formação de duas zonas distintas: zona de difusão e zona de compostos, também chamada de camada branca. Esta estrutura depende dos tipos de elementos de liga presentes, do tempo e da temperatura de tratamento. As características e a estrutura da camada nitretada dependem da concentração do nitrogênio no gás e do mecanismo usado para gerar o nitrogênio elementar na superfície da peça (DAVIS, 2002). A dureza e a profundidade da camada nitretada estão diretamente ligadas à quantidade de nitretos formados. Em geral, pode-se dizer que quanto maior a quantidade de elementos de liga, maior será a dureza e menor a profundidade da camada (AGHAJANI; BEHRANGI, 2017). Na microscopia ótica apresentada na Figura 13, observa-se a seção transversal de duas amostras nitretadas apresentando suas respectivas camadas superficiais modificadas. A primeira delas (a) sem a zona de compostos, apenas com a zona de difusão do nitrogênio e a segunda (b) com a zona de compostos.

Figura 13 – Microscopia ótica da seção transversal de amostra de aço submetida a tratamento de nitretação a plasma. (a) amostra sem zona de compostos. (b) com zona de compostos.



Fonte: (a) Autor (b) Adaptado de AGHAJANI; BEHRANGI, 2017

Segundo Hawryluk (2016), as camadas nitretadas com zona de compostos possuem elevada resistência à abrasão, porém perde-se em ductilidade. As camadas sem zona de compostos caracterizam-se pela boa resistência à fadiga e apresentam menor tendência a trincas por fadiga térmica, sendo adequadas para condições de trabalho com elevadas cargas, como é o caso do forjamento a quente.

Entre as vantagens da nitretação a plasma está a grande versatilidade do processo, ou seja, de acordo com a aplicação do componente nitretado, pode-se produzir uma camada monofásica, escolher os nitretos formados ou ainda optar por camadas mais espessas. Isso tudo depende dos parâmetros utilizados no processo e dos objetivos que se deseja atingir para a peça nitretada (AGHAJANI; BEHRANGI, 2017; DAVIS, 2002). Contudo, ainda existe demanda para aprimoramento dos parâmetros do processo a fim de obter melhores propriedades nos revestimentos de matrizes utilizadas em forjamento a quente (PASCHKE *et al.*, 2012).

4.4.2.2 Nitretação do Aço SAE H13

Dentre os aços utilizados para fabricação de matrizes e ferramentas de conformação mecânica, o aço SAE H13 é um dos mais utilizados. Isso se deve principalmente as suas propriedades, tais como elevada temperabilidade, resistência mecânica, tenacidade, manutenção das propriedades mecânicas em altas temperaturas e resistência à fadiga térmica (ROBERTS; KRAUSS; KENNEDY, 1998; TELASANG *et al.*, 2015). Porém, os esforços que uma matriz sofre durante a conformação a quente de um aço são muito severos. Na operação de conformação a quente, a matriz é exposta a cargas severas e cíclicas, que causam fadiga térmica e mecânica. Também ocorrem vários tipos de desgastes na superfície da matriz. Estes

fatores contribuem para reduzir drasticamente a vida útil da matriz, e por isso faz-se necessário, além do tratamento térmico do aço, um tratamento superficial (TELASANG *et al.*, 2015).

Estudos desenvolvidos por Devi & Mohanty (1998) relatam que a nitretação aplicada ao aço H13 mostrou-se responsável por aumento de vida útil da ferramenta investigada de 2 a 3 vezes, dependendo dos parâmetros utilizados. Segundo eles, a nitretação a plasma confere resistência ao desgaste e aumenta a resistência à fadiga térmica. Verificou-se que tempos maiores de nitretação resultam em uma camada com maior espessura e maior dureza. Na nitretação a plasma realizada em uma temperatura de 530 °C por 12 horas, obteve-se uma zona de compostos formada majoritariamente por nitretos de fase ϵ , enquanto no experimento realizado nas mesmas condições, porém elevando o tempo para 24 horas, a camada formou-se predominantemente por nitretos de fase γ' . Outra análise importante desenvolvida neste estudo é com relação à tensão residual da superfície nitretada. Segundo os autores, tensões de compressão na superfície do aço são desejáveis, pois estas se opõem à tensão de tração imposta quando a peça está em serviço, evitando danos prematuros à ferramenta.

Ferreira (2001) obteve em seus experimentos um aumento de 25% no número de ciclos de uma ferramenta de aço H13 nitretada em comparação com uma ferramenta semelhante sem nitretação. O aumento da tensão residual na superfície da matriz é o principal responsável pela resistência à fadiga térmica. Por fim, conclui que a aplicação de nitretação neste tipo de material traz benefícios e que o controle correto do tratamento maximiza os ganhos.

Segundo Paschke *et al.* (2012) dentre as diversas técnicas de tratamento superficial para matriz de forjamento a quente, a nitretação a plasma e a gás são as mais comumente utilizadas. A tensão de compressão na superfície da matriz nitretada reduz a formação de trincas e eleva a resistência à fadiga. Além disso, a nitretação eleva a dureza superficial, reduzindo o desgaste abrasivo. Porém, é necessário ter cuidados na execução do tratamento, pois camadas com elevada dureza costumam perder ductilidade e a seleção incorreta de parâmetros pode resultar em superfícies com desempenho reduzido.

KUMAR *et al.* (2017) verificaram, através do ensaio de pino-sobre-disco, a perda de volume do aço H13 nitretado nas temperaturas de 200 °C, 400 °C e 600 °C. A amostra na temperatura de 400 °C foi a que apresentou os melhores resultados, ou seja, o menor volume de material removido e o menor atrito. Isso indica que é nestas condições que se tem as melhores propriedades de resistência ao desgaste.

4.4.3 Aspersão Térmica

Aspersão térmica é um grupo de processos através dos quais deposita-se, sobre uma superfície, camadas de materiais metálicos e/ou cerâmicos. Estes materiais são fundidos numa fonte de calor e em seguida são pulverizados e acelerados contra o substrato, atingindo-o em estado fundido ou semifundido. Ao se chocarem no substrato, essas partículas são achatadas e aderidas tanto no substrato quanto entre si, gerando uma estrutura lamelar (FAUCHAIS; HEBERLEIN; BOULOS, 2014). A Figura 14 representa de forma resumida este processo.



Fonte: Adaptado de LASERBOND, 2019

Nos últimos anos, a aspersão térmica vem apresentando uma evolução entre os diversos métodos de revestimentos existentes, principalmente em produtos que requerem elevada resistência ao desgaste. Pesquisadores têm estudado esta técnica com o objetivo de ter um melhor entendimento dos mecanismos envolvidos na formação do revestimento e da influência dos diversos parâmetros do processo, além de melhorias nas propriedades do revestimento (BOLELLI *et al.*, 2014a).

Os diversos processos de recobrimento com aspersão térmica têm uma importante vantagem referente à extensa faixa de temperaturas de ataque ao substrato que é disponibilizada. Em diversas situações esta opção é muito importante devido à necessidade de manutenção das propriedades mecânicas do substrato. Para camadas metálicas, é válido optar por processo de aspersão com temperaturas de trabalho mais elevadas, devido à dissipação de calor que proporciona um tratamento térmico involuntário de alívio de tensões no substrato e no revestimento. Outra importante vantagem da aspersão térmica é a possibilidade de depositar revestimentos com as mais diversas composições químicas. Tanto componentes metálicos como não-metálicos podem ser depositados e inclusive combinados dependendo da necessidade específica em projeto (YILBAS; AL-ZAHARNAH; SAHIN, 2014).

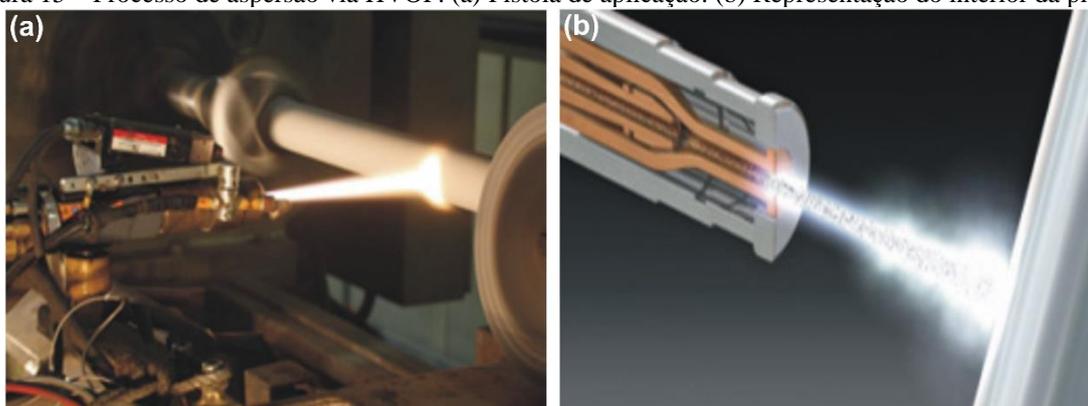
Estudos desenvolvidos por Verdon, Karimi & Martin (1998) relatam que o uso de revestimentos, aplicados por aspersão térmica via HVOF com materiais à base de carbono, tungstênio e cobalto, aumenta a resistência ao desgaste de componentes, inclusive em condições em que a peça está submetida a desgaste erosivo, abrasivo e *fretting*.

Wang *et al.* (2009) verificou que a resistência ao desgaste abrasivo foi melhorada com o uso da aplicação de *cermets* WC-Co através do processo de aspersão térmica via HVOF. Os pesquisadores testaram várias técnicas para aplicação de *cermets*, sendo que o HVOF foi a técnica que apresentou os melhores resultados, pois permitiu a utilização de altas velocidades e baixas temperaturas.

4.4.3.1 Aspersão Oxicombustível de Alta Velocidade (HVOF)

O processo de aspersão térmica por HVOF funciona através de uma pistola (Figura 15 (a)) que proporciona mobilidade e não requer câmaras com ambiente controlado para sua aplicação. Esta técnica consiste em depositar uma fina camada de materiais metálicos e/ou não metálicos em uma condição fundida sobre a superfície de uma peça, formando uma fina camada de depósito aspergido (Figura 15 (b)). Com isso é obtido uma camada de revestimento, que confere proteção de natureza mecânica (desgaste), química (corrosão) e física (calor e eletricidade) (CASTRO, 2012; LIMA; TREVISAN, 2007).

Figura 15 – Processo de aspersão via HVOF. (a) Pistola de aplicação. (b) Representação do interior da pistola.



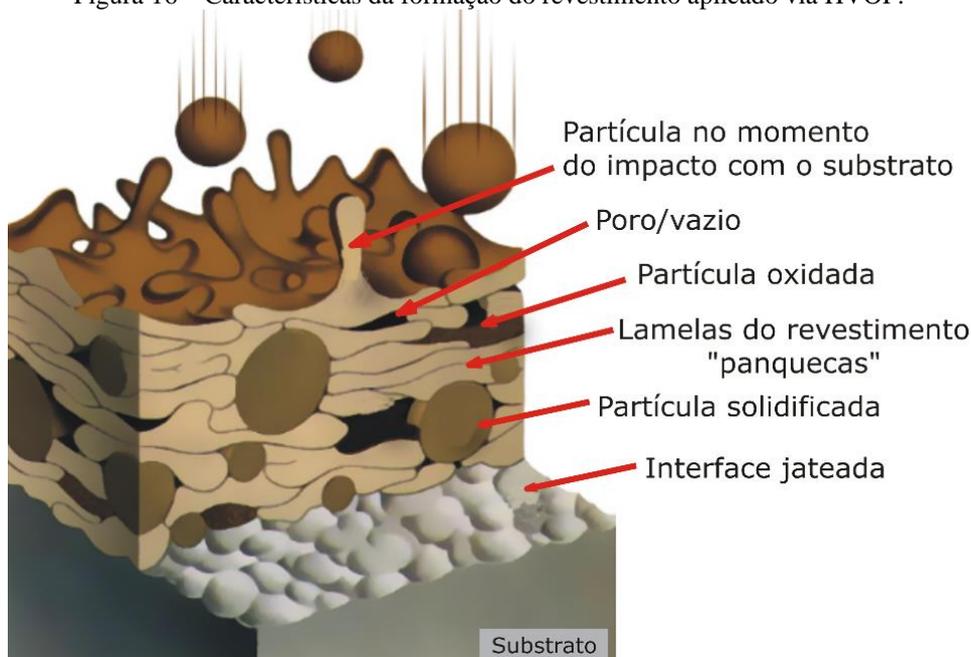
Fonte: Adaptado de CATERPILLAR ADVANCED SURFACE TECHNOLOGY, 2019

De acordo com Selvadurai *et al.* (2015), este tipo de revestimento com pulverização de partículas semifundidas, que variam de 400 a 1000 m/s de velocidade, resulta em um revestimento denso, com elevada aderência e baixos teores de óxidos. Ao final, o resultado são finas plaquetas sobrepostas, oriundas do espalhamento das partículas do pó fundidas, ou semifundidas, através do impacto com o substrato.

As camadas formadas têm uma estrutura típica lamelar, também denominada de “panquecas” achatadas, e são constituídas por inclusões de óxidos, vazios, porosidades e partículas solidificadas, conforme mostra a Figura 16. Os espaços existentes nos interstícios entre as partículas e lamelas do revestimento são chamados de vazios. As inclusões de óxido nos revestimentos metálicos são normalmente vistas como fases escuras e alongadas presentes

nos contornos das partículas e lamelas, que aparecem na secção transversal, paralela ao substrato. O termo “poro” está relacionado aos defeitos internos das lamelas e partículas, como a formação de inclusões pelo efeito de elevadas temperaturas. As partículas solidificadas são aquelas que se resfriam antes das outras e não ficam achatadas (ASM INTERNATIONAL, 2004).

Figura 16 – Características da formação do revestimento aplicado via HVOF.



Fonte: Adaptado de FST, 2012

Os parâmetros utilizados no processo influenciam na qualidade da camada formada. Se a pressão e a velocidade de impacto das partículas forem altas, haverá um maior achatamento das partículas no substrato. Isso aumenta a densidade e reduz a porosidade do revestimento (MIRAMONTES *et al.*, 2014). A atmosfera em que a aspersão é efetuada tem influência sobre a oxidação dos metais, conduzindo a um maior ou menor nível de porosidade. Por esta razão, uma atmosfera inerte tende a diminuir a quantidade de vazios na maioria dos revestimentos metálicos (LIMA, C. C.; TREVISAN, 2007; MURUGAN *et al.*, 2014).

Os primeiros estudos de que se tem registro sobre parâmetros de aplicação do HVOF para obtenção de propriedades otimizadas foram realizados por Lugscheider, Herbst & Zhao (1998). Eles variaram a razão de H/O, a distância da tocha, a taxa de alimentação de pó, a velocidade das partículas e o tipo de gás transportador. Os autores mencionam que, para obter filmes com baixo conteúdo de oxigênio, deve-se evitar a fusão completa das partículas e alcançar altas velocidades de processamento. Também foi verificado que se a partícula aspergida não está totalmente fundida, ela preserva a microestrutura do pó aplicado no substrato. O tamanho da

partícula pode alterar significativamente sua velocidade e temperatura, desta forma alterando sua capacidade de deformar-se plasticamente (MIRAMONTES *et al.*, 2014).

Diversas pesquisas apontam que as principais propriedades dos revestimentos utilizados com a técnica HVOF são (FAUCHAIS; HEBERLEIN; BOULOS, 2014; SOUZA *et al.*, 2016; VIGNESH *et al.*, 2017):

- ✓ Aderência da camada superior a 90 MPa;
- ✓ Porosidade em torno de 1%;
- ✓ Espessura de material depositado na faixa de 100 a 300 μm ;
- ✓ Elevada dureza da camada.

O tamanho das partículas do pó empregado no processo HVOF está geralmente na faixa de 5 a 45 μm . Acima deste valor, o revestimento tende a apresentar maior porosidade e menor dureza, que é o caso de revestimentos mais densos, como sinterizados e fundidos. Esta porosidade consiste tanto em cavidades isoladas como em cavidades interconectadas, capazes de permitir que líquidos e até gases penetrem até o substrato. Tal fato pode gerar um problema, pois a penetração de agentes agressivos irá acelerar o processo de degradação do revestimento. Ainda é importante ressaltar que, através da aspersão térmica, obtêm-se revestimentos com porosidades variáveis, que estão relacionadas aos parâmetros de cada processo de aspersão térmica, e que a porosidade afeta diretamente propriedades físicas como condutividade térmica e diminui a coesão das camadas (TREVISAN, 2007; PAWLOWSKI, 2008).

Na maioria das vezes se utiliza pó de carbetos na aspersão, principalmente de tungstênio e cromo. Os principais tipos de materiais para revestimentos, citados pela literatura, que possuem elevada dureza, incluindo condições de trabalho a quente, resistência ao desgaste e à corrosão são: WC-Co, WC-Ni, WC-Co-Cr, WC-Cr-Ni e Cr₃C₂-NiCr (ASM INTERNATIONAL, 2004; OERLIKON METCO, 2014). Estes materiais possuem carbetos de alta dureza, imersos em uma matriz relativamente tenaz e dúctil de Co, Ni, Co-Cr ou NiCr, cuja função é promover união das partículas (LYPHOUT *et al.*, 2016; WOOD, 2010; ZAVAREH *et al.*, 2015). Algumas vezes, para chegar a uma composição específica, pode-se utilizar dois ou mais dos métodos para obtenção de pós combinados em mistura homogênea (SCHIEFLER, 2004).

Pesquisas realizadas por Goana, Lima & Marple (2008) mostram que a temperatura e a velocidade das partículas influenciam na microestrutura e nas propriedades mecânicas dos revestimentos aplicados por deposição oxicombustível de alta velocidade (HVOF). Segundo eles, existe uma forte dependência das condições de processamento na composição de fase, na microdureza e na tensão residual.

Outro item que merece destaque, pois tem forte influência na qualidade e no êxito da camada depositada, é a preparação da superfície que vai receber o revestimento. Estudos desenvolvidos por Maranhão (1996) mostram que os procedimentos envolvidos na preparação da superfície são os seguintes: pré-usinagem da superfície para remover possíveis irregularidades presentes e uniformizar a sua textura; limpeza e “*degreasing*” (remoção de gorduras) da superfície; jateamento abrasivo da superfície (com partículas de alumina), visando criar uma rugosidade controlada.

A obtenção de uma rugosidade adequada do substrato é importante porque as partículas, fundidas ou semifundidas, à medida que se resfriam e se contraem, precisam aderir a uma superfície que favoreça o ancoramento mecânico e desta forma garantir a adesão da camada. A literatura também traz informações de que a adesão do revestimento pode ser influenciada pelo meio no qual o componente será inserido, por exemplo, uma peça que trabalha sob cargas elevadas e trocas bruscas de temperatura tende a ter menor resistência à adesão (HADAD *et al.*, 2008; PAWLOWSKI, 2008).

4.4.3.2 Aplicação do HVOF no Aço SAE H13

O uso do HVOF para proteção contra o desgaste, em ferramentas de forjamento a quente, ainda é restrito e pouco discutido na literatura (ZHANG *et al.*, 2015). Porém, sabe-se pelas características do HVOF apresentadas por FAUCHAIS; HEBERLEIN & BOULOS (2014), que revestimentos aplicados por esta técnica possuem condições de evitar e retardar os danos sofridos pelas ferramentas durante a conformação dos metais.

Ensaio laboratoriais desenvolvidos por LAN; ZHANG & HUA (2011) mostram que o WC-12Co, quando depositado via HVOF no aço H13, apresenta adesão necessária para suportar esforços (em torno de 70 MPa) e boas propriedades mecânicas. No ensaio de pino-sobre-disco, na temperatura de 500 °C, o atrito foi de 0,56 e o desgaste abrasivo foi baixo, em torno de 5 vezes menor quando comparado com a amostra revestida com Ni60A.

ZHANG *et al.*, (2015) dizem que o HVOF pode atuar como uma barreira térmica e proteger a superfície do desgaste abrasivo quando aplicado em uma ferramenta de forjamento a quente fabricada em aço H13. Os pesquisadores utilizaram amostras do aço H13 revestidas com WC-10Co-4Cr e Cr₃C₂-25NiCr via HVOF com o objetivo de identificar propriedades tribológicas dos revestimentos. Os ensaios de atrito mostram que o revestimento de Cr₃C₂-25NiCr tem um coeficiente de atrito maior do que o WC-10Co-4Cr para as duas temperaturas ensaiadas, nas

temperaturas de 500 °C e 600 °C. Porém, a resistência ao desgaste do revestimento Cr₃C₂-25NiCr é melhor do que a do revestimento WC-10Co-4Cr nas condições estudadas.

Estudos desenvolvidos por HUFF (2015) mostram resultados promissores da utilização do HVOF para proteção contra desgastes em uma matriz de forjamento a quente. As matrizes revestidas foram testadas na fabricação de um componente automotivo e apresentaram um ganho de produtividade de 37,5% quando comparadas com as matrizes sem o revestimento. Além disso, as matrizes revestidas com o HVOF obtiveram melhores resultados de estabilidade dimensional ao longo do processo.

BOLELLI *et al.* (2014b) estudaram o atrito e o desgaste do WC-CoCr em temperaturas elevadas. Durante os ensaios de pino-sobre-disco, eles observaram que a taxa de desgaste aumenta com a elevação da temperatura. Na temperatura de 400 °C observou-se o primeiro registro de desgaste. Em 600 °C o desgaste estabilizou; não houve acréscimo em relação à temperatura do ensaio anterior. Segundo o autor, isso ocorre em função da liberação de óxidos que formam um “filme fino” com propriedades lubrificantes que evitam o desgaste. Na temperatura de 750 °C, a camada de óxido tornou-se mais espessa e mais frágil, levando ao desgaste severo do revestimento. A fragilidade dos revestimentos à base de carbonetos de tungstênio é uma desvantagem. Todavia, em temperaturas elevadas, possuem excelente resistência ao desgaste.

4.5 Contato Tribológico de Superfícies Revestidas

Na conformação mecânica, o atrito é um fenômeno que está sempre presente. É definido pela literatura como uma força que resiste ao deslizamento e apresentado como um coeficiente específico para cada material. Porém, em sistemas tribológicos, ele vem acompanhado do desgaste, que é influenciado pela rugosidade, pela pressão nominal e pela área de contato. Em alguns casos, ainda pode haver a transferência de material ou formação de um terceiro corpo. Neste caso, isso pode gerar mudanças na composição e nas propriedades do material (DAVIM, 2012; SANTOS, 2015).

Na maioria das situações industriais na área da conformação mecânica, utilizam-se lubrificantes com o objetivo de diminuir o atrito. Porém, por tratar-se de um fenômeno extremamente complexo, que inclui deformação plástica e elástica das camadas da superfície dos corpos em contato, interações com partículas que causam desgaste, microfraturas, reações químicas e transferência de partículas de um corpo para outro, não é possível eliminá-lo, apenas reduzi-lo (BUTTON, 2012).

Para definir o atrito, utiliza-se a equação desenvolvido por Coulomb, onde a força de atrito é proporcional à força normal (Lei do atrito de Coulomb):

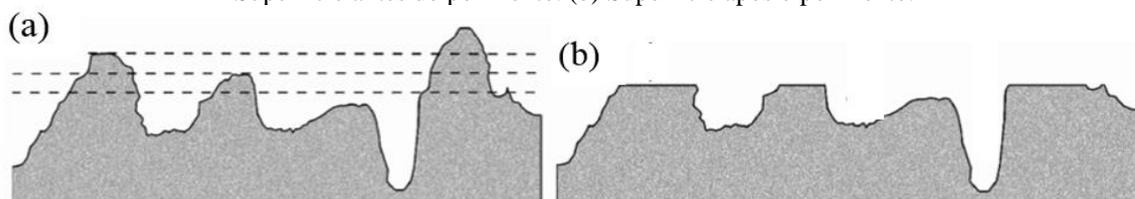
$$\mu = \frac{F_R}{F_N} \quad (2)$$

Onde F_R é a força de atrito desenvolvida entre as duas superfícies em contato, F_N representa a força normal aplicada e μ é o coeficiente de atrito (HOLMBERG; MATTHEWS; RONKAINEN, 1998).

A superfície final de um revestimento aplicado via HVOF apresenta rugosidade elevada, em torno de 5 μm , depende do tamanho e da morfologia das partículas do pó e dos parâmetros utilizados na aspersão. Segundo Federici *et al.* (2016) quanto mais uniforme for a deposição do pó durante a aspersão e quanto menor for o tamanho das partículas, melhor será o acabamento da camada.

A Figura 17 mostra, de forma ampliada, a representação de uma superfície que recebeu um revestimento aplicado via HVOF (Figura 17 (a)) e os efeitos do polimento (Figura 17 (b)) (FEDERICI *et al.*, 2016). Button (2012) explica que, mesmo depois de polida, a superfície permanece com cavidades denominadas de “poços”, as quais ajudam na lubrificação. Este mecanismo é chamado de microlubrificação. Para os processos de forjamento a quente, os lubrificantes à base de grafite ficam retidos nas cavidades superficiais. Por outro lado, é importante remover as pontas dos picos, pois as altas cargas que o processo impõe à superfície podem elevar o atrito, devido ao desprendimento de material do revestimento (BRAEUER *et al.*, 2014; PASCHKE *et al.*, 2015).

Figura 17 – Representação de uma superfície revestida via HVOF antes e após o polimento/lixamento. (a) Superfície antes do polimento. (b) Superfície após o polimento.

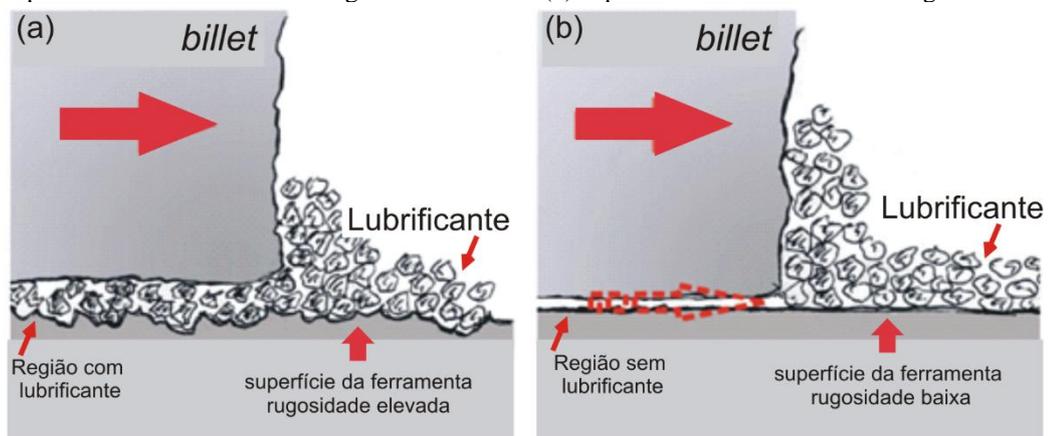


Fonte: Adaptado de FEDERICI *et al.*, 2016

Segundo Pawlowski, (2008) o contato tribológico entre duas superfícies é controlado por quatro parâmetros fundamentais, são eles: relação de dureza entre o revestimento e o substrato; espessura do revestimento; rugosidade das superfícies; tamanho e dureza dos resíduos de desgaste no contato, podendo ser originado de fonte externa ou da interação das superfícies em desgaste.

Ensaio industriais realizados por BRAEUER *et al.* (2014) mostram que a ferramenta que teve sua superfície jateada com areia tem uma vida útil 25% maior do que a ferramenta polida. A Figura 18 mostra uma representação do que acontece com o lubrificante durante a conformação do material. Na Figura 18 (a), a elevada rugosidade da superfície retém o lubrificante durante o escoamento do material. Na Figura 18 (b), o material, ao deslizar sobre a superfície lisa, expulsa o lubrificante, aglomerando-o em determinadas regiões da ferramenta e gerando retrabalho com a sua reposição.

Figura 18 – Correlação do acabamento superficial com o comportamento do lubrificante durante a conformação.
(a) superfície da ferramenta com rugosidade elevada. (b) superfície da ferramenta com rugosidade baixa.

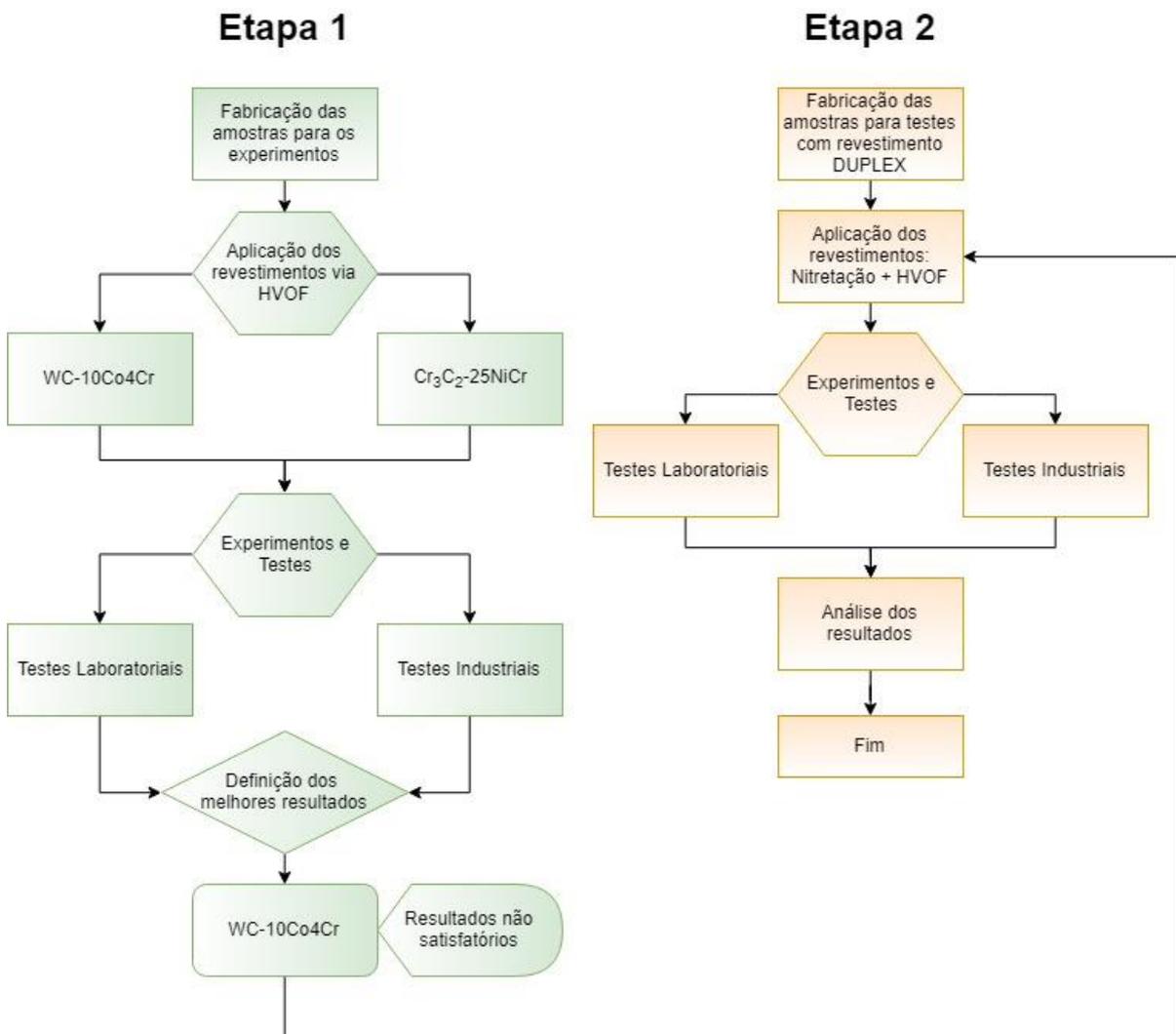


Fonte: Adaptado de BRAEUER *et al.*, 2014

5 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

A metodologia utilizada para desenvolver esta pesquisa está representada no fluxograma da Figura 19. As atividades foram divididas em duas etapas, denominadas Etapa 1 e Etapa 2, sendo que em ambas são realizados testes laboratoriais e industriais.

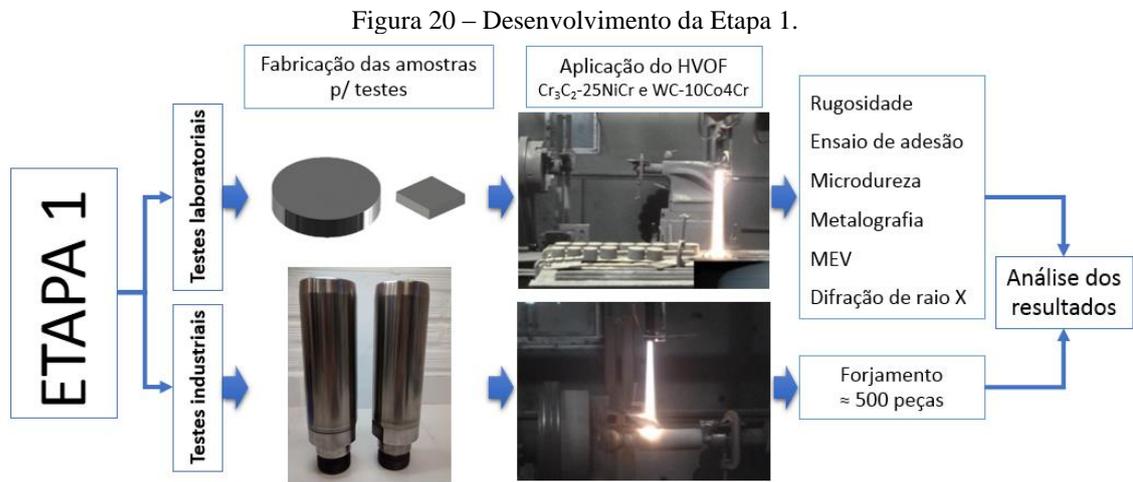
Figura 19 – Fluxograma com a sequência de atividades utilizadas para a execução dos experimentos.



Fonte: Autor

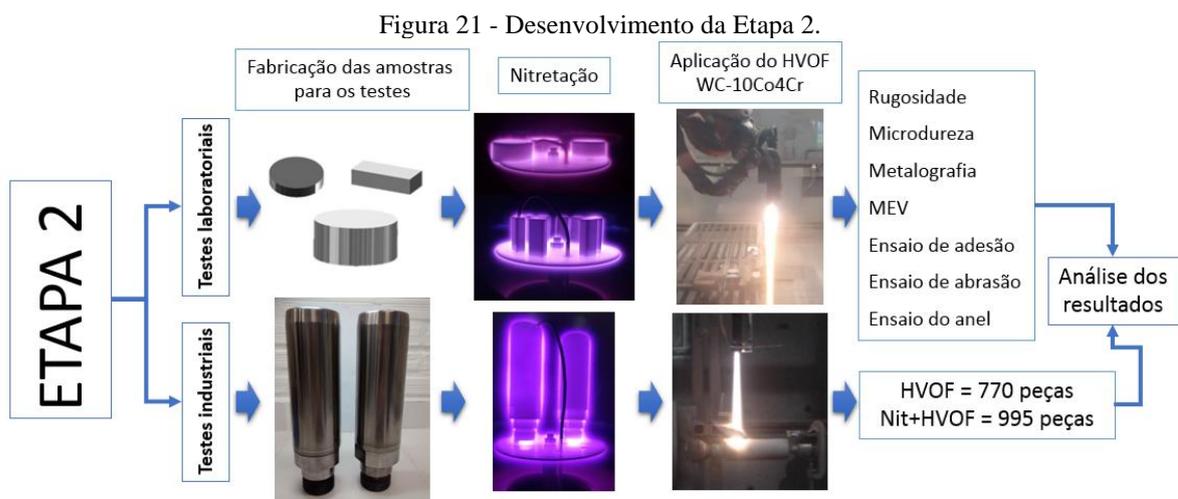
A primeira etapa está representada na Figura 20. Os ensaios laboratoriais foram executados para identificar as propriedades mecânicas e metalúrgicas dos revestimentos depositados via HVOF. Além disso, também foram realizados ensaios industriais, que ocorreram de forma paralela aos ensaios laboratoriais, pois o objetivo foi obter resultados complementares. Os ensaios industriais foram possíveis graças à cooperação de uma empresa que cedeu ferramentas para aplicação dos revestimentos e depois colocou-as para produção de peças forjadas a quente.

Neste caso, o intuito foi verificar os tipos de desgastes predominantes em uma operação industrial e qual dos revestimentos apresentaria as características mais adequadas para trabalhar nestas condições.



Fonte: Autor

A segunda etapa foi desenvolvida com base nos resultados da primeira e está representada na Figura 21. Identificou-se que o revestimento a base de carboneto de tungstênio possui características promissoras para resistir ao desgaste nas condições estudadas. Porém, o punção revestido apenas com o HVOF ainda não atingiu resultados expressivos com relação a vida útil da ferramenta. Em função disso, utilizou-se um tratamento duplex de nitretação a plasma com uma camada depositada via HVOF de WC-10Co4Cr.

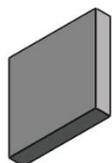
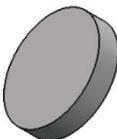


Fonte: Autor

5.1 Confeção dos corpos de prova e dos punções

Os corpos de prova e os punções utilizados neste estudo foram confeccionados a partir do corte de barras cilíndricas comerciais do aço AISI H13. A escolha deste material se deu porque ele é amplamente utilizado pela indústria para fabricação de ferramentas de forjamento a quente. Para realizar as análises de microestrutura, adesão, coeficiente de atrito, dureza e rugosidade dos revestimentos, na primeira etapa foram fabricadas amostras com as dimensões e quantidades apresentadas na Tabela 3.

Tabela 3 – Quantidade e dimensões dos corpos de prova.

Amostras para os ensaios da “Etapa 1”			
Quantidade	Dimensões	Ensaio	Desenho
2 amostras	30 mm x 30 mm x 5 mm	Rugosidade - Microdureza Metalografia - MEV	
4 amostras	Ø 60 mm x 12 mm	Pino-sobre-disco Ensaio de adesão	
2 punções	Ø 65 mm x 237 mm	Ensaio industriais	

Fonte: Autor

Para a segunda etapa foram fabricadas novas amostras, pois além do tratamento superficial duplex, novos ensaios laboratoriais e industriais foram realizados. A tabela 4 mostra as quantidades, as dimensões das amostras, o tipo de ensaio realizado e o desenho das amostras.

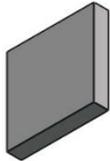
Após o processo de usinagem, realizou-se o tratamento térmico de têmpera e revenimento para obter-se a dureza desejada. Os parâmetros empregados foram os mesmos dos punções: temperatura de austenitização de 1200°C, têmpera em ar forçado e revenimento a 600°C durante 120 minutos. Todas as amostras foram encaminhadas a uma empresa terceirizada que realizou o tratamento térmico na mesma carga para evitar variações na microestrutura, visando resultados de dureza semelhantes. A microestrutura desejada é martensítica com dureza de 50 HRC.

O tratamento térmico foi efetuado com os seguintes parâmetros:

- Pré-aquecimento: 560°C em 120 minutos;

- Austenitização: primeiro ciclo 870°C em 170 minutos, segundo ciclo 1020°C em 35 minutos;
- Atmosfera do forno: gás natural e gás endotérmico, com potencial de carbono 0,4%;
- Meio de têmpera: ar forçado;
- Primeiro revenimento: 570°C em 120 minutos;
- Segundo revenimento: 600°C em minutos;
- Terceiro revenimento: 610°C em 120 minutos.

Tabela 4 – Quantidade e dimensões dos corpos de prova.

Amostras para os ensaios da “Etapa 2”			
Quantidade	Dimensões	Ensaio	Desenho
2 amostras	30 mm x 30 mm x 5 mm	Rugosidade - Microdureza Metalografia - MEV	
12 amostras	25,4 mm x 60 mm x 15 mm	Ensaio de abrasão	
2 amostras	Ø 60 mm x 12 mm	Ensaio de adesão	
2 amostras	Ø 75 mm x 35 mm	Matriz para o ensaio do anel	
18 anéis	Ø 24 mm x Ø 12 mm x 8 mm	Ensaio do anel	
2 punções	Ø 65 mm x 237 mm	Ensaio industriais	

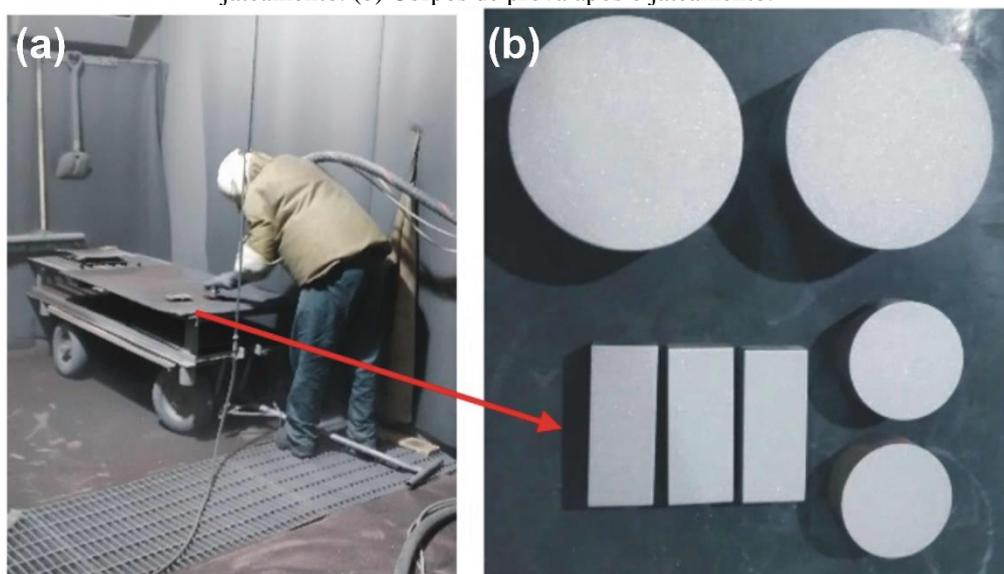
Fonte: Autor

5.2 Preparação da superfície para os tratamentos superficiais

Após o tratamento térmico, a superfície das amostras foi preparada para receber os tratamentos superficiais de nitretação e HVOF.

Primeiramente os corpos de prova foram retificados a fim de estabelecer uma condição padrão de planicidade para todas as amostras. Utilizou-se uma retífica plana tangencial modelo P58, fabricada pela indústria MELLO S.A. MÁQUINAS E EQUIPAMENTOS. Depois, os corpos de prova foram jateados com óxido de alumínio (Al_2O_3), com granulometria média de 30 mesh, fornecido pelo fabricante ELFUSA. A fonte de energia utilizada no processo de impulsão das partículas de óxido de alumínio ao substrato foi o ar comprimido com pressão de 6,2 bar. A Figura 22 exhibe algumas amostras durante e após o jateamento.

Figura 22 – Amostras fabricadas para os testes laboratoriais e industriais, após o jateamento. (a) Aplicação do jateamento. (b) Corpos de prova após o jateamento.



Fonte: Autor

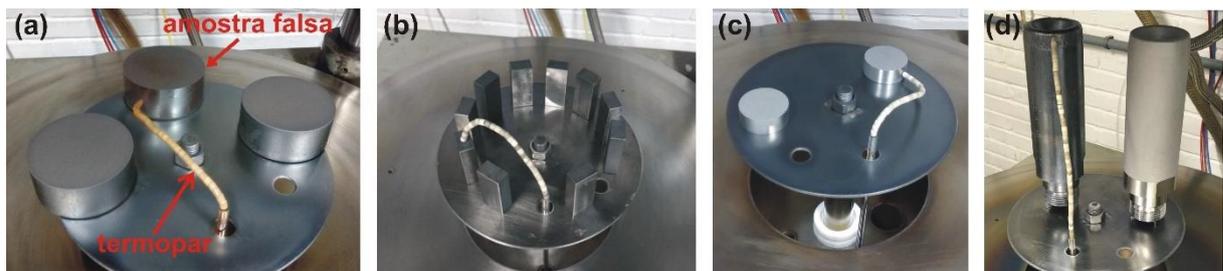
5.3 Aplicação da nitretação

Os tratamentos de nitretação a plasma foram realizados em um equipamento desenvolvido pelo Grupo de Engenharia de Superfícies (GES) no Laboratório de Transformação Mecânica (LdTM) da UFRGS. O equipamento é um reator que possui uma câmara do tipo sino acoplada a uma bomba de vácuo. A câmara tem diâmetro interno de 630 mm e altura de 680 mm, e é equipada com sistema de injeção de gases através do uso de fluxômetros de massa. O controle da pressão interna é realizado por um sistema da *MKS 600 Series Pressure Controller*, que regula a vazão de saída para a bomba através do posicionamento angular de uma válvula do tipo borboleta. Esse sistema é retroalimentado com um manômetro eletrônico. Durante os tratamentos, a temperatura é monitorada através de um termopar tipo K acoplado a uma falsa amostra, cujas dimensões são semelhantes às amostras que foram submetidas aos tratamentos.

A aplicação da nitretação nas amostras e nos punções foi dividida em 4 grupos, de acordo com a sua geometria. Primeiro fez-se a nitretação nas amostras circulares, depois nas amostras retangulares e por último nos punções. Esta divisão é necessária porque a geometria afeta a homogeneidade do tratamento.

Primeiramente as amostras e a parte interna da câmara de nitretação foram limpas com álcool isopropílico. Depois, as amostras foram posicionadas de forma equidistante em relação à parede da plataforma, juntamente com uma amostra falsa acoplada a um termopar para o controle de temperatura. Para evitar deterioração do termopar pela ação da descarga luminescente, utilizaram-se tubos de borossilicato e miçangas cerâmicas para proteção contra arcos elétricos. A Figura 23 (a), (b), (c) e (d) mostra a disposição das amostras no porta-amostra do equipamento.

Figura 23 – Disposição das amostras para os tratamentos de nitretação. (a) Matrizes para o ensaio do anel. (b) Amostras para o ensaio de abrasão. (c) Amostras para o ensaio de adesão. (d) Punções.



Fonte: Autor

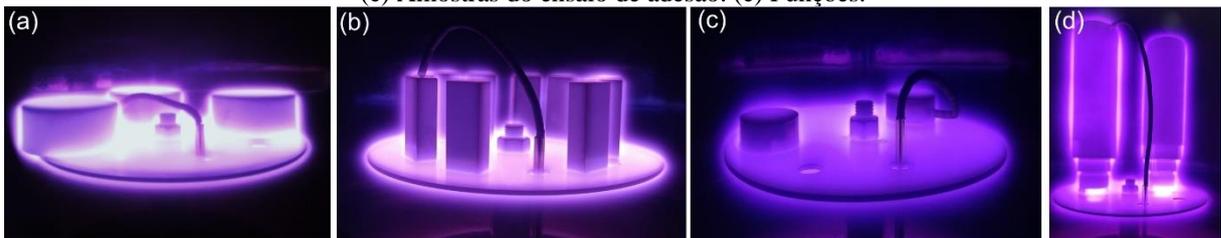
Após o posicionamento das amostras, a câmara é fechada. A bomba de vácuo é ligada para que seja possível atingir a pressão de base de 7 Pa, garantindo a ausência de contaminantes na atmosfera. Em seguida, inicia-se a etapa chamada de *sputtering*, que visa limpar a superfície de contaminantes que prejudiquem a qualidade do tratamento superficial. Nesta etapa é introduzido gás H_2 em baixa pressão (cerca de 100 Pa), e é aplicada uma diferença de potencial no sistema com uso de um dispositivo regulador de tensão (*variac*). Neste momento, tem início a descarga luminescente. O gás hidrogênio é utilizado para este fim por possuir alta taxa de bombardeamento. A duração desta etapa é de aproximadamente 30 minutos.

Depois do *sputtering*, faz-se o aquecimento das peças até a temperatura de tratamento (500 °C). Para isso o gás H_2 é substituído por gás argônio na pressão de 300 Pa, e a tensão elétrica é aumentada gradualmente. Quando a temperatura de tratamento é alcançada, é interrompido o fluxo de argônio e tem início o da mistura gasosa de 5% N_2 e 95% H_2 . A partir da troca do gás, é iniciada a contagem do tempo de tratamento. Todos foram realizados em 6 horas. Por fim, quando as 6 horas de tratamento são atingidas, interrompe-se o fluxo gasoso e os substratos são

resfriados em vácuo. Para evitar oxidação das amostras e dos componentes do equipamento, a câmara só é aberta quando atinge a temperatura ambiente.

Para todos os tratamentos, os parâmetros do processo de nitretação foram mantidos iguais com a finalidade de que o mesmo tipo de camada nitretada fosse formada. A Figura 24 (a), (b), (c) e (d) exibem as amostras durante a nitretação.

Figura 24 – Amostras durante a nitretação. (a) Amostras do ensaio do anel. (b) Amostras do ensaio de abrasão. (c) Amostras do ensaio de adesão. (d) Punções.

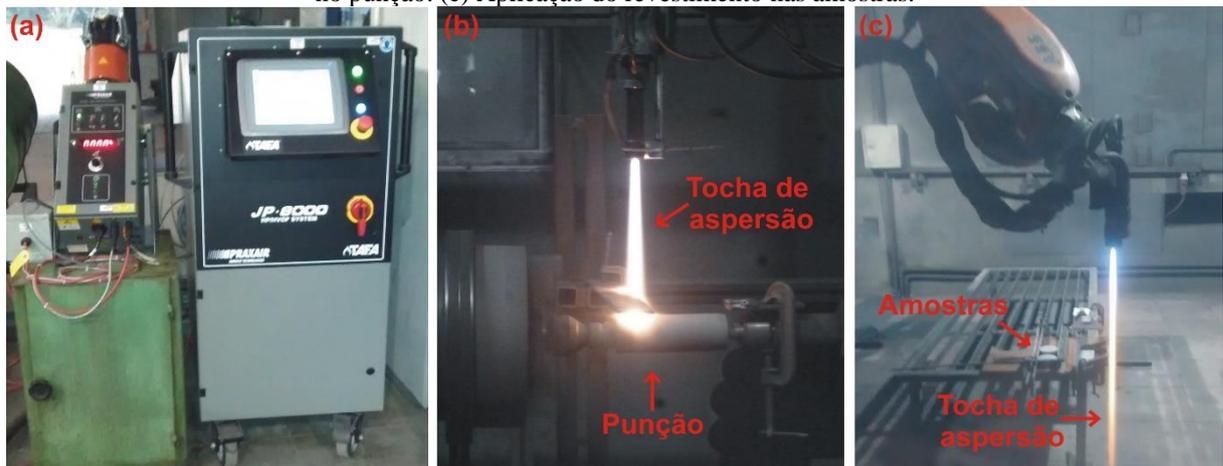


Fonte: Autor

5.4 Aplicação do HVOF

A deposição dos revestimentos foi realizada pela empresa Rijeza Metalurgia. Utilizou-se o equipamento TAFJA JP 8000 HP/HVOF System, da fabricante PRAXAIR, e uma pistola TAFJA GUN Model 5220. A Figura 25 (a) exhibe os equipamentos utilizados no controle e na configuração do processo. A Figura 25 (b) e (c) apresenta o processo de deposição no punção e nos corpos de prova, respectivamente.

Figura 25 – Aspersão térmica. (a) Equipamentos de controle da aspersão térmica. (b) Aplicação do revestimento no punção. (c) Aplicação do revestimento nas amostras.



Fonte: Autor

Este processo pode ter seus ajustes realizados de diversas maneiras, feitos com base no que se espera, como por exemplo: espessura de camada, estrutura lamelar, porosidade, entre outros.

Para este estudo utilizaram-se os parâmetros apresentados na Tabela 5. Todos os parâmetros e configurações foram mantidos iguais nas Etapas 1 e 2.

Tabela 5 – Principais parâmetros utilizados no processo de aspersão térmica HVOF

Descrição	Valores	Descrição	Valores
Taxa de alimentação	80-90 g/min	Vazão de nitrogênio	15 ± 4 scfh
Tamanho do canhão	152,4 mm	Pressão de ar comprimido	116 PSI
Pressão de oxigênio	136 ± 5 PSI	Distância da pistola ao corpo de prova	300 mm
Vazão de oxigênio	2000 scfh	Ângulo da pistola	90°
Pressão de combustível	120±10 PSI	Vel. de desl. da pistola	850 mm/min
Vazão de combustível	6 gph	Camada esperada	0,2 mm
Pressão de nitrogênio	70 PSI		

Fonte: METALÚRGICA RIJEZA, 2018

O material do revestimento, foi composto por Cr₃C₂-25NiCr e WC-10Co4Cr Estes pós foram fornecidos pela empresa OERLIKON METCO. Eles foram escolhidos devido às suas características: dureza e estabilidade térmica em elevadas temperaturas. Na Tabela 6 são apresentadas informações referentes aos pós utilizados para compor os revestimentos aplicados nas amostras, segundo a certificação do material fornecido pelo fabricante.

Sabe-se que o modo de fabricação determina a morfologia dos pós e ela pode variar de acordo com o fornecedor. Essa característica tem grande influência na troca de calor entre as partículas e os gases de combustão, pois os pós são diferenciados pela área de troca de calor e capacidade de absorver a energia térmica. A morfologia dos pós também influencia na estrutura das lamelas que se formam ao se chocarem com o substrato, distribuindo-se homogeneamente, e por fim formando a estrutura da camada (YILBAS; AL-ZAHARNAH; SAHIN, 2014).

Tabela 6 – Características e propriedades dos revestimentos de carboneto de cromo e de tungstênio.

Classificação	Carbonetos à base de Cromo	Carbonetos à base de Tungstênio
Manufatura	Aglomerado e sinterizado	Sinterizado e comprimido
Morfologia	Esferoidal	Esferoidal/blocos
Densidade aparente	2.3 a 3.1 g/cm ³	4,8 a 5,0 g/cm ³
Temp. de serviço	<870 °C	≤ 500 °C

Fonte: OERLIKON, 2016

5.5 Medição de espessura do revestimento

Após a aplicação dos revestimentos via HVOF, foi verificada a espessura da camada depositada nas amostras e nos punções, conforme demonstrado na Figura 26. A medição foi realizada por indução magnética através de um medidor da marca AKSO modelo AK156. Este equipamento pertence à empresa Rijeza, que fez a aplicação do revestimento. O equipamento fornece a espessura de camadas depositadas em substratos metálicos com valor máximo de 1000 μm .

Figura 26 – Medição da espessura do revestimento.



Fonte: Autor

5.5.1 Ensaio de adesão

A adesão propriamente dita é uma propriedade muito difícil de determinar quantitativamente, por ser influenciada por uma série de propriedades dos materiais e mecanismos complexos e de difícil quantificação. Em função disso, o resultado deste teste possui caráter comparativo dentro de sistemas semelhantes, e no caso deste estudo, revela principalmente o suporte que o substrato fornece ao revestimento. Foram utilizados dois métodos para avaliar a adesão. Na primeira etapa da pesquisa realizou-se apenas o teste *Pull-Off*, conhecido como “teste da cola” e na segunda etapa além deste método também foi feita a avaliação da adesão por Indentações Rocwell C.

5.5.2 Ensaio de adesão pelo método *Pull-Off*

Este ensaio avalia a adesão da camada ao substrato e é realizado segundo a norma ASTM C633 (2017). O corpo de prova cilíndrico maciço com o seu topo revestido é ligado a um dispositivo cilíndrico através de um adesivo de resina epóxi. Para que o adesivo possa penetrar nos poros do revestimento, a norma recomenda uma espessura mínima de camada, no corpo de prova, de 100 μm .

A avaliação do ensaio leva em consideração o local e a tensão de ruptura. O modo de fratura dos revestimentos no teste é adesivo quando a ruptura ocorre na interface do revestimento com o substrato, e coesivo quando a ruptura ocorre dentro do revestimento. Se a fratura ocorre no interior do adesivo empregado no teste, ou seja, na cola, há um resultado satisfatório em termos de qualidade em relação à resistência do substrato.

O equipamento utilizado neste teste foi uma máquina de tração da Shimadzu®, modelo AG-X plus de 100 kN. A velocidade de avanço no sentido de separação das amostras foi de 0,013 mm/s. O processo de preparação das amostras envolveu o jateamento das faces em contato com a resina (corpo e contracorpo) com óxido de alumínio, limpeza com álcool e secagem a quente através de um secador a ar convencional. A resina adesiva utilizada foi a HTK Ultra Bond® 100. Após a aplicação da cola, os corpos de prova foram pressionados um contra o outro em um dispositivo apropriado, a uma pressão de 5,5 bar, e levados ao forno por cerca de 90 minutos a uma temperatura de 250 °C. Os ensaios foram realizados à temperatura ambiente (22 °C) com umidade relativa do ar de 60%. A Figura 27 apresenta as amostras preparadas para o ensaio.

Na Etapa 1 da pesquisa foram realizados seis ensaios: três com a amostra revestida com $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$ e mais três com a amostra revestida com WC-10Co4Cr . Na Etapa 2 foi feito um novo ensaio, seguindo os mesmos procedimentos, porém com a amostra revestida com a camada duplex.

Figura 27 – Amostras preparadas para o ensaio de adesão.



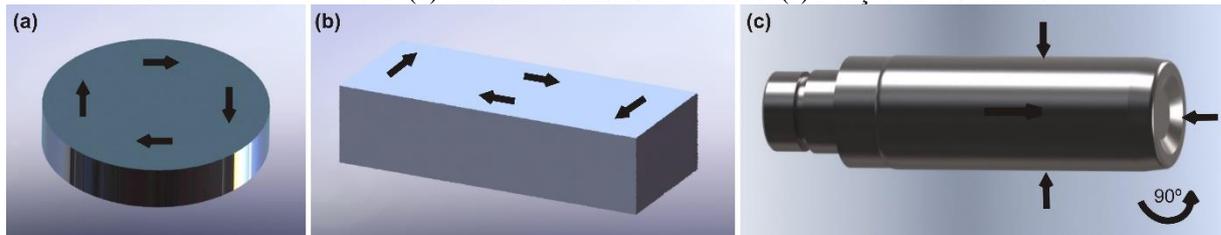
Fonte: Autor

5.6 Rugosidade – Acabamento superficial

A medição de rugosidade é feita através de um rugosímetro e de um perfilômetro. Esta é uma técnica utilizada para caracterização da topografia de superfícies em engenharia e neste estudo é de fundamental importância, pois trata-se de superfícies desenvolvidas para redução do desgaste e aumento da resistência, sendo que a rugosidade é influenciadora destes parâmetros e deve ser controlada.

A rugosidade foi medida em um rugosímetro *Mitutoyo SJ-210*, e de acordo com as instruções da norma brasileira NBR ISO 4287 (2002). As medições de rugosidade foram realizadas em 4 posições distintas em cada amostra. A distância analisada em cada perfil foi de 5 mm e a velocidade de deslocamento da haste foi de 0,25 mm/s, utilizando ponteira com raio de 8 μm . A Figura 28 (a), (b) e (c) mostra uma representação de como foram feitas as medições.

Figura 28 – Ilustração das regiões onde foram medidas as rugosidades. (a) Amostra circular, utilizada no ensaio do anel e teste de adesão. (b) Amostra do ensaio de abrasão. (c) Punção do teste industrial.



Fonte: Autor

No caso do punção, utilizou-se um suporte para posicionar o rugosímetro e uma base para o punção, garantindo a rotação de 90° em cada medição e mantendo um padrão em todos os punções analisados. As amostras utilizadas nos ensaios laboratoriais possuem superfícies planas; sendo assim, as medições foram facilmente realizadas. A Figura 29 (a), (b), (c) e (d) mostra o rugosímetro *Mitutoyo SJ-210* posicionado sobre as amostras.

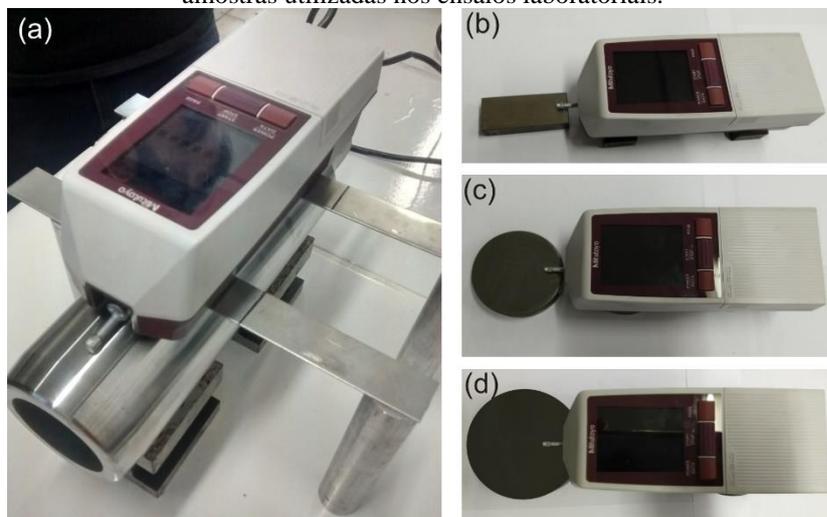
Após o processo de usinagem, realizou-se o tratamento térmico de têmpera e revenimento para obter-se a dureza desejada. Os parâmetros empregados foram os mesmos dos punções: temperatura de austenitização de 1200°C, têmpera em ar forçado e revenimento a 600°C durante 120 minutos. Todas as amostras foram encaminhadas a uma empresa terceirizada que realizou o tratamento térmico na mesma carga para evitar variações na microestrutura, visando resultados de dureza semelhantes. A microestrutura desejada é martensítica com dureza de 50 HRC.

O tratamento térmico foi efetuado com os seguintes parâmetros:

- Pré-aquecimento: 560°C em 120 minutos;

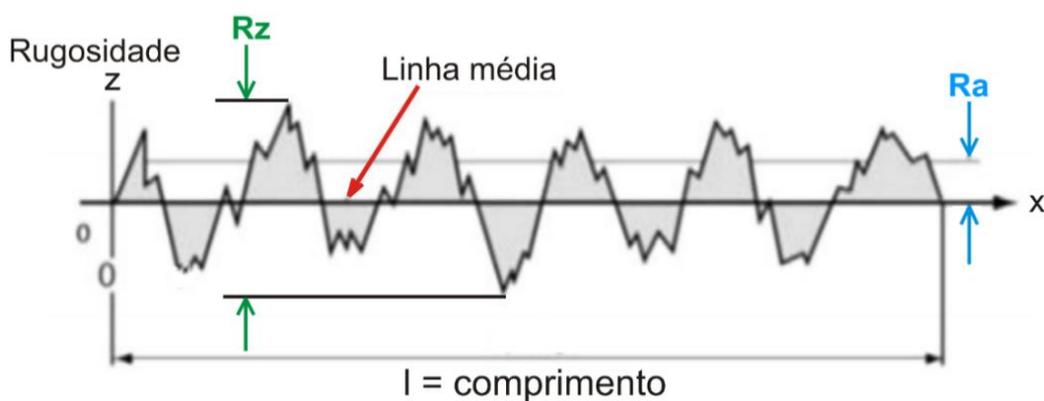
- Austenitização: primeiro ciclo 870°C em 170 minutos, segundo ciclo 1020°C em 35 minutos;
- Atmosfera do forno: gás natural e gás endotérmico, com potencial de carbono 0,4%;
- Meio de têmpera: ar forçado;
- Primeiro revenimento: 570°C em 120 minutos;
- Segundo revenimento: 600°C em minutos;
- Terceiro revenimento: 610°C em 120 minutos.

Figura 29 – Rugosímetro *Mitutoyo SJ-210*. (a) Rugosímetro sobre o punção. (b), (c) e (d) Rugosímetro sobre as amostras utilizadas nos ensaios laboratoriais.



Fonte: Autor

Figura 30 – Parâmetros de rugosidade Ra e Rz



Fonte: Autor

5.7 Análise da Porosidade

A análise da porosidade dos revestimentos foi realizada utilizando o método de teste B da norma ASTM E2109 (2006), por meio da análise de imagens com o *software* Image J. Neste

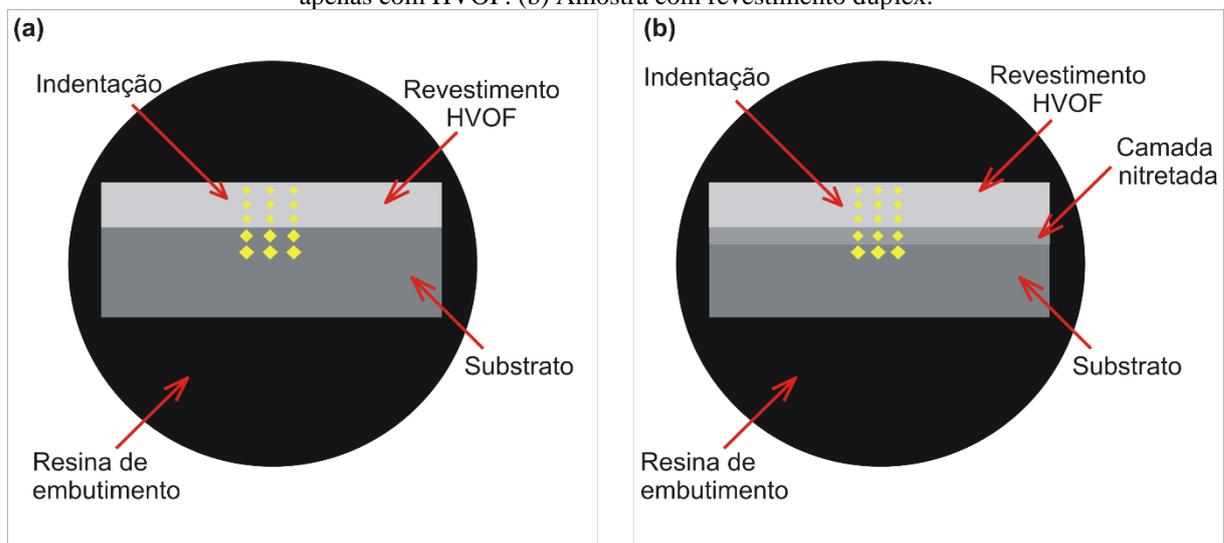
método, as imagens obtidas são alteradas para tons de cinza e é realizado o ajuste de contraste (preto e branco), em seguida define-se uma região a ser analisada e software calcula a porcentagem de poros (preto) em relação a área (branca) delimitada.

5.8 Perfil de Microdureza

As medições de microdureza Vickers foram realizadas conforme a norma ASTM E92 (2017). Os perfis de microdureza Vickers HV0.01 foram construídos com auxílio de um microdurômetro modelo ISH-TDV 1000 – Micro Hardness Tester - INSIZE. Utilizou-se uma pirâmide de diamante como penetrador, carga de 50 g e de 100 g (HV0.01) e um tempo de penetração (carga) de 10 segundos.

As medidas foram tomadas, primeiramente na superfície das amostras revestidas e depois na seção transversal da amostra. A Figura 31 mostra um esquema de como foram realizadas as medições na seção transversal. A primeira medida foi realizada a uma distância de aproximadamente 8 μm da superfície e a partir deste ponto com um avanço linear em torno de 10 μm até ultrapassar a camada do revestimento, totalizando 5 medições em cada amostra. Esse procedimento foi repetido por três vezes e teve como objetivo determinar com maior precisão a distribuição das durezas dos revestimentos em cada corpo de prova. O espaçamento lateral de cada perfil de dureza foi de aproximadamente 20 μm . Em seguida, os resultados foram inseridos em um gráfico para comparação entre os materiais usados no revestimento.

Figura 31 – Esquema representativo do posicionamento das medições de microdureza. (a) Amostra revestida apenas com HVOF. (b) Amostra com revestimento duplex.



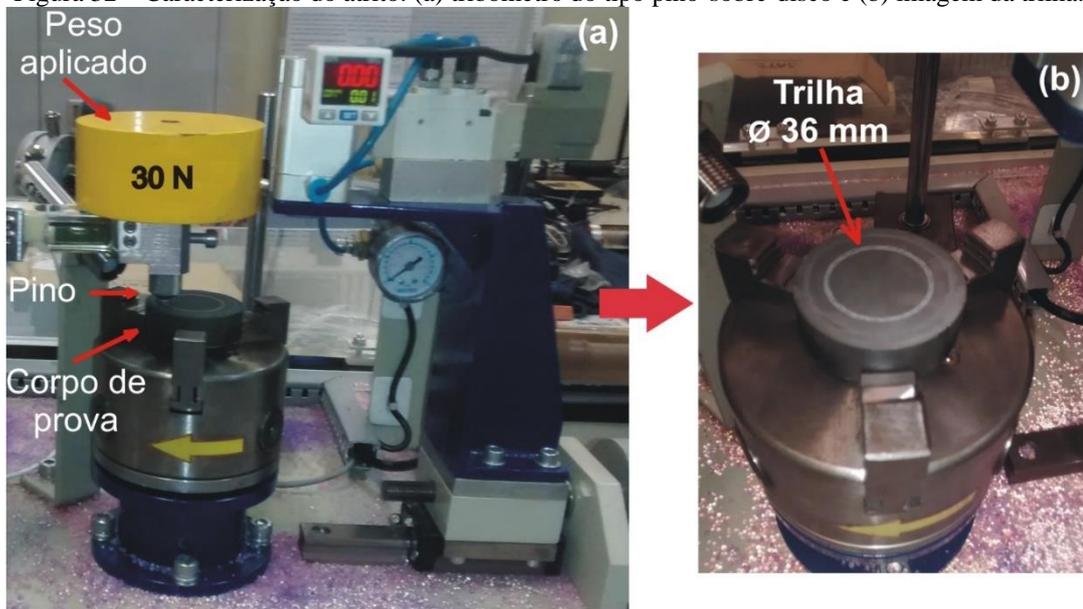
Fonte: Autor

5.9 Coeficiente de Atrito – Pino-Sobre-Disco

Este ensaio mostra a resistência ao desgaste sob condição de deslizamento, situação encontrada na grande maioria das operações com ferramentas em que há o contato entre a peça de trabalho, representada pelo pino, e a ferramenta, representada pelo disco. A norma que regulamenta este ensaio é designada como ASTM G99-17 (2017). Esta norma fornece um método padronizado, em nível de laboratório, para a realização dos ensaios de desgaste de materiais durante o deslizamento. O corpo de prova é um disco; este disco gira em contato com o pino, que exerce carga sobre a superfície e imprime nela uma trilha de desgaste. A Figura 32 (a) mostra um cilindro com peso de 30 N, o pino e o corpo de prova.

A velocidade linear de deslizamento dos ensaios realizados nesta pesquisa foi de 0,47 m/s, o raio da trilha analisada foi de 18 mm e a velocidade de rotação, 182 RPM. Utilizou-se uma esfera de cerâmica (Al_2O_3) de 6 mm, com dureza média de 1528 HV, aplicando uma carga normal de 30 N da esfera contra o corpo de prova. A distância percorrida foi de 1000 metros. A temperatura da sala foi mantida em torno de 20 °C e a umidade relativa do ar em aproximadamente 60%. Na Figura 32 (b) pode-se visualizar a trilha gerada no ensaio.

Figura 32 – Caracterização do atrito: (a) tribômetro do tipo pino-sobre-disco e (b) imagem da trilha.



Fonte: Autor

O equipamento utilizado neste ensaio possui células de carga que medem as forças envolvidas, e é possível extrair o valor do coeficiente de atrito entre o pino e o disco em movimento. Outro resultado que se obtém é a perda de volume ΔV (Equação 2) e a taxa de desgaste k (Equação 3), que é dada pela equação de Archard:

$$\Delta V = \frac{\pi(r_1 \cdot l^3)}{6 \cdot (r_2)} \quad (3)$$

Onde:

ΔV = Volume desgastado [mm³]

r_1 = raio da trilha [mm]

l = largura da trilha [mm]

r_2 = raio da esfera [mm]

$$k = \frac{\Delta V}{F_N \cdot L} \quad (4)$$

Onde:

K = Taxa de desgaste

ΔV = Volume desgastado [mm³]

F_N = Força normal aplicada [N]

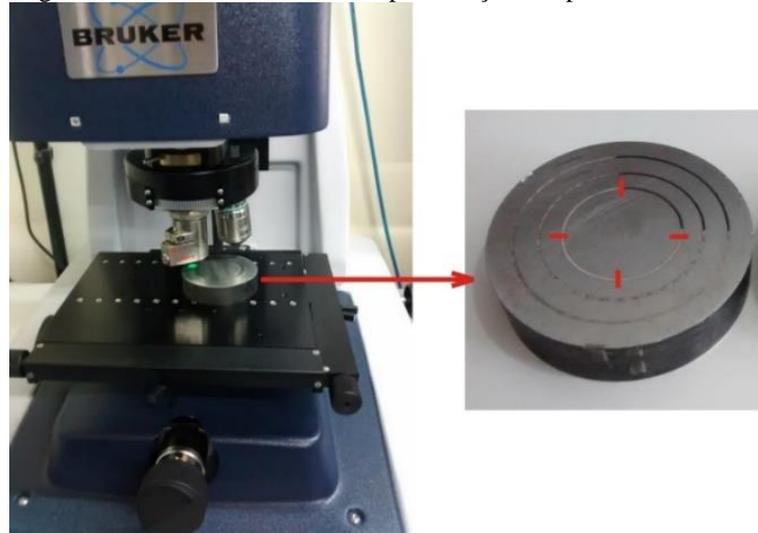
L = Distância de deslizamento [m]

Para determinação da taxa de desgaste k , a largura e a profundidade das trilhas foram medidas com auxílio de um perfilômetro e, juntamente com um software de análise de imagens, foi calculado o volume desgastado para cada amostra.

5.10 Perfilometria

O equipamento utilizado para o ensaio de perfilometria pertence ao Laboratório Multiusuário de Análises de Superfícies do Instituto de Química da Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS). É um perfilômetro ótico *Bruker Contour Elite* que utiliza o software Vision64® para aquisição dos dados. Este ensaio foi realizado com o objetivo de verificar a profundidade das trilhas geradas pelo ensaio de pino-sobre-disco, e com isso avaliar o perfil de desgaste. Foram analisados quatro pontos da trilha central das amostras revestidas com Cr₃C₂-25NiCr e WC-10Co4Cr. A Figura 33 mostra o equipamento e a metodologia empregados na medição da trilha. Depois de feita a varredura de medição, a área afetada pelo desgaste é calculada de acordo com os pontos fornecidos pelo software e estudados através de um editor gráfico.

Figura 33 – Perfilômetro óptico e representação dos pontos analisados.



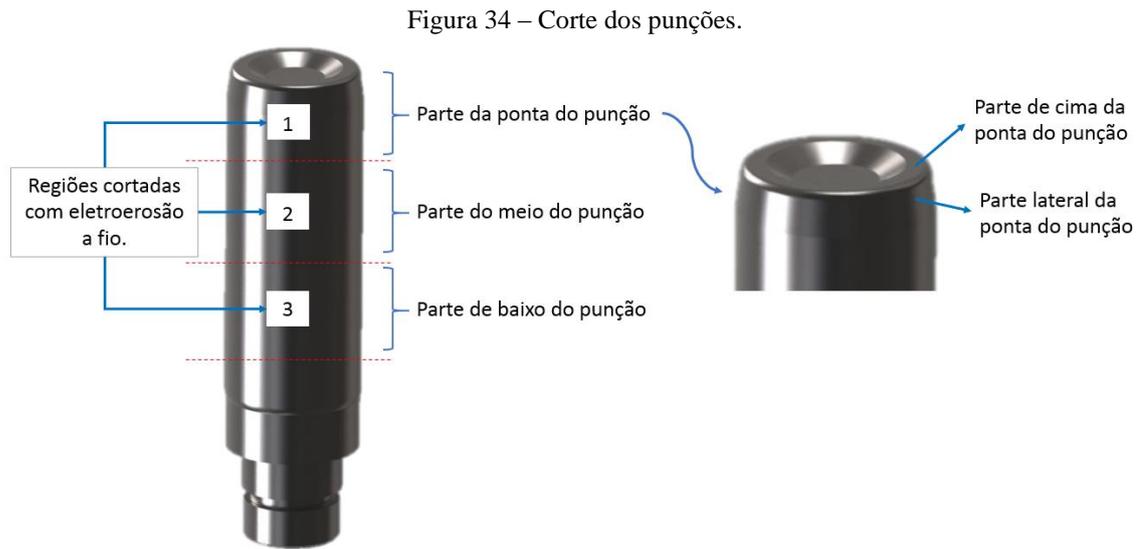
Fonte: Autor

5.11 Análise Metalográfica

Com o objetivo de revelar a microestrutura das amostras e identificar a espessura da camada, foram realizados cortes na seção transversal em relação à superfície. Para as amostras dos ensaios laboratoriais, utilizou-se uma cortadora metalográfica com um disco diamantado, com líquido refrigerante para evitar o aquecimento da amostra.

Para os punções, em função do tamanho, da geometria e da elevada dureza, foi necessário realizar cortes prévios para que as amostras coubessem na cortadora metalográfica. Dividiu-se o punção em três regiões principais, conforme mostra a Figura 34. Na ponta do punção foram feitos mais cortes do que nas demais regiões, pois esta é a parte mais afetada pelo desgaste. Os cortes foram realizados com eletroerosão a fio pela empresa SMARTTECH. As dimensões do corte foram de 20 mm x 20 mm, e depois foram seccionados ao meio na cortadora metalográfica, sendo esta a região analisada.

Após o corte e a limpeza das amostras, foi feito o embutimento em baquelite. A face da seção transversal passou por preparação metalográfica, consistindo em lixamento gradual, variando 90° a cada troca de lixa, sendo utilizadas lixas de granulometria 100, 220, 400, 600 e 1200 *mesh*. Em seguida, com auxílio de máquina politriz, foi realizado polimento com pasta diamantada de 3 μm . Para revelação metalográfica foi utilizado o reagente Nital com concentração de 3%, para atacar a superfície das amostras e estabelecer um contraste tal que se identifique a camada e suas características. Para obtenção das imagens foi utilizado o microscópio *OLYMPUS GX-51* e o software *AnalySIS*.



Fonte: Autor

5.12 Microscopia Eletrônica de Varredura

A análise por microscopia eletrônica de varredura (MEV) foi realizada no Centro de Microscopia e Microanálise da Universidade Federal do Rio Grande do Sul. O equipamento utilizado foi o Microscópio Eletrônico de Varredura Zeiss EVO MA 10.

Este equipamento foi utilizado nas etapas 1 e 2 para analisar o pós depositado na superfície das amostras, bem como a morfologia da superfície após a aplicação dos revestimentos. Ainda nesta etapa, foram observadas as amostras seccionadas transversalmente para identificação de características dos revestimentos aspergidos, tais como poros, vazios e óxidos. A trilha formada no ensaio de pino-sobre-disco também foi analisada.

Tanto na Etapa 1 quanto na Etapa 2 foram analisadas partes do punção, neste caso com o objetivo principal de identificar danos ocorridos no revestimento da ferramenta após o forjamento.

5.13 Difração de raios X

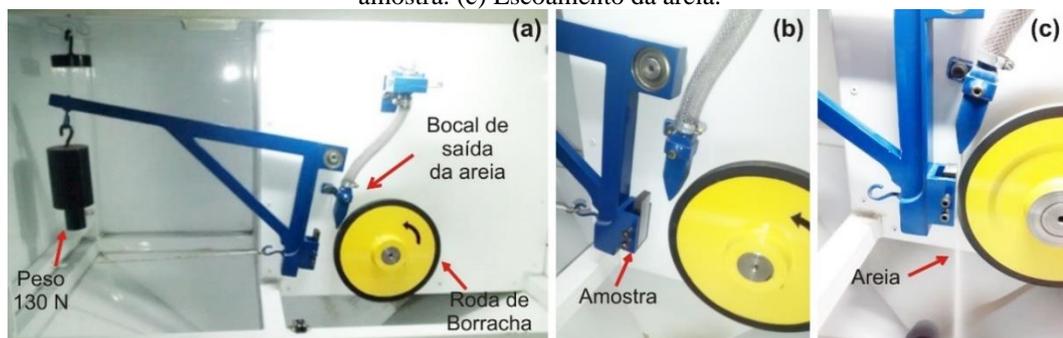
A técnica de difração de raios X é um ensaio não-destrutivo utilizado para caracterização de materiais cristalinos. É possível determinar fases, planos cristalinos preferenciais de um material e também a profundidade e magnitude de tensões residuais que porventura possam estar presentes. A avaliação de fases presentes é medida em profundidades de até aproximadamente 6 μm a partir da superfície de materiais.

Análises via difração de raios X foram realizadas através de um difratômetro GE Seifert Charon XRD M com radiação Cr-K α do Grupo de Ensaios Não-Destrutivos do Laboratório de Metalurgia Física (LAMEF) da Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Utilizou-se o detector modelo GE Meteor1D, do tipo linear de 2 θ . Além disso, a amostra foi rotacionada em torno do eixo PHI a uma velocidade angular de 0,5 $^\circ$ /s com amplitude de 45 $^\circ$ e deslocada em movimentos oscilatórios em relação aos eixos X e Y a velocidade de 0,5 mm/s e amplitude de 5 mm. As medições foram realizadas para ângulos de 2 θ que variaram de 35 $^\circ$ a 166 $^\circ$, com passo de 0,02 $^\circ$ e tempo de medição por passo de 200 segundos. O tratamento e indexação dos dados foram realizados utilizando o software *PROFEX-BGMN* com arquivos de informações cristalográficas (CIFs) oriundos do *Crystallography Open Database* (GRAŽULIS *et al.*, 2012) e do *Inorganic Crystal Structures Database* (KARLSRUHE, 2017).

5.14 Ensaio de abrasão

O ensaio de abrasão é um procedimento padrão utilizado na indústria metal mecânica para estudar a resistência de um produto a danos e desgastes causados pelo desgaste abrasivo. Neste estudo, utilizou-se um abrasômetro tipo Roda de Borracha. Este equipamento foi desenvolvido por alunos do Grupo de Engenharia de Superfícies (GES) da UFRGS e trabalha de acordo com as indicações estabelecidas pela norma ASTM G65 (2013). A Figura 35 (a), (b) e (c) mostra o equipamento e suas partes principais.

Figura 35 – Abrasômetro Roda de Borracha. (a) Identificação das partes da máquina. (b) Posicionamento da amostra. (c) Escoamento da areia.



Fonte: Autor

Nesse ensaio, a amostra plana é colocada na vertical, tangenciando a roda revestida de borracha, e sobre o corpo de prova é aplicada a carga normal, com o uso de um peso morto sobre o braço de alavanca. Foram utilizados três corpos de prova retangulares idênticos, para cada condição, totalizando 12 ensaios. As primeiras amostras ensaiadas foram de H13, sem

revestimento algum. Esta condição foi ensaiada para ter os resultados como base de comparação com as amostras revestidas. O segundo lote submetido ao ensaio foi o das amostras revestidas com WC-10Co4Cr aplicado via HVOF. O terceiro foi o das amostras nitretadas e, por último, as amostras revestidas com o duplex (nitretação + HVOF). Os parâmetros utilizados no ensaio estão descritos na Tabela 7.

A areia é utilizada como material abrasivo e passa por etapas de preparação (secagem e peneiramento) antes de sua utilização no ensaio. Estas etapas são de fundamental importância para a confiabilidade do ensaio. No Brasil, esta areia é comercializada pelo Instituto de Pesquisas Tecnológicas (IPT) e segue as orientações da NBR 7214 N° 100, que possui uma granulometria variável de 150 µm a 300 µm.

Tabela 7 - Parâmetros utilizados no ensaio de abrasão

Descrição	Valores
Dimensões da amostra ensaiada	25 mm x 60 mm x 15 mm
Diâmetro da roda de borracha	Ø 228,6 mm
Dureza da roda de borracha	60 Shore A
Tempo de ensaio	30 min (Tipo A)
Força nominal	130 N
Vazão da areia	362 g/min
Granulometria média da areia	0,21 mm
Rotação da roda de borracha	200 rpm

Fonte: Autor

Para a execução dos ensaios, os corpos de prova foram limpos com álcool etílico, secos e pesados em uma balança de precisão. Para a quantificação do desgaste é medida a massa da amostra, antes e depois de cada ensaio. A resposta frente ao desgaste é obtida a partir de cálculos estabelecidos pela norma, com os respectivos desvios e erros, através da Equação 4:

$$VL = \frac{LM}{\rho} \times 1000 \quad (4)$$

Onde:

VL = Perda de volume [mm³]

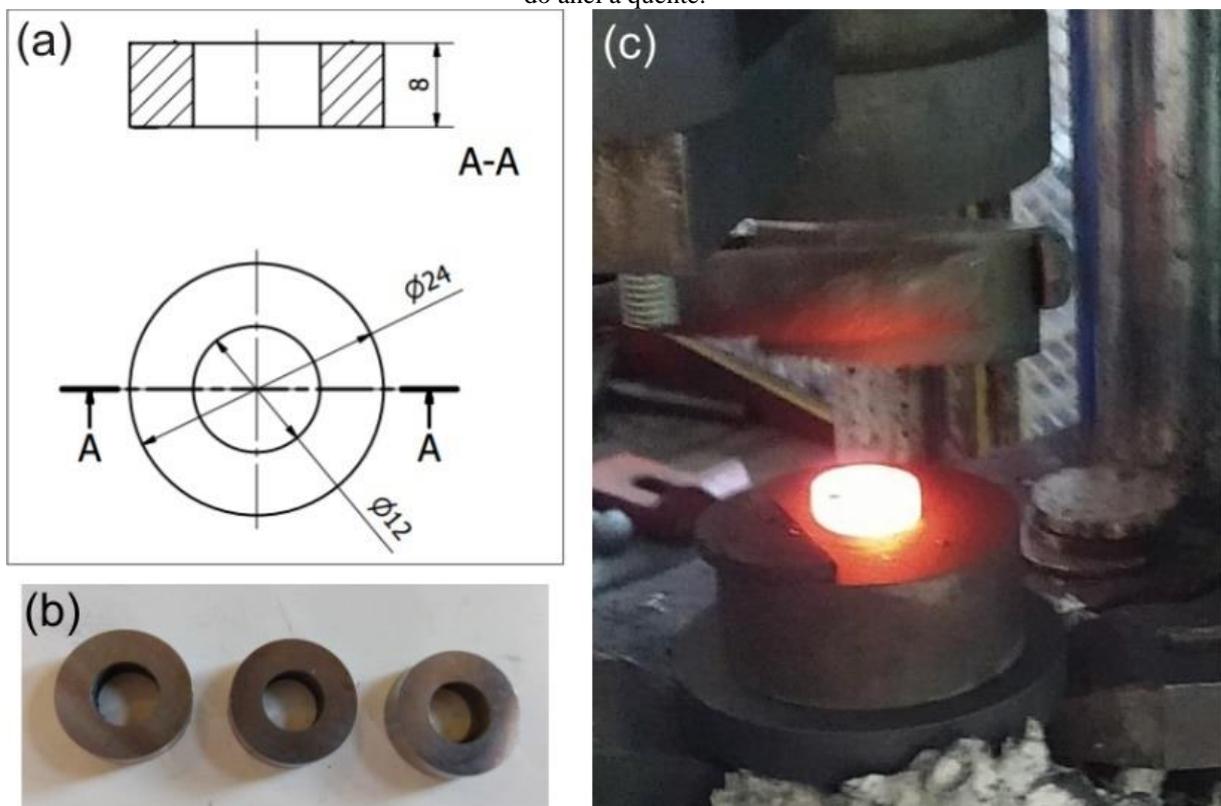
LM = Perda de massa [g]

ρ = Densidade [g/cm³]

5.15 Teste de Compressão a Quente – Ensaio do Anel

O teste de compressão de anel é realizado para investigar o atrito gerado entre o anel e a matriz. Utilizaram-se anéis do aço AISI 1020 com as dimensões detalhadas na Figura 36 (a). O anel foi aquecido a 1200 °C em um forno elétrico da marca Sanchis, e a compressão ocorreu em uma prensa hidráulica da marca EKA, modelo PKL 40, com capacidade de 400 kN. A Figura 36 (b) mostra os anéis fabricados para o ensaio e a Figura 36 (c) mostra o posicionamento do anel na matriz.

Figura 36 – (a) Dimensões do corpo de prova. (b) Corpo de prova utilizado no ensaio. (c) Ensaio de compressão do anel a quente.



Fonte: Autor

Os anéis foram submetidos a reduções de altura de 20%, 40% e 60%. Foram feitas três repetições para cada redução, e para controlar o deslocamento da matriz superior foram utilizados batentes. Foi utilizado um lubrificante sintético à base de grafite, o qual foi borrifado sobre as matrizes e sobre anel antes da compressão. As matrizes foram fabricadas com o mesmo material do punção, aço SAE H13, e receberam os tratamentos superficiais de WC-10Co4Cr e o duplex (Nitretação + WC-10Co4Cr). Durante a compressão do anel as matrizes estavam aquecidas em uma temperatura aproximada de 100 °C. O acabamento superficial também foi o mesmo do punção e o lubrificante utilizado foi fornecido pela empresa que efetuou os testes industriais, para garantir as mesmas especificações.

Após o resfriamento, os corpos de prova foram medidos para obtenção da altura e do diâmetro interno do anel. De posse destas informações, foi possível calcular as reduções e plotar a curva do atrito. As matrizes e os anéis foram projetados no software SolidWorks e depois importados para o software Simufact Forming para simulação e criação de curvas de calibração.

5.16 Testes Industriais

Os testes industriais deste estudo foram realizados em uma empresa fabricante de componentes automotivos, cujo nome não será revelado por questões de sigilo. Os punções são utilizados para o forjamento a quente de uma peça de aço com baixo teor de carbono (similar a um aço AISI 1020).

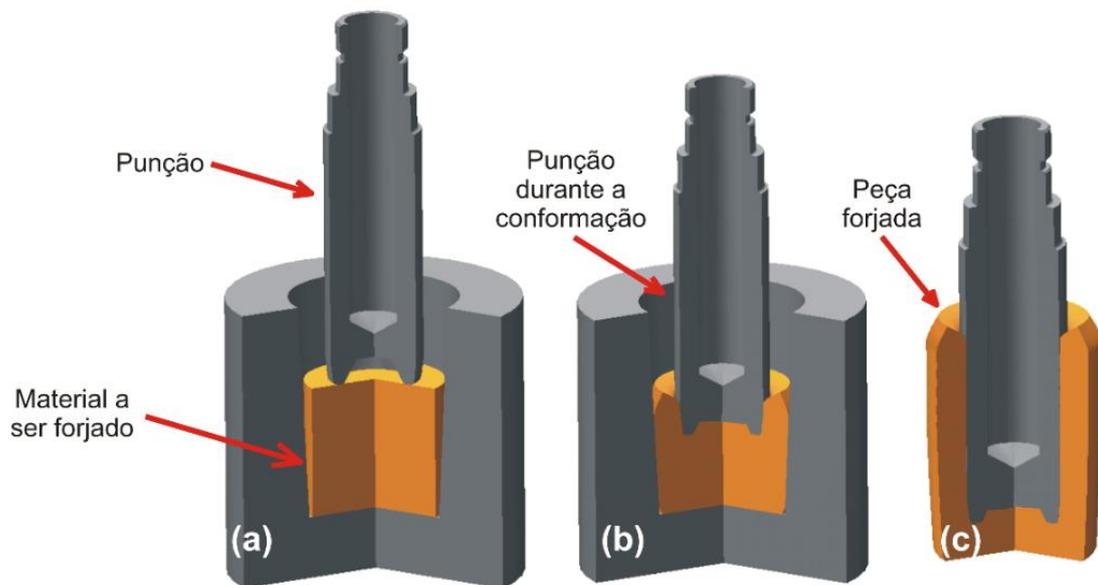
Os punções foram fabricados em aço H13, a partir de uma barra comercial de 70 mm de diâmetro. As dimensões do punção após a usinagem são 65 mm de diâmetro e 237 mm de comprimento. Para atingir a dureza de 51 HRC e garantir a dureza a quente durante o forjamento, os punções receberam tratamento térmico antes do tratamento superficial. O tratamento térmico foi efetuado com os seguintes parâmetros:

- Pré-aquecimento: 560°C em 120 minutos;
- Austenitização: primeiro ciclo 870°C em 170 minutos, segundo ciclo 1020°C em 35 minutos;
- Atmosfera do forno: gás natural e gás endotérmico, com potencial de carbono 0,4%;
- Meio de têmpera: ar forçado;
- Primeiro revenimento: 570 °C em 120 minutos;
- Segundo revenimento: 600 °C em minutos;
- Terceiro revenimento: 610 °C em 120 minutos.

Para o forjamento utilizou-se uma prensa hidráulica com velocidade de conformação constante de 100 mm/s. O tempo de cada forjamento é em torno de 5 segundos. A temperatura inicial do forjamento é em torno de 1200 °C, e antes do contato com o material o punção é aquecido a uma temperatura de 100 °C. O punção possui canais internos de refrigeração, nos quais escoam água em temperatura ambiente durante o forjamento. Para evitar a aderência e o atrito elevado do material forjado com o punção, utiliza-se um desmoldante à base de água com grafite, que é borrifado no punção antes de cada forjamento. Todos os punções forjaram nas mesmas condições de processo, a fim de garantir a repetibilidade nos estudos realizados.

A Figura 37 mostra uma representação esquemática do forjamento realizado. Existem diversas classificações utilizadas pela literatura para nomear os diferentes tipos de forjamento, sendo que neste caso, ele caracteriza-se como uma extrusão inversa. O material a ser forjado é aquecido e colocado na matriz inferior - Figura 37 (a). Em seguida, o punção entra na matriz e executa a conformação da parte interna da peça - Figura 37 (b). Por último, o punção retorna à posição inicial e a peça é removida da matriz inferior, seguindo para as etapas posteriores de fabricação - Figura 37 (c).

Figura 37 – Representação do processo de forjamento.



Fonte: Autor

6 RESULTADOS

Neste capítulo são apresentados os resultados dos ensaios laboratoriais e industriais realizados nesta pesquisa, de acordo com a sequência em que foram realizados, dentro da Etapa 1 e Etapa 2.

6.1 Resultados da Etapa 1

6.1.1 Análise química e metalográfica do substrato

A composição do aço SAE H13 foi obtida através de espectrometria de emissão óptica por centelha. A Tabela 8 mostra os resultados obtidos através desta análise.

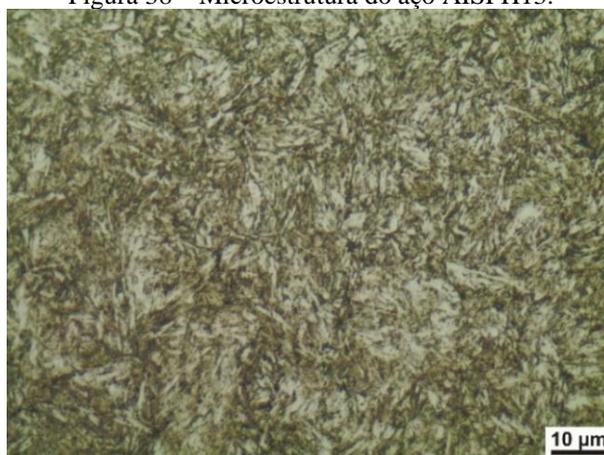
Tabela 8 – Composição química medida nas amostras e nominal do aço H13 obtida via espectrometria de emissão óptica por centelha.

Elemento de liga	C (%)	Si (%)	Mn (%)	Cr (%)	Ni (%)	Mo (%)	V (%)
Composição das amostras	0,36	0,97	0,31	5,18	0,135	1,22	0,84
Composição nominal (SAE H13)	0,32-0,45	0,80-1,20	0,20-0,60	4,75-5,50	0,3 Máx.	1,10-1,75	0,80-1,20

Fonte: ASM, 2001

A preparação metalográfica do substrato para identificação da microestrutura resultante após tratamento térmico de têmpera e triplo revenimento, e teve como resultado a imagem da Figura 38. Observa-se uma microestrutura típica do aço H13, constituída por martensita revenida. Medições de dureza também foram realizadas e o valor encontrado foi de 51 HRC.

Figura 38 – Microestrutura do aço AISI H13.

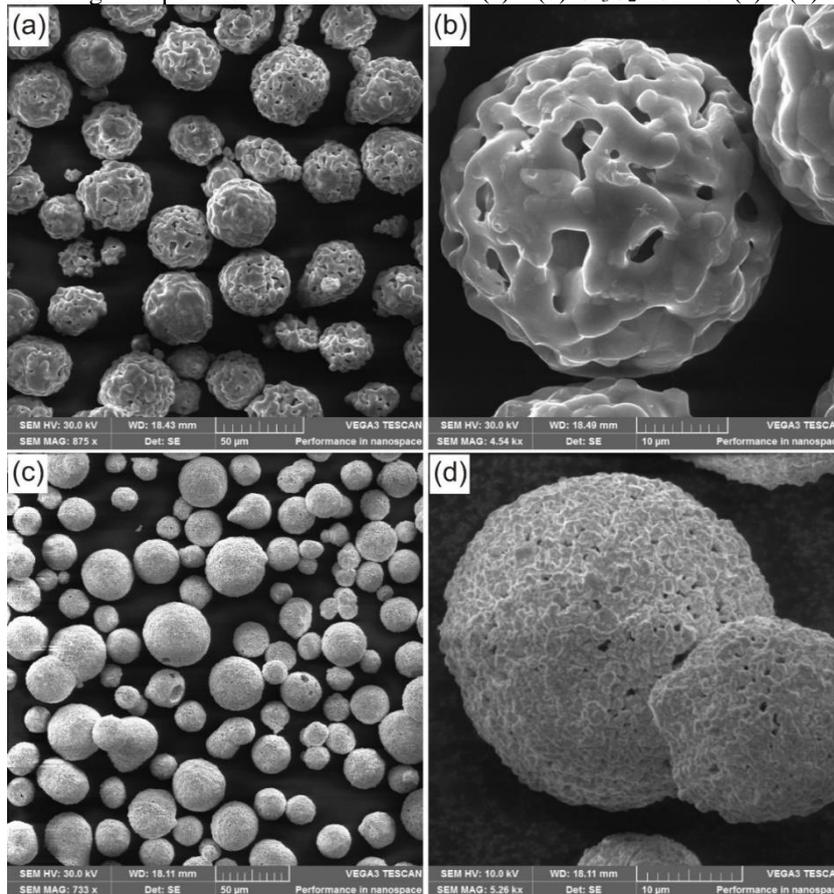


Fonte: Autor

6.1.2 Microscopia eletrônica de varredura (MEV)

A morfologia dos grãos, antes da deposição, foi analisada pela técnica de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), através da qual foi possível verificar a diferença no formato das partículas que compõem os dois materiais utilizados na aspensão. A Figura 39 apresenta as características morfológicas do $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$ e do WC-10Co4Cr .

Figura 39 – Morfologia do pó utilizado no revestimento. (a) e (b) $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$ (c) e (d) WC-10Co4Cr .



Fonte: Autor

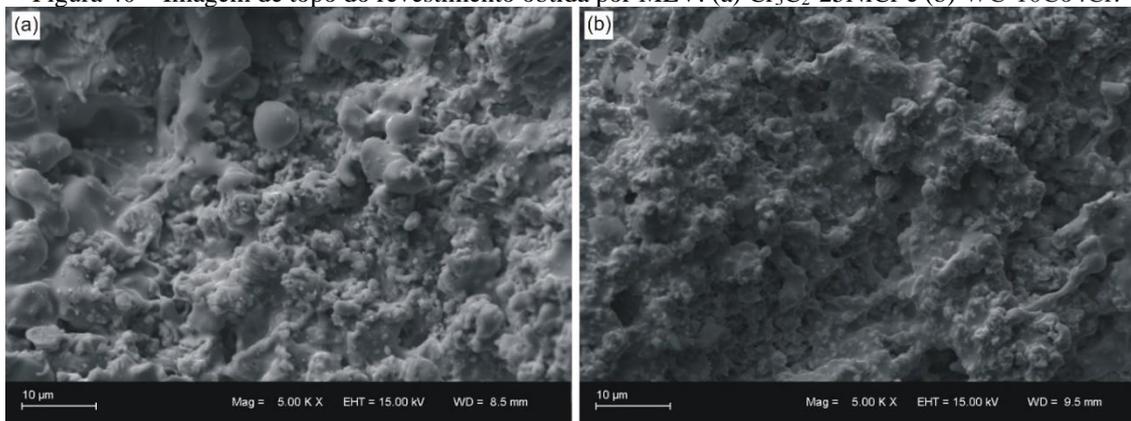
Verifica-se que a morfologia dos pós é relativamente similar. Ambos possuem formas de partículas esféricas, grãos com dimensões variadas e algumas partículas não possuem um formato geométrico regular. Na Figura 39 (a) observa-se a morfologia do pó de $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$; com o auxílio do *software ImageJ*, verifica-se que o tamanho médio das esferas é em torno de 41 μm , com desvio padrão de 4 μm . Uma ampliação é apresentada na Figura 39 (b). Nesta imagem observa-se que existem porosidades e vazios no interior do grão. O pó WC-10Co4Cr é mostrado na Figura 39 (c), trata-se de um grão com tamanho médio das esferas em torno de 33 μm e com desvio padrão de 9 μm . A ampliação do grão na Figura 39 (d) mostra um grão mais denso se comparado com o material $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$.

Observa-se que nos dois materiais existem algumas partículas menores que se aderem a outras, formando uma partícula grande e com morfologia “mista”. Elas podem exibir um comportamento diferente durante a aspersão, pois o aquecimento não será uniforme. Além disso, partículas que contêm vazios podem aquecer mais do que as outras durante o processo de pulverização, e com isso elevar a taxa de descarbonetação e a formação de poros e vazios no revestimento. Em função disso, esforços devem ser dedicados para evitar a aglomeração das partículas (ASGARI; SAHA; MOHAMMADI, 2016).

Karaoglanli *et al.* (2017) analisaram a morfologia de pós de carbonetos e também verificaram que os grãos são porosos, que há uma dispersão no tamanho dos grãos e salientam que isso prejudica a resistência ao desgaste do revestimento.

A Figura 40 exibe, através da microscopia eletrônica de varredura (MEV), a superfície das amostras que receberam os revestimentos. Sabe-se que a morfologia do pó influencia no grau de rugosidade e na topografia do revestimento, sendo que estes fatores são importantíssimos na conformação mecânica (FEDERICI *et al.*, 2016). Os dois revestimentos mostram estruturas muito semelhantes, porém, no revestimento de $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$ apresentado na Figura 40 (a) verificam-se algumas irregularidades bem salientes. Na Figura 40 (b) observa-se que o revestimento WC-10Co4Cr possui uma microestrutura mais densa e finamente distribuída.

Figura 40 – Imagem de topo do revestimento obtida por MEV. (a) $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$ e (b) WC-10Co4Cr.



Fonte: Autor

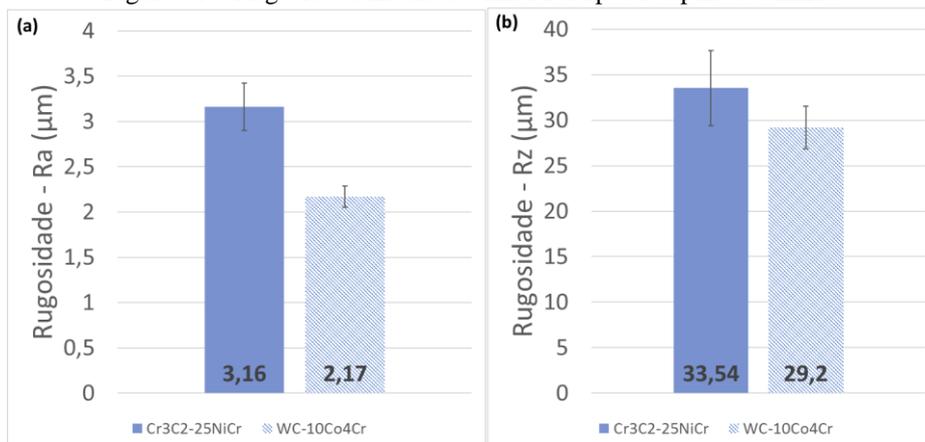
As irregularidades na superfície do revestimento, formada por picos e vales, são provenientes do próprio processo de aspersão. Segundo Zhang *et al.* (2015), isso ocorre devido ao processo de pulverização, ou seja, as pequenas partículas foram completamente fundidas, depois arrefecidas rapidamente quando depositadas no substrato, gerando uma superfície altamente rugosa. Nenhuma fissura evidente é observada nos revestimentos, mostrando que os processos de preparação da superfície e de deposição foram realizados com sucesso.

6.1.3 Rugosidade

A rugosidade da superfície que vai receber o revestimento é de fundamental importância no processo de formação de camadas depositadas via HVOF, pois é um dos principais requisitos para uma boa adesão do revestimento no substrato (FAUCHAIS; HEBERLEIN; BOULOS, 2014). A rugosidade superficial indicada por Lima & Trevisan (2007), para promover uma boa adesão do revestimento no substrato, é aquela que apresenta Ra entre 2,5 a 13 μm . Neste estudo, tanto as amostras como os punções, após o jateamento, ficaram com um valor médio de Ra no substrato de 7,1 μm , com desvio padrão de 0,38 μm .

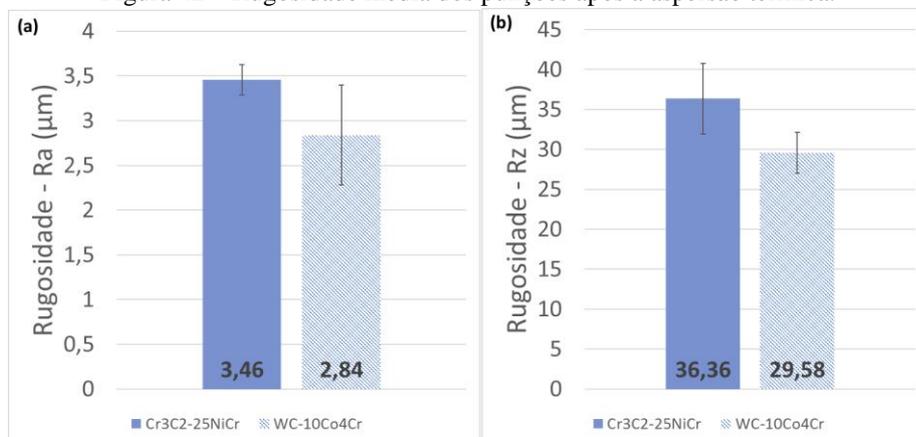
Após a deposição do revestimento também foram realizadas medições de rugosidade superficial do tipo Ra e Rz para caracterizar a topografia das amostras e dos punções. As Figuras 43 e 44 apresentam os resultados encontrados.

Figura 41 – Rugosidade média das amostras após a aspersão térmica.



Fonte: Autor

Figura 42 – Rugosidade média dos punções após a aspersão térmica.



Fonte: Autor

A partir dos resultados, observa-se que os dois revestimentos possuem rugosidade elevada, porém o Cr₃C₂-25NiCr apresentou maior rugosidade que o WC-10Co₄Cr. As perfilometrias

bidimensionais obtidas para ambos os revestimentos mostram picos e vales característicos do revestimento aplicado por HVOF. Nas Figuras 43 e 44 é possível ver a presença de profundos vales e a elevada rugosidade nos dois revestimentos.

Figura 43 – Perfilometria da superfície revestida com $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$.

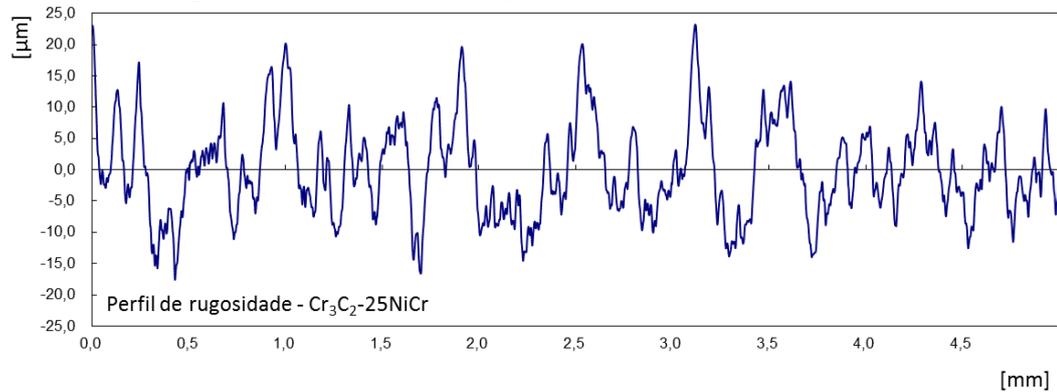
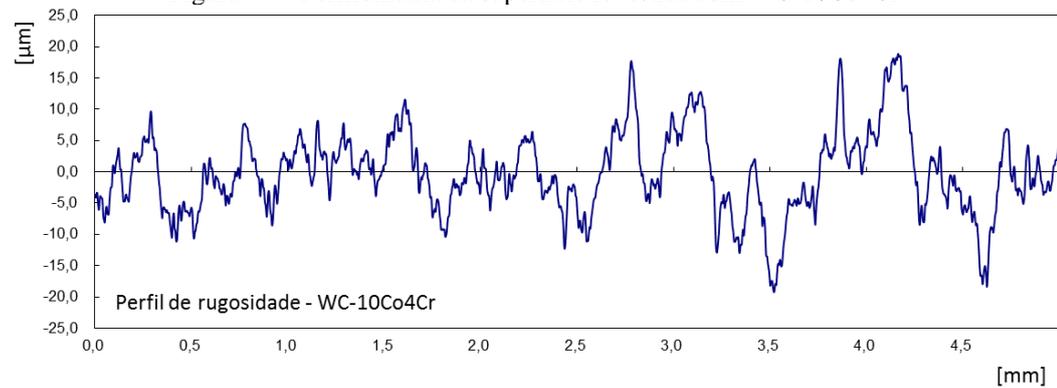


Figura 44 – Perfilometria da superfície revestida com WC-10Co4Cr .



Fonte: Autor

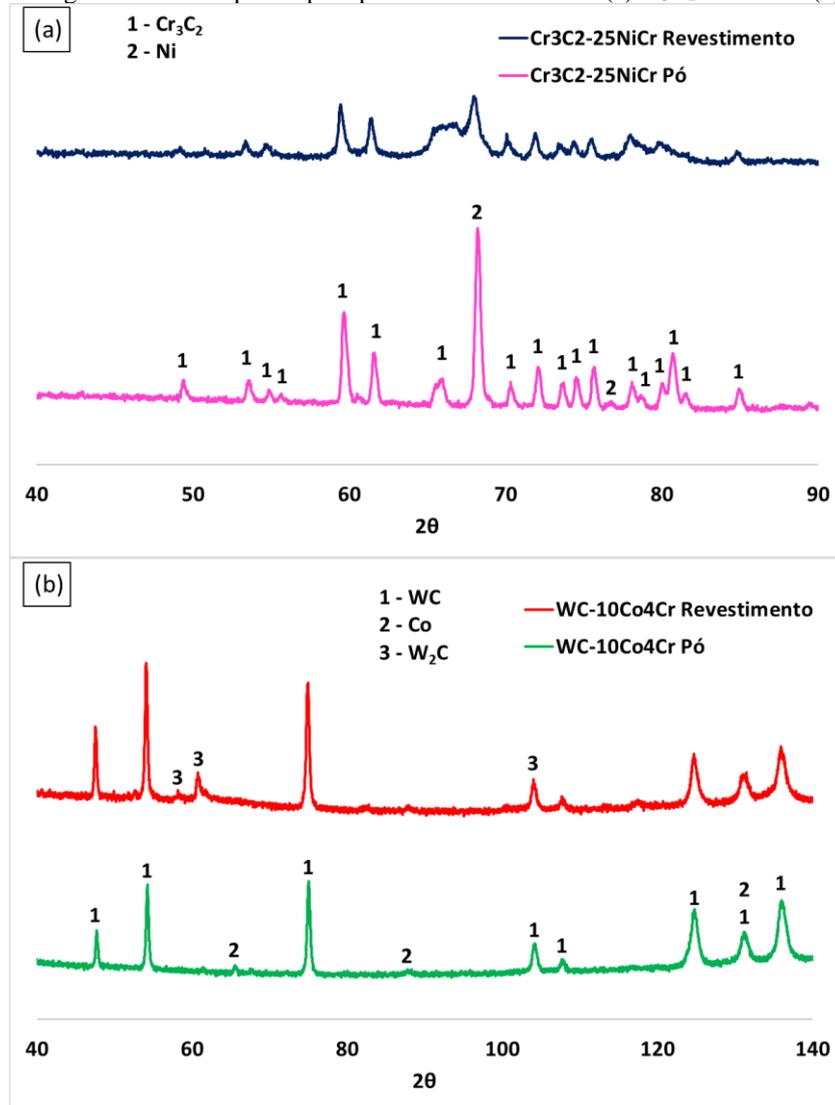
6.1.4 Difração de raios X

Na Figura 45 (a) é apresentado o difratograma para o pó de $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$ e para a superfície revestida. No padrão obtido para o pó estão presentes diversos picos da fase Cr_3C_2 e um pico intenso de Ni. Após o pó ser aspergido, o pico de Ni torna-se menos intenso e mais próximo de um dos picos de Cr_3C_2 , este mesmo ficando mais largo, caracterizando uma fase amorfa. Resultados similares também foram obtidos por Murthy & Venkataraman (2006). Outros picos definidos no pó ficaram menos evidentes após o processo de aspersão. O aumento da formação de fases amorfas não cristalinas ocorre devido ao rápido resfriamento durante o processo de aspersão (MUDGAL; SINGH; PRAKASH, 2014).

No difratograma da Figura 45 (b) são apresentados os resultados obtidos para o pó de WC-10Co4Cr e para a superfície revestida. Pode-se constatar a presença das fases WC e Co. Após a deposição do revestimento, formam-se picos e “cotovelos” característicos da fase W_2C .

Esta fase amorfa é frequentemente encontrada neste tipo de revestimento por sua elevada velocidade de resfriamento. A descarbonetação de WC em W_2C pode prejudicar algumas propriedades do revestimento devido à formação de carbonetos frágeis (MURTHY; VENKATARAMAN, 2006; XIE; ZHANG; LI, 2013). Estudos desenvolvidos por Stewart, Shipway & McCartney relatam que a quantidade de fases diferentes e a proporção de cada uma delas dependem muito das condições de processo no momento da aspensão das partículas sob o substrato (STEWART; SHIPWAY; MCCARTNEY, 2000).

Figura 45 – Difratogramas obtidos para o pó e para os revestimentos. (a) Cr_3C_2 -25NiCr e (b) WC-10Co4Cr.



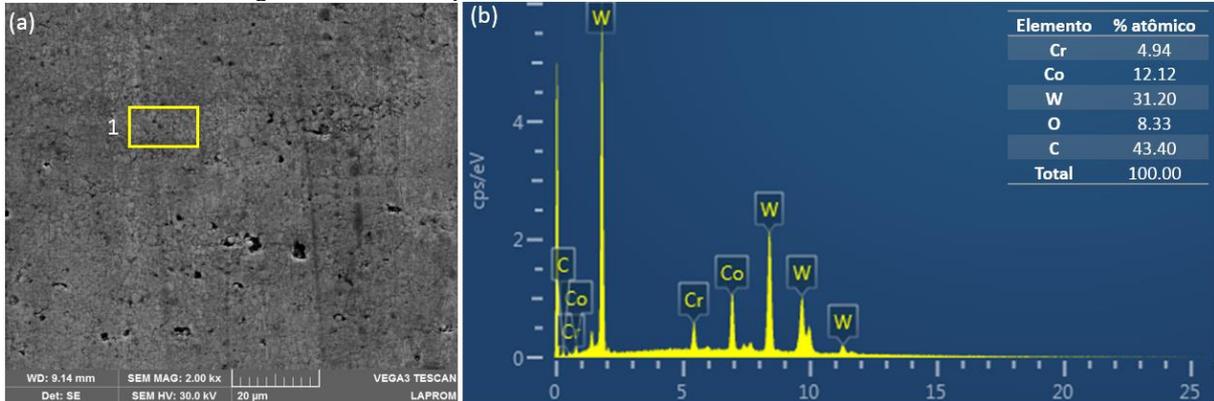
Fonte: Autor

6.1.5 Composição química da camada

As Figuras 46 e 47 mostram os resultados das análises por EDS, neste teste são identificados os elementos químicos que compõem o revestimento. A análise foi realizada na região indicada

na Figura 46 (a) da seção transversal da amostra. Na Figura 46 (b) o espectro mostra que, além do carbono, tem-se tungstênio, cobalto e cromo.

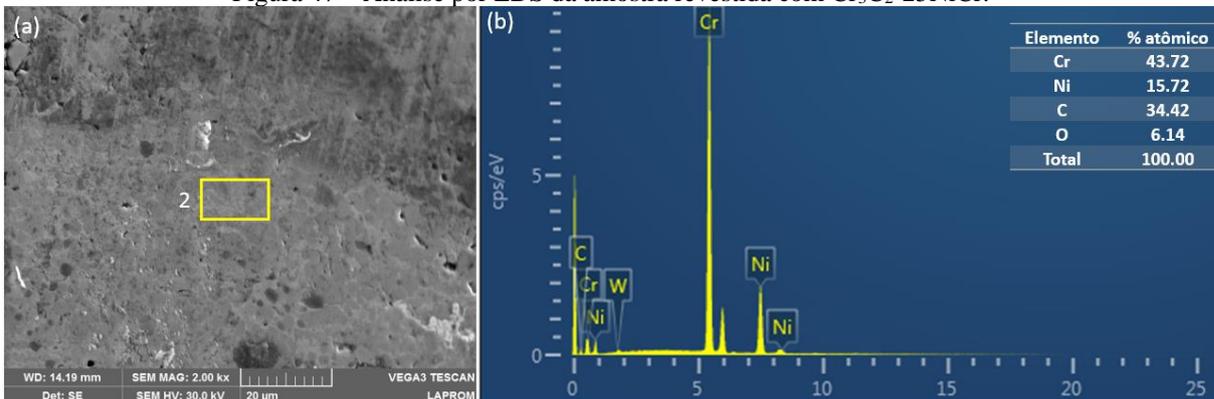
Figura 46 – Análise por EDS da amostra revestida com WC-10Co4Cr.



Fonte: Autor

A Figura 47 (a) mostra a região da seção transversal da amostra onde foi realizada a análise. O espectro do EDS identificou partículas de carbono, sendo que cromo e níquel aparecem de forma predominante, conforme mostra a Figura 47 (b).

Figura 47 – Análise por EDS da amostra revestida com Cr_3C_2 -25NiCr.



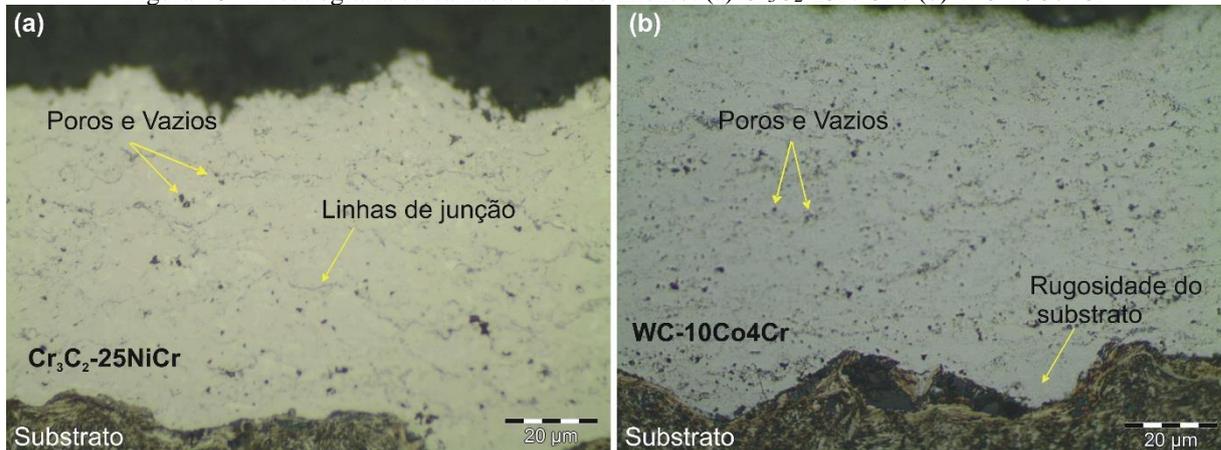
Fonte: Autor

6.1.6 Caracterização metalográfica da camada

Observa-se, através da análise metalográfica, as características microestruturais típicas de camadas depositadas pelo processo HVOF. Estes revestimentos se formam pelo contato interlamelar do material aspergido, que se sobrepõe apresentando poros, óxidos e vazios. A microestrutura dos revestimentos aspergidos e suas propriedades dependem muito dos fenômenos que ocorrem com as partículas durante seu trajeto até o substrato (PAREDES, 2012).

Verifica-se, através da Figura 48, que há uma distribuição homogênea dos carbonetos em toda a extensão da camada, porém com presença de óxidos, poros e vazios. Na Figura 48 (a) é possível identificar linhas de contorno das partículas aspergidas, através das linhas de junção. Elas aparecem de forma mais saliente em função das características do pó de $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$. Na Figura 48 (b) as linhas de contorno não são aparentes. A elevada porosidade do pó de $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$ contribui para o aparecimento das linhas de contorno. Elas aparecem porque, durante a aspersão, quando uma partícula entra em contato com outra já depositada, ocorre uma microsoldagem por difusão, fazendo com que uma fique aderida a outra. Partículas ocas, com formatos irregulares ou aglomeradas, contribuem para o aparecimento destas linhas, pois facilitam o surgimento de óxidos (FAUCHAIS; HEBERLEIN; BOULOS, 2014).

Figura 48 – Metalografia da camada de revestimento. (a) $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$ e (b) WC-10Co4Cr



Fonte: Autor

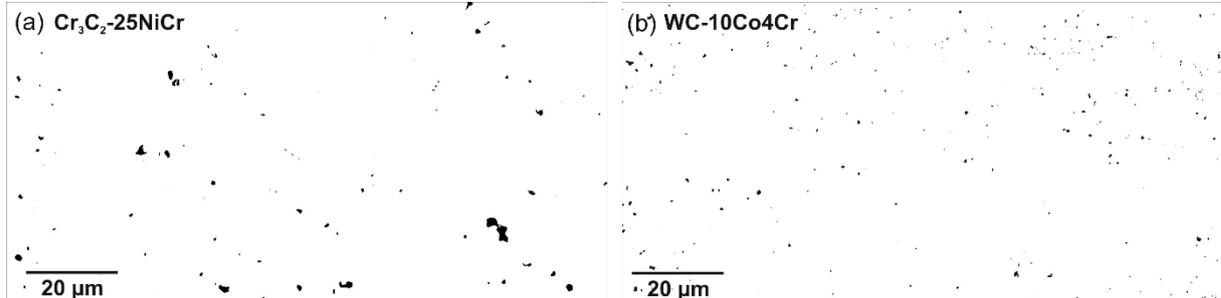
6.1.7 Porosidade

A análise da porosidade dos revestimentos foi realizada utilizando a norma ASTM E2109 (2006) por meio da análise de imagens com o *software* Image J. Neste método, as imagens obtidas são alteradas para tons de cinza e é realizado o ajuste de contraste. Os poros ficam em destaque na cor preta, e o sistema calcula a porcentagem de poros pretos que a imagem possui.

É possível visualizar, na Figura 49, que ambos os revestimentos apresentam pontos de porosidade, característicos do processo de aspersão térmica. O revestimento de $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$, apresentou concentração de porosidade, em torno de 2,56 %, conforme mostra a Figura 49 (a). O revestimento de WC-10Co4Cr apresentou 1,98 %, exibido na Figura 49 (b). Em ambos os casos o nível de porosidade é considerado aceitável, conforme descrito pela literatura (FAUCHAIS; HEBERLEIN; BOULOS, 2014). Todavia, a norma ASTM E2109 (2014) diz que

estes valores devem ser tratados apenas como uma referência e não devem ser interpretados como um valor definitivo.

Figura 49 – Quantificação dos poros. (a) Poros do revestimento de $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$. (b) Poros do revestimento de WC-10Co4Cr .

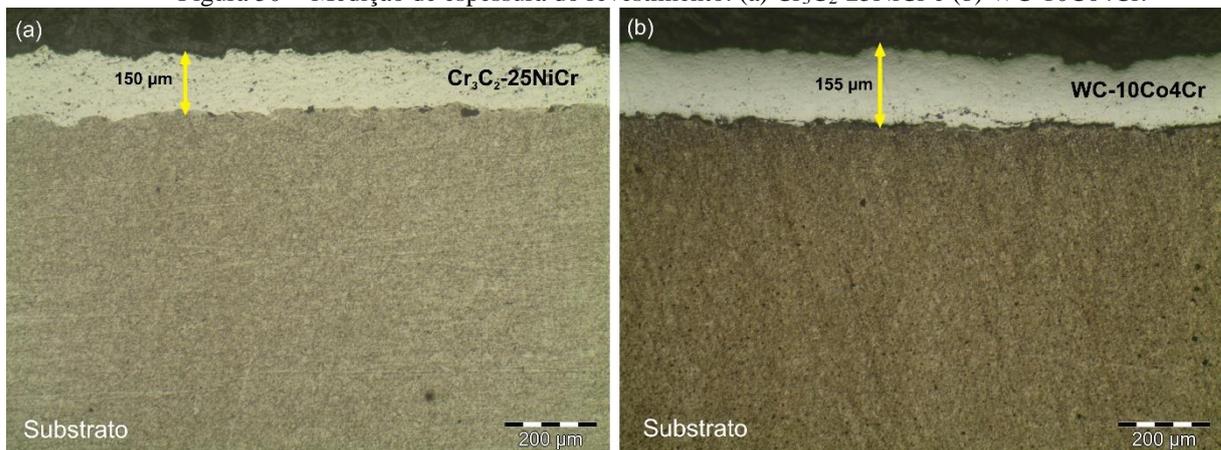


Fonte: Autor

6.1.8 Profundidade da camada

Através das metalografias realizadas em cortes transversais nas amostras, verificou-se a espessura da camada depositada. A camada esperada para ambos os revestimentos era de 200 μm . Porém, devido às variações do processo de aspersão térmica, o revestimento de $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$ apresentou um valor médio de 150 μm , com um desvio padrão de 11,2 μm , enquanto que o revestimento de WC-10Co4Cr apresentou um valor médio de 155 μm , com um desvio padrão de 8,5 μm . A Figura 50 (a) e (b) mostra as medições feitas nas duas amostras.

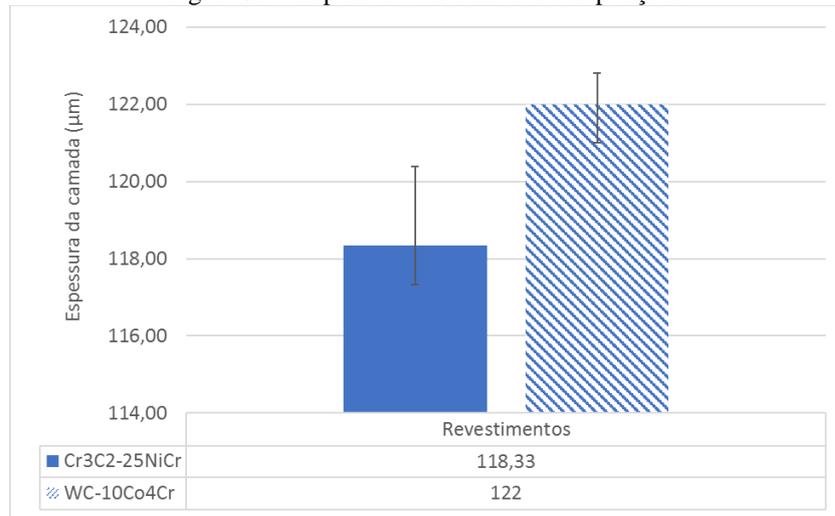
Figura 50 – Medição de espessura do revestimento. (a) $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$ e (b) WC-10Co4Cr .



Fonte: Autor

A espessura das camadas dos punções é apresentada na Figura 51. Por tratar-se de um ensaio não destrutivo, pode-se realizá-lo nos próprios punções. Foram realizadas três medições em cada punção e o resultado encontrado foi similar ao obtido nas amostras dos ensaios laboratoriais, a barra de erro do gráfico demonstra as variações obtidas durante as medições.

Figura 51 – Espessura das camadas dos punções.

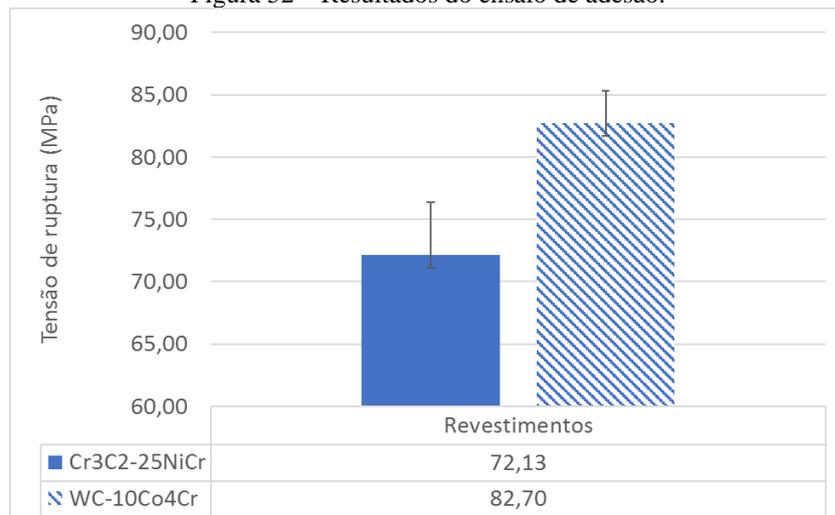


Fonte: Autor

6.1.9 Adesão do Revestimento com o Substrato

O coeficiente de adesão é definido como a força necessária para remover o revestimento do substrato. O gráfico apresentado na Figura 52 apresenta os resultados obtidos nos ensaios de adesão seguindo a norma ASTM C633 (2017). Todos os valores foram maiores que 69 MPa, conforme recomenda a literatura (WU *et al.*, 2011). As tensões de rupturas apresentaram valores próximos, 72 MPa para o $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$ e 82,7 para a amostra revestida com WC-10Co4Cr.

Figura 52 – Resultados do ensaio de adesão.

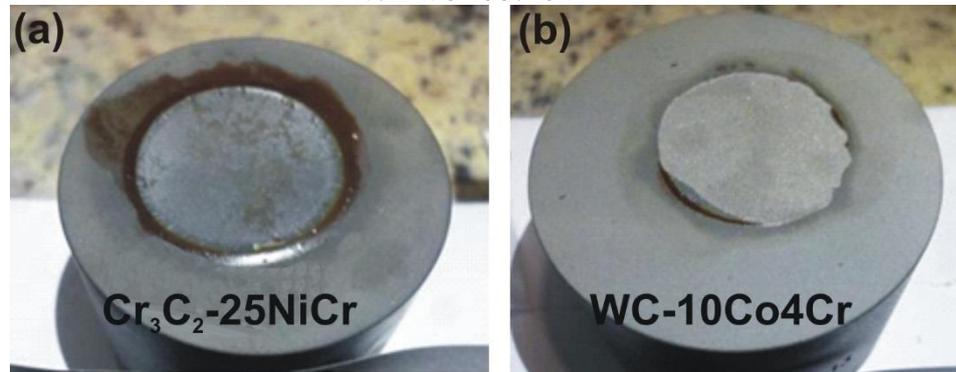


Fonte: Autor

Na amostra revestida com $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$, a ruptura ocorreu na interface do revestimento com o substrato, Figura 53 (a). Com o revestimento de WC-10Co4Cr, além da adesão ser mais

elevada, a ruptura ocorreu na região da cola, conforme mostra a Figura 53 (b), indicando que a adesão do revestimento vai além dos valores obtidos e exibidos no gráfico da Figura 52.

Figura 53 – Amostras após o ensaio de adesão. (a) Amostra revestida com $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$; (b) Amostra revestida com WC-10Co4Cr .

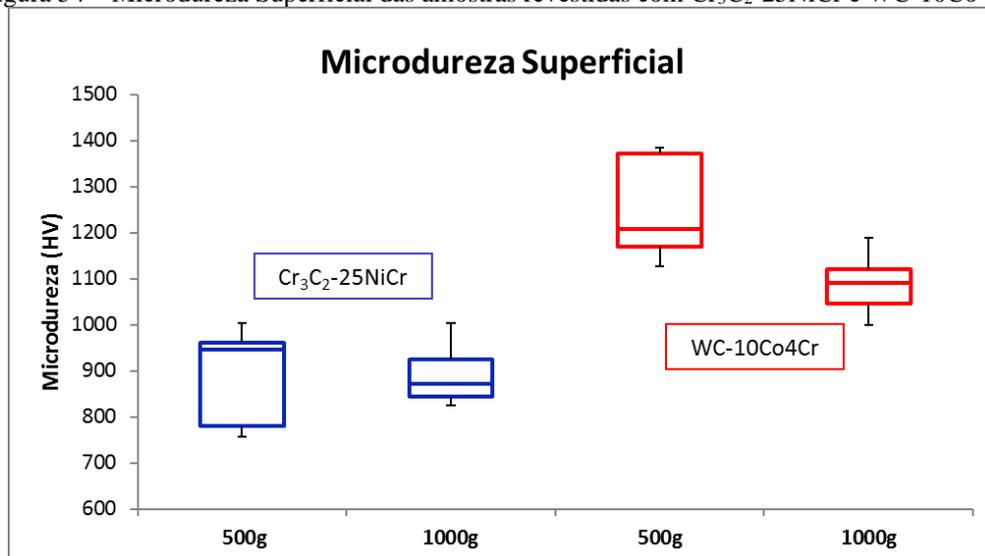


Fonte: Autor

6.1.10 Microdureza

Os resultados referentes às medições de microdureza na superfície do revestimento são apresentados na Figura 54. A amostra revestida com WC-10Co4Cr apresenta dureza superficial maior em ambas as cargas testadas. Além disso, observa-se que, para a carga mais elevada, aplicada no ensaio, o valor médio de dureza é menor.

Figura 54 – Microdureza Superficial das amostras revestidas com $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$ e WC-10Co4Cr .



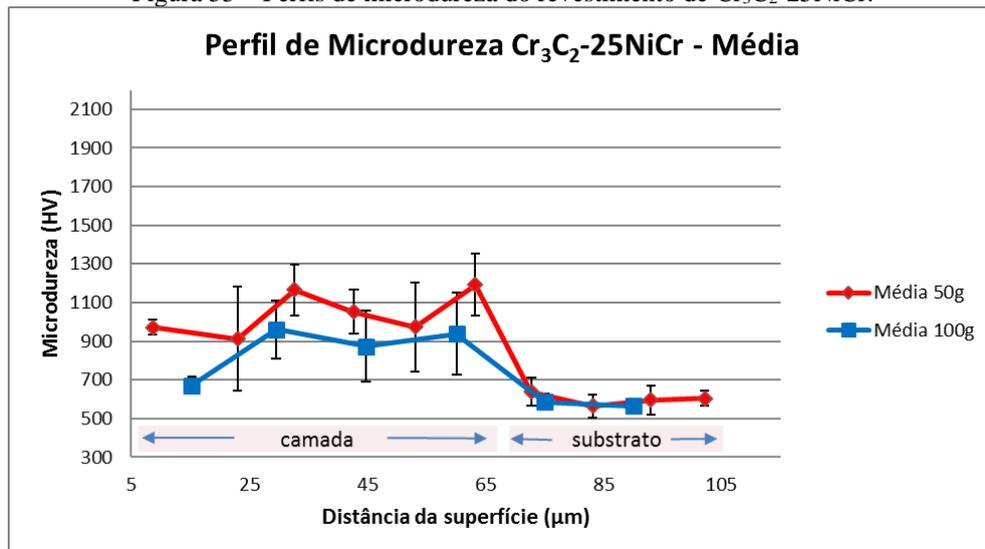
Fonte: Autor

Segundo Wu *et al.* (2011), este comportamento acontece porque a indentação engloba volume de material diferente para cada carga utilizada, sendo que para cargas menores a

indentação pode atingir pontos com carbonetos e a penetração ser menor. A elevada porosidade, característica deste revestimento, também contribui para este resultado.

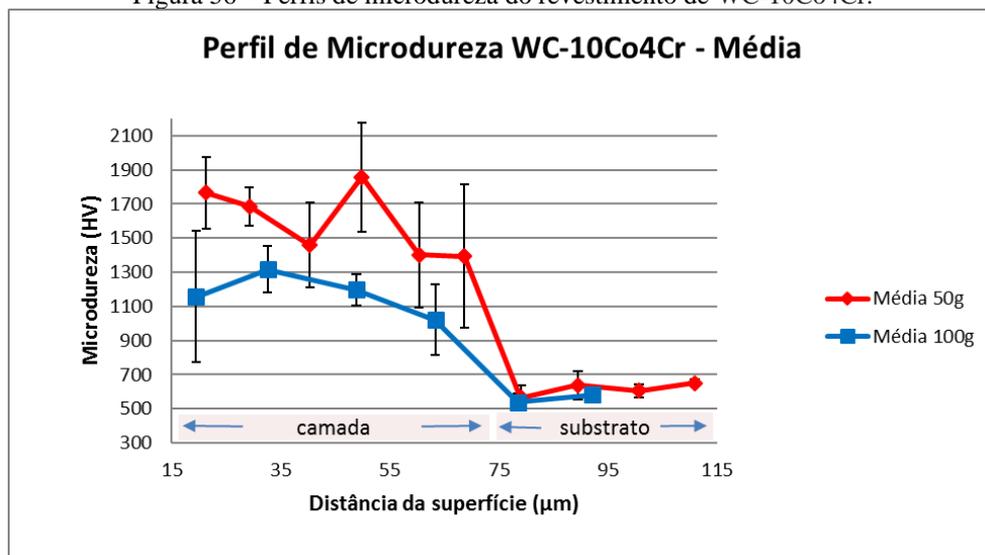
Os resultados médios de microdureza Vickers e o desvio padrão, encontrados na seção transversal de cada revestimento são apresentados nos gráficos das Figuras 55 e 56. Os valores de microdureza do $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$ são inferiores aos valores da camada aspergida com o WC-10Co4Cr.

Figura 55 – Perfis de microdureza do revestimento de $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$.



Fonte: Autor

Figura 56 – Perfis de microdureza do revestimento de WC-10Co4Cr.

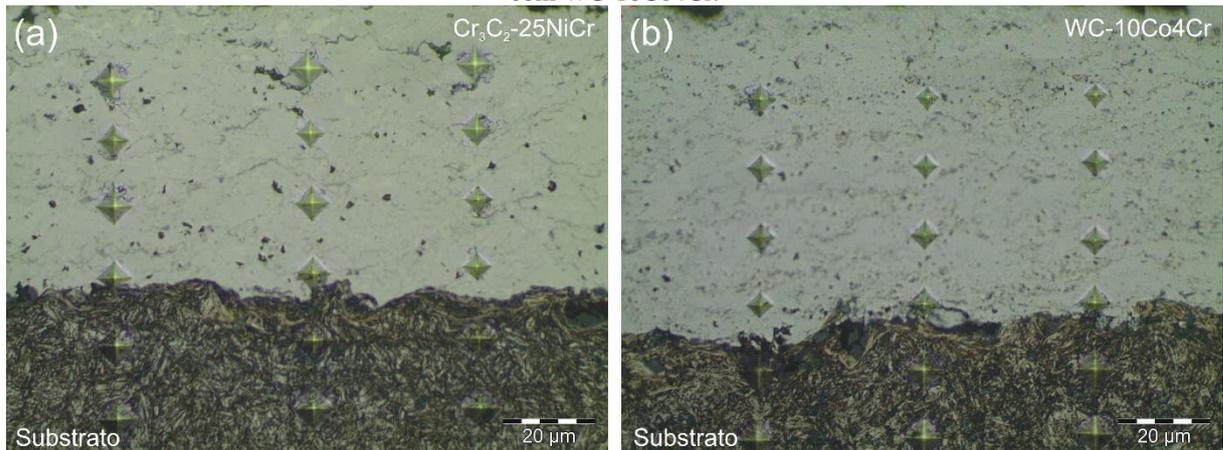


Fonte: Autor

Observa-se, através dos gráficos de microdureza, que os dois revestimentos possuem elevadas variações de dureza ao longo da seção transversal. Isso ocorre devido a não uniformidade da camada. A Figura 57 mostra as indentações no revestimento de $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$,

Figura 57 (a), e WC-10Co4Cr, Figura 57 (b). Percebe-se que os pontos da indentação estão localizados em microestruturas diferentes, tais como carbonetos, óxidos, inclusões e a própria matriz. As medições no substrato não possuem valores tão discrepantes como aqueles encontrados na camada aspergida, fato que confirma a variação devido às características do revestimento.

Figura 57 – Impressão do penetrador Vickers. (a) Amostra revestida com $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$. (b) Amostra revestida com WC-10Co4Cr.

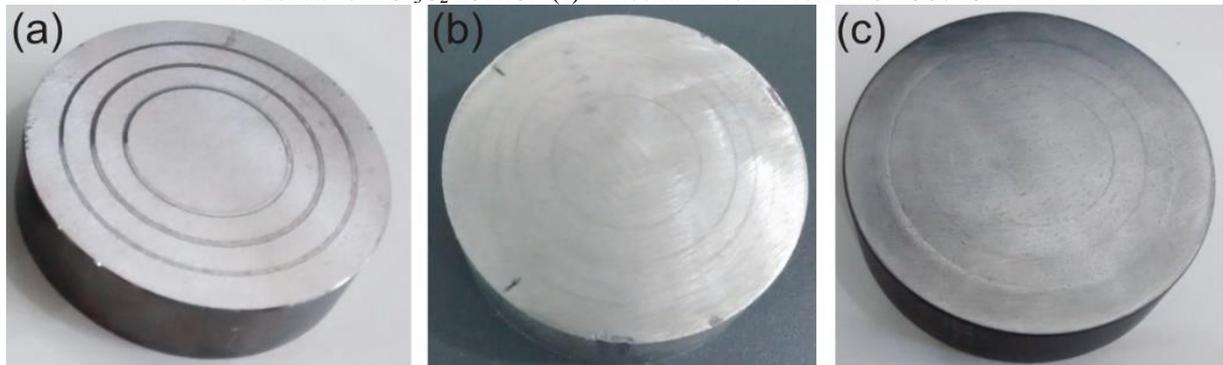


Fonte: Autor

6.1.11 Pino-sobre-disco e perfilometria das trilhas

O comportamento tribológico dos revestimentos foi estudado através do coeficiente de atrito e da resistência ao desgaste por deslizamento no ensaio de pino-sobre-disco. Para o tribossistema formado entre a esfera de alumina e o revestimento, aplicado via HVOF, obteve-se um comportamento de atrito semelhante entre eles, todavia a amostra sem revestimento apresentou atrito e desgaste elevados. A Figura 58 mostra as trilhas geradas pelo ensaio.

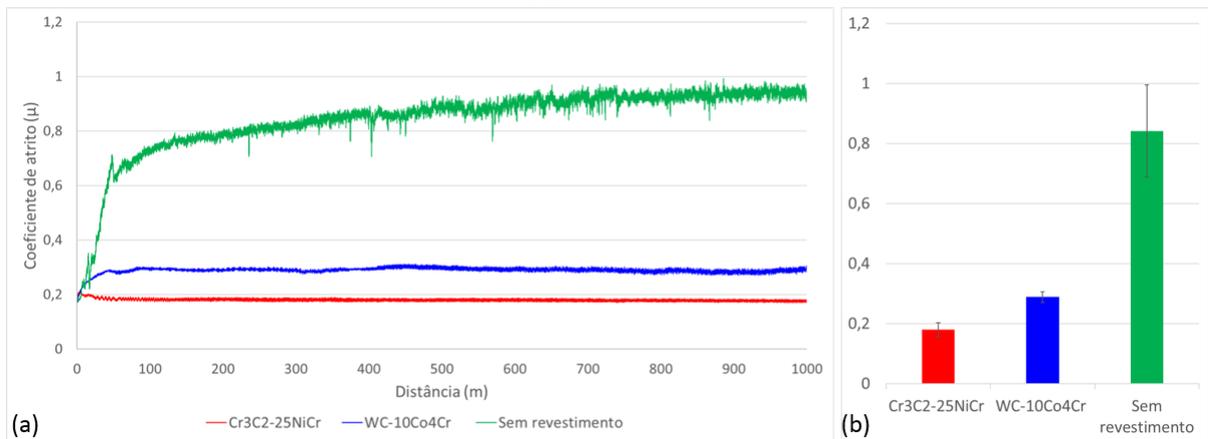
Figura 58 – Trilhas de desgaste após o ensaio de pino-sobre-disco. (a) Amostra sem revestimento. (b) Amostra revestida com $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$. (c) Amostra revestida com WC-10Co4Cr.



Fonte: Autor

O gráfico apresentado na Figura 59 (a) mostra a variação do coeficiente de atrito em função da distância. Após um período inicial de instabilidade, conhecido por *running in*, o valor do coeficiente de atrito permaneceu constante no período considerado. O valor médio e o desvio padrão do coeficiente de atrito são apresentados no gráfico da Figura 59 (b). Este valor foi medido sem considerar os primeiros 100 metros de deslizamento.

Figura 59 – Coeficiente de atrito das amostras sem revestimento e com revestimentos. (a) Evolução dos coeficientes de atrito. (b) Média dos coeficientes de atritos.



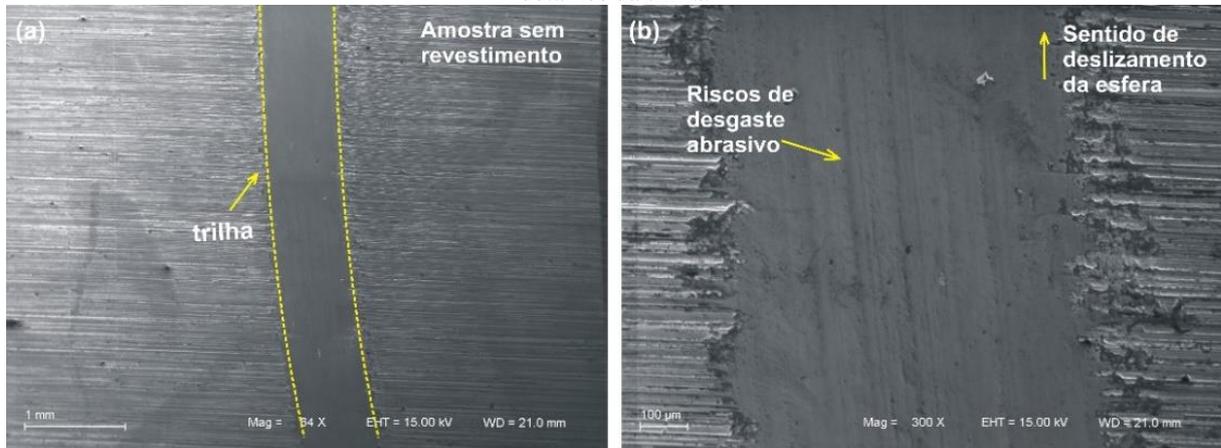
Fonte: Autor

A amostra sem revestimento teve um coeficiente de atrito médio no valor de 0,8. A amostra revestida com Cr₃C₂-25NiCr apresentou um valor médio de 0,17, enquanto que para o revestimento de WC-10Co₄Cr, foi de 0,30. É possível observar oscilações mais elevadas na curva da amostra sem revestimento, bem como valores maiores de atrito. Isso ocorre devido à menor dureza da superfície, pois fenômenos como deformação plástica aumentam o coeficiente de atrito durante o ensaio (BUDINSKI, 2007). De acordo com Vashishtha & Spate (2017), a justificativa para um menor coeficiente de atrito para o revestimento Cr₃C₂-25NiCr é a formação de óxidos, que geram uma película fina de baixa resistência ao cisalhamento, resultando em uma diminuição no coeficiente de atrito. Na amostra revestida com WC-10Co₄Cr, após a remoção dos elementos mais frágeis do revestimento, não houve mais remoção de material. Isso se deve principalmente em função da elevada dureza deste revestimento.

As trilhas resultantes do ensaio de desgaste foram analisadas via microscopia eletrônica de varredura (MEV). A amostra sem revestimento, utilizada para comparação com as amostras revestidas, apresentou um desgaste severo e gerou uma trilha profunda. A Figura 60 mostra os resultados obtidos. Observa-se na trilha da Figura 60 (a) que as marcas do lixamento realizado na preparação das amostras para o ensaio não aparecem na trilha de desgaste. A Figura 60 (b)

apresenta uma ampliação da trilha, nela verifica-se que há marcas de riscos no sentido de deslizamento da esfera, característicos do desgaste abrasivo.

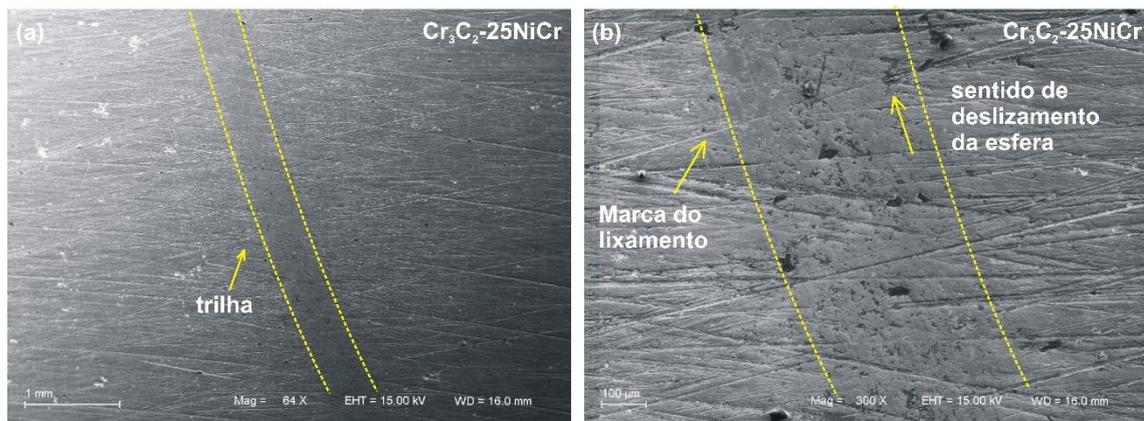
Figura 60 – MEV da trilha de desgaste da amostra sem revestimento. (a) Trilha. (b) Imagem ampliada com detalhes da trilha.



Fonte: Autor

Os resultados obtidos para a amostra revestida com $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$ são apresentados na Figura 61. Pode-se verificar, na Figura 61 (a), que a trilha gerada é bem superficial. E, através da Figura 61 (b), nota-se que há um achatamento da superfície provocado pelo deslizamento da esfera sobre a superfície revestida. Porém, não há desgaste abrasivo na amostra, pois não existem riscos no sentido de deslizamento da esfera no interior da trilha. Além disso, é possível observar marcas de lixamento no interior da trilha de desgaste, o que comprova o baixo volume de material removido durante o ensaio de deslizamento.

Figura 61 – MEV da trilha de desgaste da amostra revestida com $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$. (a) Trilha. (b) Imagem ampliada com detalhes da trilha.

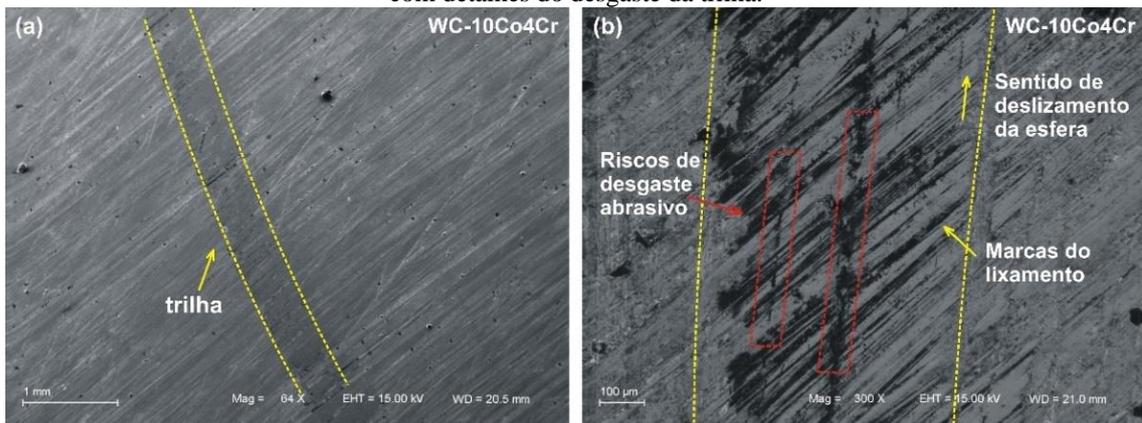


Fonte: Autor

A Figura 62 mostra os resultados obtidos para a amostra revestida com WC-10Co4Cr . A Figura 62 (a) mostra uma visão geral da trilha na amostra, na qual percebe-se que a trilha gerada é bem superficial. Na Figura 62 (b) é notória a presença de pequenos riscos no sentido de

deslizamento da esfera, o que indica a ocorrência de desgaste abrasivo. Este tipo de desgaste possivelmente foi originado por partículas abrasivas de elevada dureza que se desprenderam do próprio revestimento. Segundo Federici *et al.* (2017) estas partículas permanecem no tribossistema entre as superfícies que estão em contato deslizante, caracterizando o mecanismo de abrasão. Além disso, também é possível observar que as marcas do lixamento permanecem visíveis na trilha, indicando novamente que a remoção de material foi muito pequena.

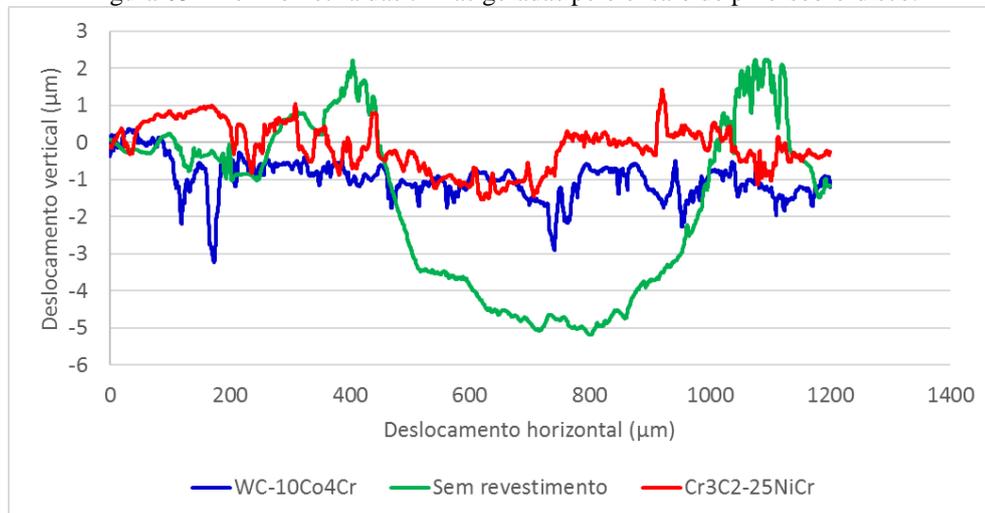
Figura 62 – MEV da trilha de desgaste da amostra revestida com WC-10Co4Cr. (a) Trilha. (b) Imagem ampliada com detalhes do desgaste da trilha.



Fonte: Autor

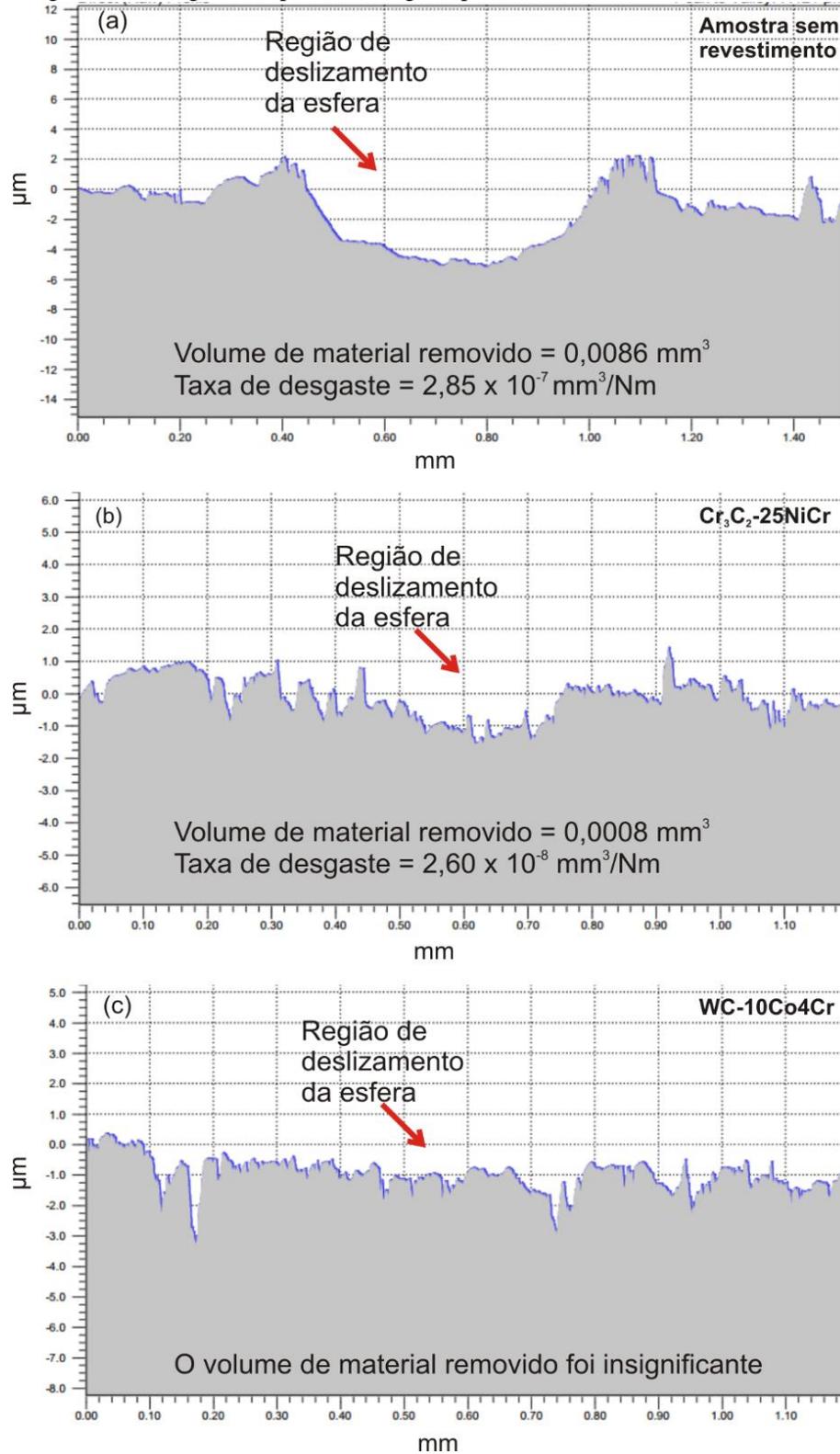
O perfil de desgaste das trilhas formadas no ensaio de pino-sobre-disco foi analisado no perfilômetro e é apresentado no gráfico da Figura 63. As trilhas das amostras revestidas são muito superficiais, não apresentando profundidade suficiente para gerar uma cavidade aparente nos corpos de prova. Os picos e vales característicos deste revestimento também dificultam a identificação da trilha. Percebe-se que houve apenas a quebra dos picos mais salientes no centro da trilha, enquanto que na amostra sem revestimento tem-se uma trilha profunda.

Figura 63 – Perfilometria das trilhas geradas pelo ensaio de pino-sobre-disco.



Fonte: Autor

Figura 64 – Imagens dos perfis de desgaste produzidas através do software *True Surf*.



Através dos resultados obtidos com o ensaio de pino-sobre-disco, verifica-se que a amostra revestida com WC-10Co4Cr obteve um excelente desempenho quanto à resistência ao desgaste nas condições ensaiadas. A combinação de elevada dureza, baixa porosidade e pequenos

tamanhos das partículas do pó ajudou na distribuição e densificação do revestimento. Como consequência, obteve-se uma solidificação compacta dos *splats*, diminuindo a ocorrência de poros e defeitos gerados pela deposição via HVOF. Todos estes fatores, somados à elevada dureza das partículas de WC e W₂C contidas na matriz do revestimento (identificadas na análise da difração de raios X), proporcionaram os ótimos resultados de resistência ao desgaste com baixa quantidade de material removido, que são características deste tipo de revestimento.

6.1.12 Resultados dos ensaios industriais (Etapa 1)

De acordo com as informações recebidas pela empresa parceira deste projeto, as ferramentas utilizadas nesta operação têm uma vida útil em torno de 500 peças. São fabricadas em aço H13, recebem tratamento térmico para elevação da dureza e tratamento superficial de nitretação a gás. Com base nestas informações, a evolução do desgaste foi estudada, na primeira etapa, com ciclos de forjamento de aproximadamente 500 peças. A Figura 65 apresenta os punções antes do forjamento. A ponta do punção é a região que mais sofre desgaste e deformações, devido às solicitações cíclicas de tensão e temperatura. Por isso, dar-se-á maior ênfase a esta região. Todavia, observaram-se alguns danos no corpo do punção, que também serão detalhados e discutidos.

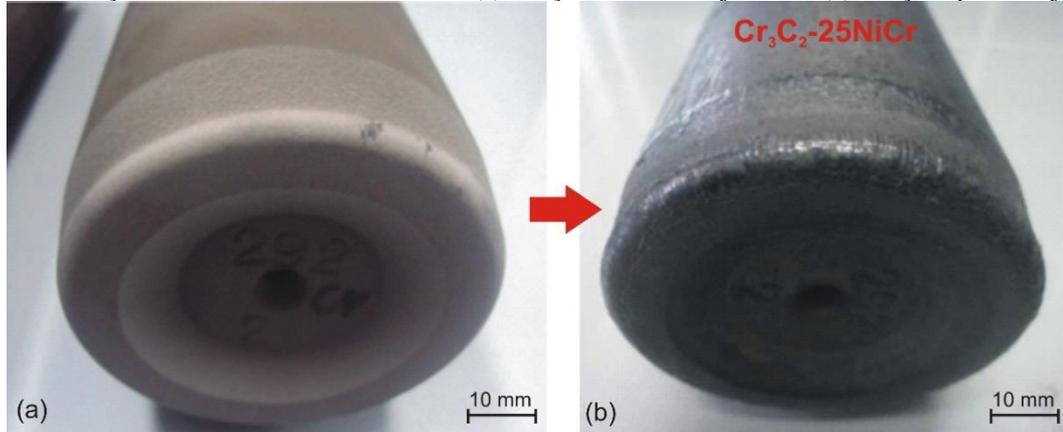
Figura 65 – Punções após a deposição do revestimento via HVOF.



Fonte: Autor

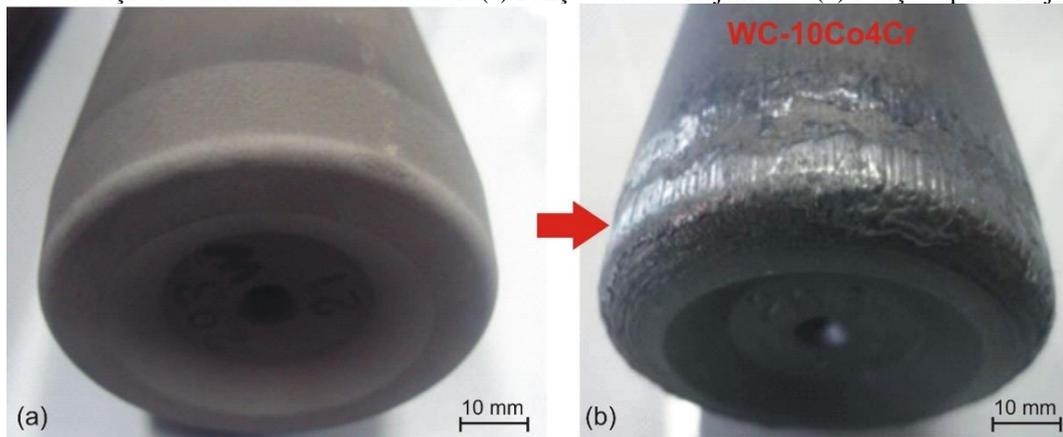
As Figuras 66 e 67 comparam as imagens da ponta do punção, antes e após o forjamento, e a designação utilizada para identificar cada punção.

Figura 66 – Punção revestido com $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$. (a) Punção antes do forjamento. (b) Punção após o forjamento.



Fonte: Autor

Figura 67 – Punção revestido com WC-10Co4Cr . (a) Punção antes do forjamento. (b) Punção após o forjamento.



Fonte: Autor

De maneira geral, o padrão superficial alterou-se nos dois punções, quando comparado com o punção antes da extrusão. A elevada temperatura, associada à pressão de contato que o *billet* exerce sobre o punção, provoca o amaciamento da ferramenta e facilita o surgimento de defeitos. Os principais danos sofridos pelos punções durante a extrusão são descritos nos tópicos seguintes.

6.1.13 Punção revestido com $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$

Observa-se que neste punção não houve grande deformação que pudesse comprometer a fabricação da peça forjada, conforme mostra a Figura 68 (a) e (b). Também é possível notar que o ângulo da ponta permaneceu sem alterações significativas de forma. Através da Figura 68 (c) e (d), verifica-se que há material do aço forjado aderido no punção, em quantidades e locais

diferentes, conforme indicam as setas da Figura 68 (c) e (d). Ou seja, há mais material em determinadas regiões do que em outras.

Figura 68 – Punção revestido com Cr_3C_2 -25NiCr após a extrusão. (a) Vista em perspectiva do punção. (b) Vista superior do punção. (c) e (d) Vistas laterais do punção.



Fonte: Autor

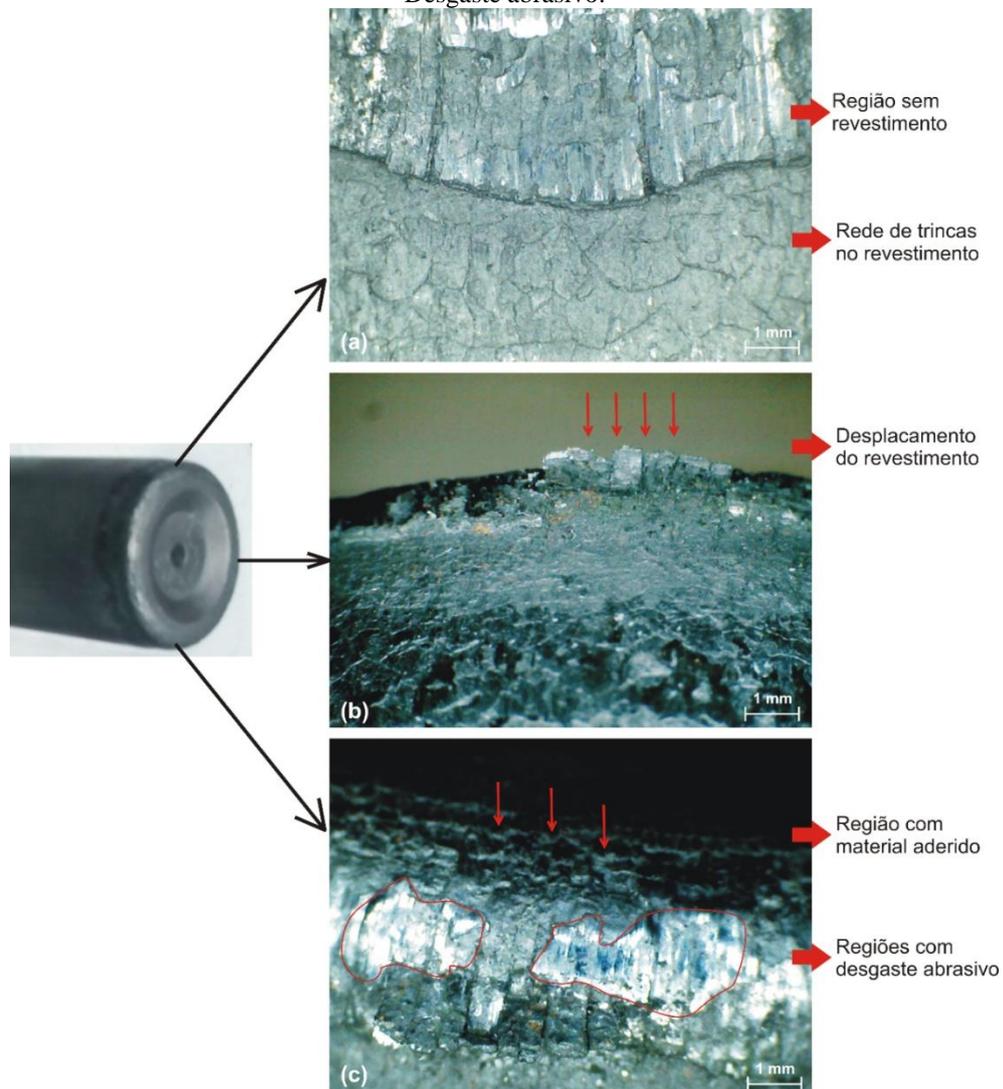
A extremidade superior do punção é a região que entra em contato direto com o material a ser conformado, por isso sofre as maiores tensões, e neste caso ainda estão associadas trocas bruscas de temperatura. Conforme descrito por BUDINSKI (2007), estes fatores contribuem para desgastes severos.

A Figura 69 (a) mostra uma malha de trincas que se assemelham ao aspecto de “terra rachada” no revestimento. Segundo Hawryluk *et al.* (2017), este é um dos primeiros indícios de falha do revestimento, indicando que houve fadiga térmica como um dos mecanismos de falha predominante. A partir desta falha iniciam-se as demais, pois as trincas proporcionam quebras e partes do revestimento desprendem-se do punção, aumentando consideravelmente o desgaste abrasivo.

Na Figura 69 (b) é possível verificar que partes do revestimento, que não se desprenderam do punção durante o forjamento, podem ser destacadas com facilidade. As partes que se soltaram do punção durante o forjamento atuam como abrasivos na interação entre o forjado e a ferramenta. A literatura classifica este tipo de desgaste como abrasão a três corpos. A partícula desprendida da ferramenta é chamada de *debris*, e ela fica livre para deslizar ou girar ao longo

da superfície (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2013). O resultado deste fenômeno é observado na Figura 69 (c). Os riscos e sulcos presentes na superfície dos punções apresentaram-se alinhados ao sentido de deslocamento da ferramenta durante o forjamento. O atrito constante, após vários ciclos de forjamento, promove um efeito brilhoso na ferramenta. Ainda que de forma não dominante, a adesão também está presente e pode ser vista na Figura 69 (c).

Figura 69 – Falhas no punção revestido com $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$. (a) Trincas no revestimento. (b) Deslocamento. (c) Desgaste abrasivo.

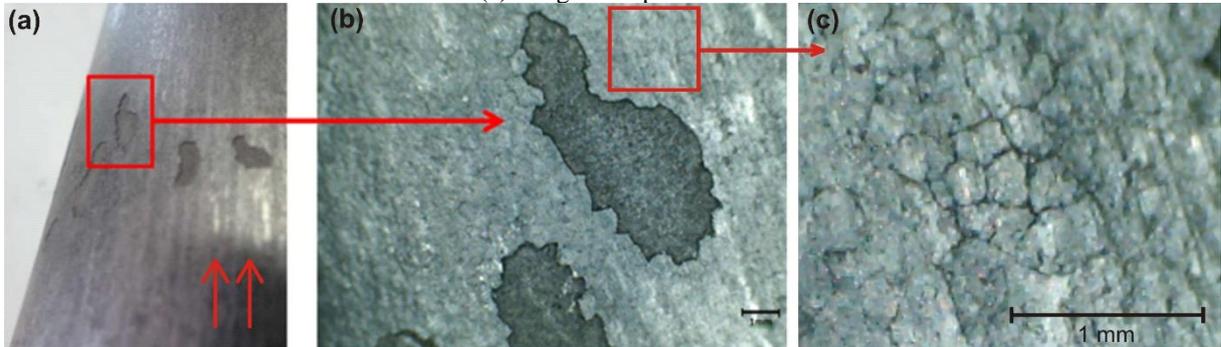


Fonte: Autor

O corpo deste punção sofreu alguns danos, porém não tão agressivos quanto na ponta. Verificam-se algumas marcas de desgaste abrasivo na Figura 70 (a), regiões com maior brilho e riscos no sentido de deslizamento do material. Algumas regiões apresentam deslocamento do revestimento, conforme mostra a Figura 70 (b), e próximo a esta região encontram-se pequenas redes de trincas, propagadas possivelmente por fadiga térmica, conforme mostra a

Figura 70 (c). Segundo Babu (2004), o deslocamento pode estar associado a uma rugosidade inadequada da superfície ou lubrificação insuficiente.

Figura 70 – Deslocamento do revestimento no corpo do punção. (a) Regiões com deslocamento. (b) Região sem revestimento. (c) Imagem ampliada com a rede de trincas.

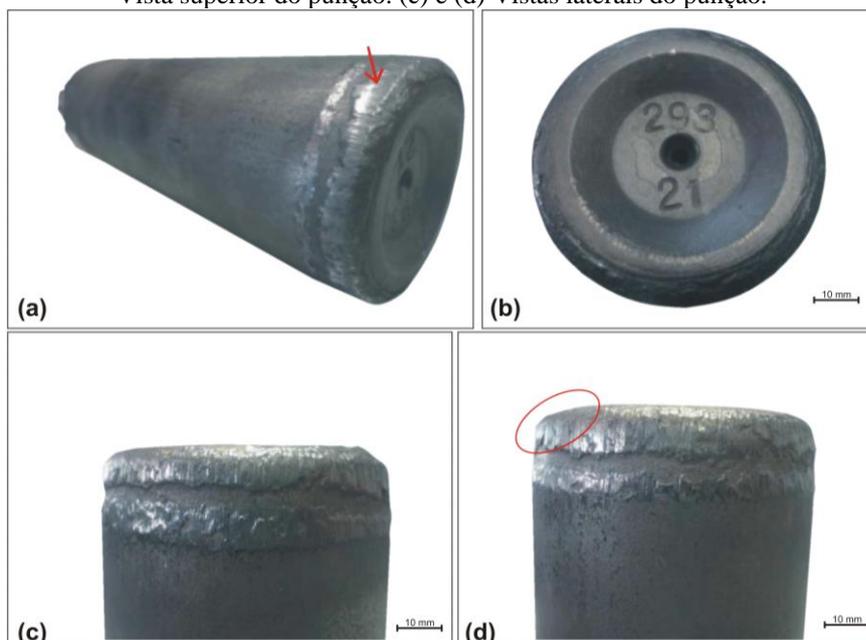


Fonte: Autor

6.1.14 Punção revestido com WC-10Co4Cr

A Figura 71 mostra, através de diferentes posições, os mecanismos de desgaste sofridos pelo punção. Na Figura 71 (a) verifica-se, na região indicada pela seta, que houve desgaste abrasivo. Na Figura 71 (b) e (c) nota-se que a adesão de material é acentuada, tanto na ponta do punção como na região onde ocorre a transição do ângulo para a seção reta do corpo do punção. Através da Figura 71 (d) é possível visualizar que há deformação aparente e que houve alteração do ângulo na ponta do punção.

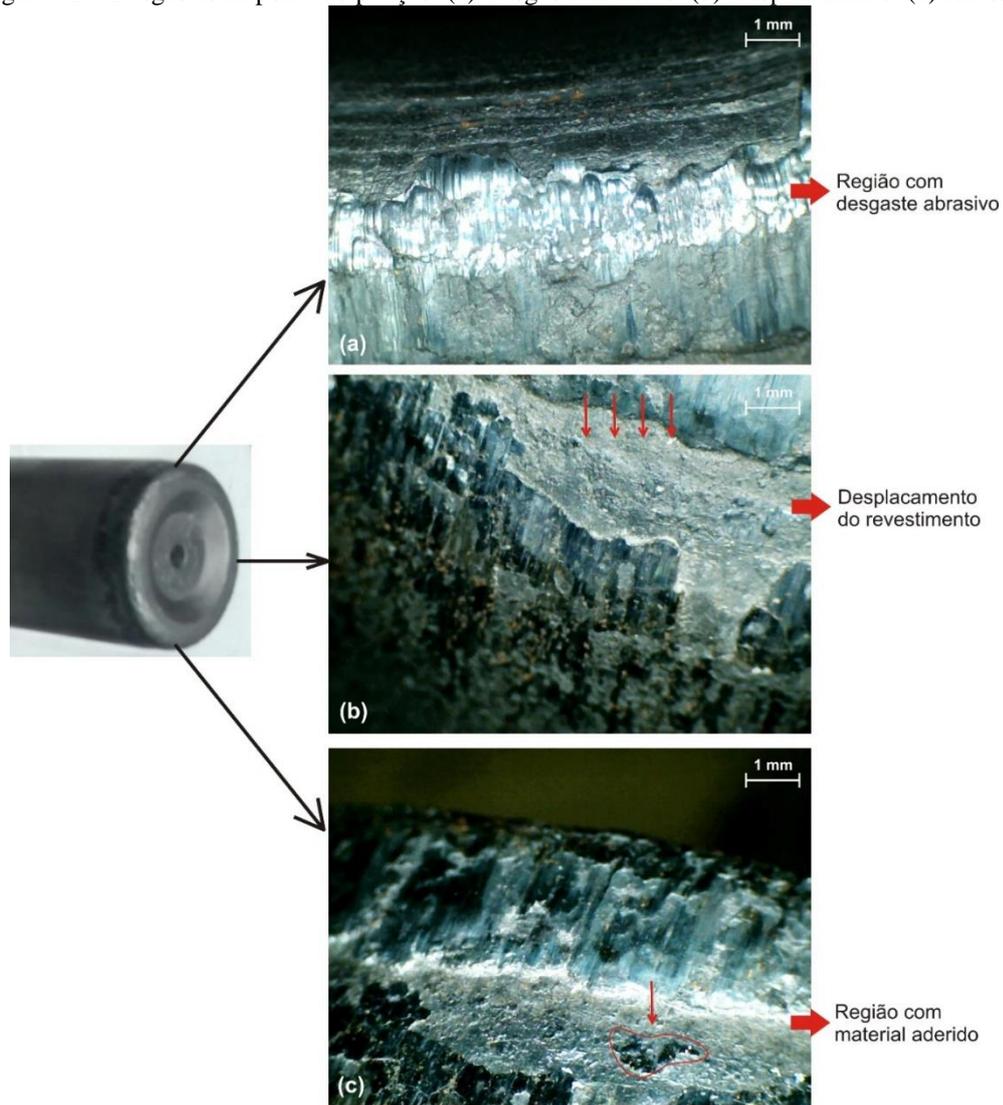
Figura 71 – Punção revestido com WC-10Co4Cr após o forjamento. (a) Vista em perspectiva do punção. (b) Vista superior do punção. (c) e (d) Vistas laterais do punção.



Fonte: Autor

Da mesma forma que ocorreu no punção revestido com $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$, a ponta do punção é a mais afetada pelos fenômenos de desgaste. A Figura 72 mostra imagens de uma análise macrográfica desta região do punção. Nota-se, na Figura 72 (a), que houve desgaste abrasivo; na Figura 72 (b), que o revestimento deslocou do punção, e na Figura 72 (c), que há adesão do material forjado e de partes desprendidas do próprio punção.

Figura 72 – Desgastes na ponta do punção. (a) Desgaste abrasivo. (b) Deslocamento. (c) Adesão.

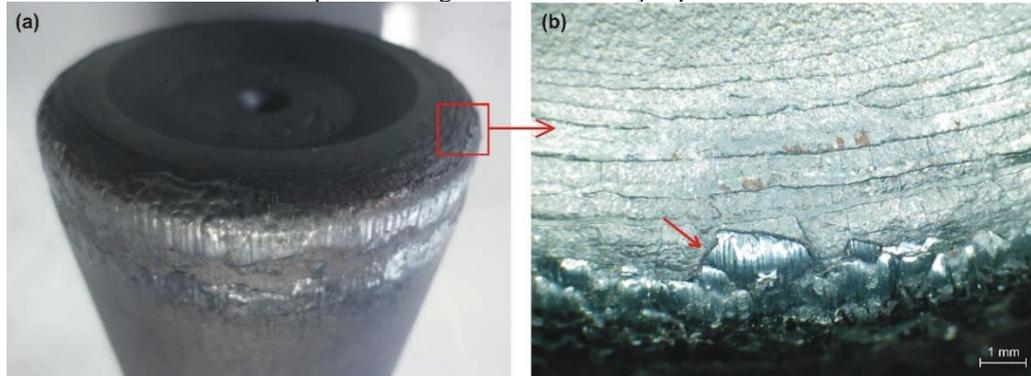


Fonte: Autor

As altas temperaturas às quais o punção é submetido provocaram uma deformação gradual em sua superfície, gerando o efeito de camadas sobrepostas. Este fenômeno facilita a quebra e o deslocamento do revestimento. A Figura 73 exibe os efeitos da deformação plástica da camada e regiões brilhosas com riscos, características típicas do desgaste abrasivo. Weber *et al.* (2013) explicam que o aquecimento da ferramenta excede a temperatura de recozimento, e com isso tem-se a diminuição da dureza, fato que facilita a deformação plástica e o desgaste

abrasivo. Kim *et al.* (2005) verificaram que, no processo de forjamento a quente, a deformação do *billet* e o atrito com a ferramenta também geram calor e contribuem para a deformação plástica e a baixa vida útil da ferramenta.

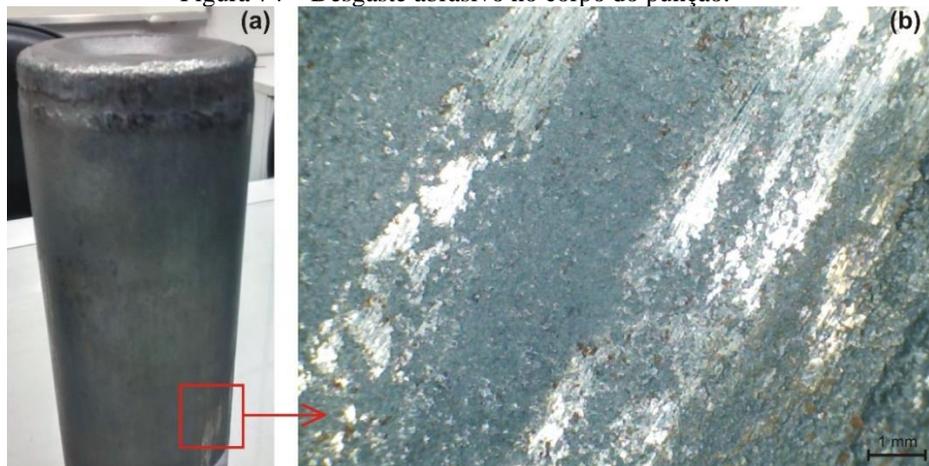
Figura 73 – Deformação plástica do revestimento na ponta do punção. (a) Identificação da região. (b) Imagem ampliada da região com deformação plástica.



Fonte: Autor

A lubrificação exerce um papel fundamental neste processo, pois a elevada rugosidade do revestimento exige que a lubrificação seja eficiente para diminuir o atrito. Porém, a forma como o punção se desloca durante a conformação da peça se assemelha a uma extrusão inversa e tende a expulsar o lubrificante, tornando-o ineficiente. Em função disso, verifica-se, em algumas regiões do corpo do punção, o desgaste abrasivo. Na Figura 74 (a) percebe-se que são poucas as regiões que apresentam o desgaste abrasivo. Na Figura 74 (b) tem-se uma ampliação da parte que apresenta o desgaste.

Figura 74 – Desgaste abrasivo no corpo do punção.



Fonte: Autor

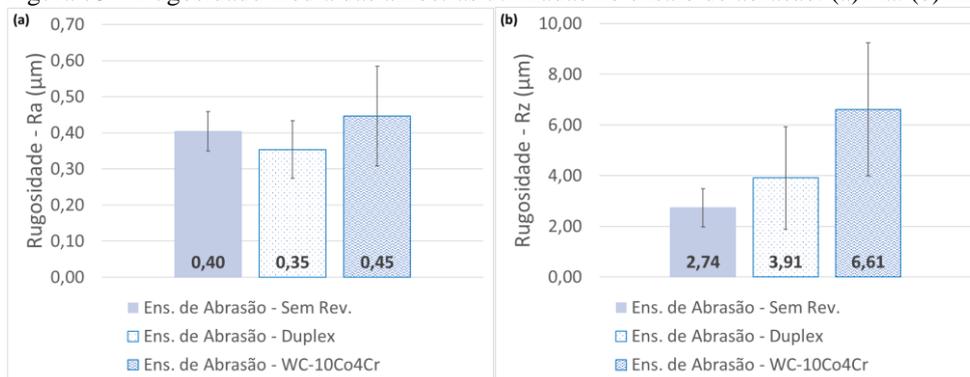
6.2 Resultados da Etapa 2

6.2.1 Rugosidade das amostras e dos punções após o polimento

Em todos os ensaios da Etapa 2, procurou-se manter as mesmas condições superficiais em todas as amostras. Para medir a rugosidade das amostras utilizou-se a metodologia descrita na seção 5.6 desta pesquisa. As amostras foram polidas para atingir uma rugosidade média (Ra) de 0,5 μm . No entanto, a elevada dureza do revestimento dificulta os processos de acabamento, causando variação na rugosidade das amostras. Além disso, as superfícies revestidas por HVOF, mesmo depois de lixadas, permanecem com cavidades, denominadas de vales, que podem auxiliar na retenção do lubrificante e trazer benefícios ao processo. Por isso, também foi verificado o parâmetro Rz nas amostras.

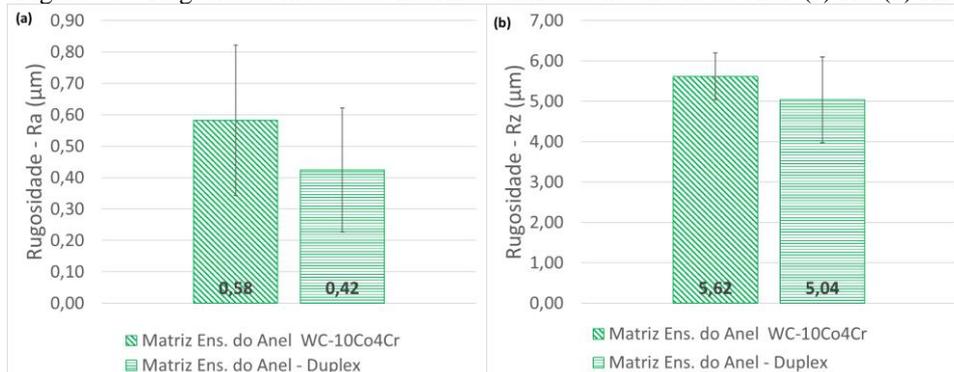
As Figuras 75, 76 e 77 apresentam os gráficos com os resultados da rugosidade média (Ra e Rz) encontradas nas amostras, utilizadas nos ensaios laboratoriais e nos punções utilizados nos ensaios industriais. Observa-se, pelo desvio padrão, que há uma dispersão dos valores encontrados. Segundo Federici *et al.* (2016), este resultado é comum para superfícies revestidas por HVOF.

Figura 75 – Rugosidade média das amostras utilizadas no ensaio de abrasão. (a) Ra. (b) Rz.

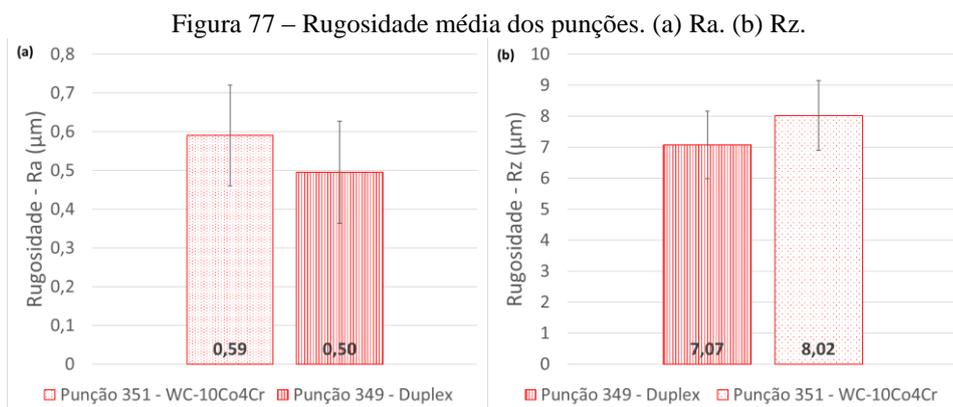


Fonte: Autor

Figura 76 – Rugosidade média das matrizes utilizadas no ensaio do anel. (a) Ra. (b) Rz.



Fonte: Autor

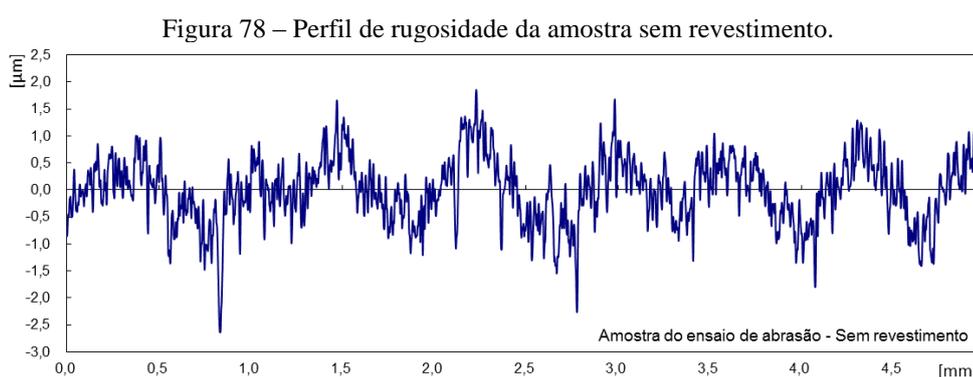


Fonte: Autor

Juntamente com a avaliação do Ra e do Rz das amostras também se obteve o perfil da rugosidade de todas as amostras estudadas. Porém, a seguir é apresentado o perfil de apenas uma amostra para cada tipo de revestimento, pois o comportamento da rugosidade é similar para as amostras que possuem o mesmo revestimento.

A amostra sem revestimento foi utilizada no ensaio de abrasão como um padrão de referência, para que se possa comparar seus resultados com as amostras que receberam os tratamentos superficiais. Esta amostra recebeu o mesmo acabamento que as demais, e cabe lembrar que foi realizado apenas um lixamento, pois o objetivo é fazer com que permaneçam algumas irregularidades na superfície.

A Figura 78 mostra o perfil de rugosidade da amostra sem revestimento. Observa-se que o perfil apresenta reentrâncias com uma certa regularidade, ocasionadas pelo processo de acabamento.

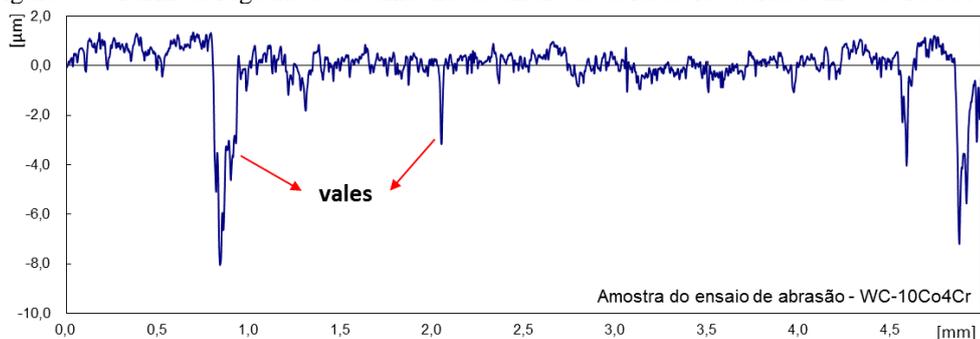


Fonte: Autor

Os perfis de rugosidade das amostras que receberam os tratamentos superficiais apresentam um comportamento similar entre si, mas diferem do perfil da amostra sem revestimento, apresentado na Figura 78. Observa-se que o lixamento realizado após os tratamentos superficiais diminui as saliências e os picos presentes nas superfícies revestidas pelo processo HVOF. Todavia, os vales permanecem e são bem mais profundos.

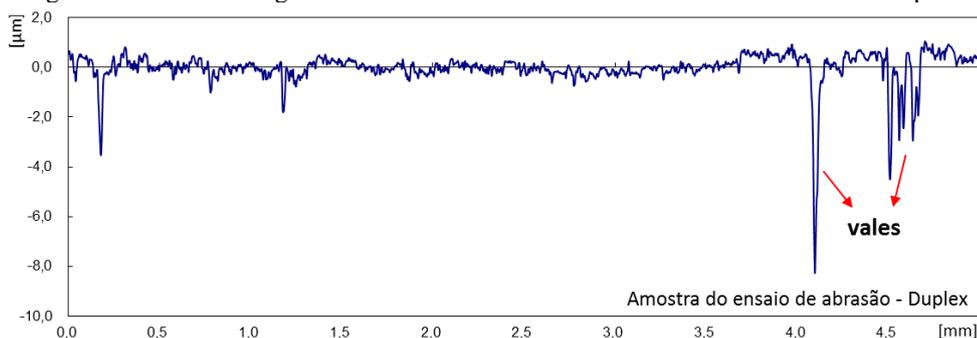
As Figuras 79 e 80 mostram os perfis de rugosidade das amostras utilizadas no ensaio de abrasão. Através das imagens é possível visualizar e comparar o comportamento das superfícies com os dois revestimentos aplicados. Ambas possuem vales, porém a amostra que recebeu o tratamento duplex possui menor rugosidade.

Figura 79 – Perfil de rugosidade da amostra do ensaio de abrasão revestida com WC-10Co4Cr.



Fonte: Autor

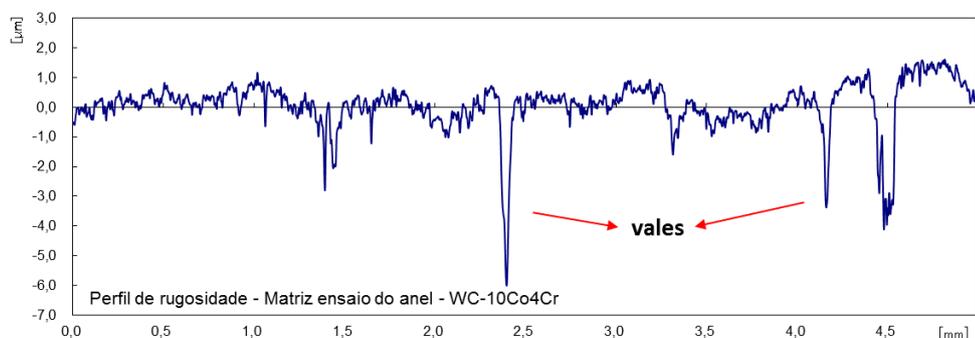
Figura 80 – Perfil de rugosidade da amostra do ensaio de abrasão revestida com duplex.



Fonte: Autor

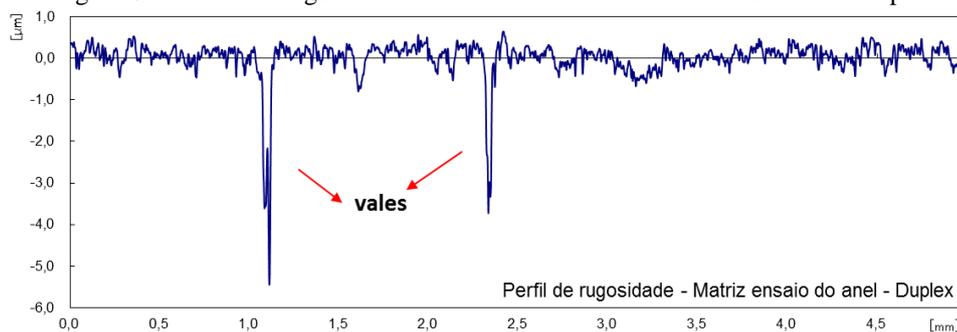
As Figuras 81 e 82 mostram os perfis de rugosidade das amostras utilizadas como matriz no ensaio do anel. O perfil apresentado na Figura 81 é da matriz revestida apenas com WC-10Co4Cr e, na Figura 82, é da matriz com o duplex.

Figura 81 – Perfil de rugosidade da matriz do ensaio do anel revestida com WC-10Co4Cr.



Fonte: Autor

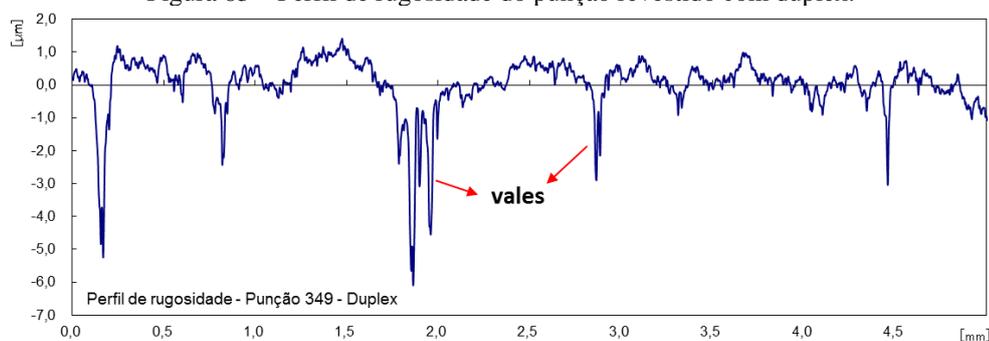
Figura 82 – Perfil de rugosidade da matriz do ensaio do anel revestida com duplex.



Fonte: Autor

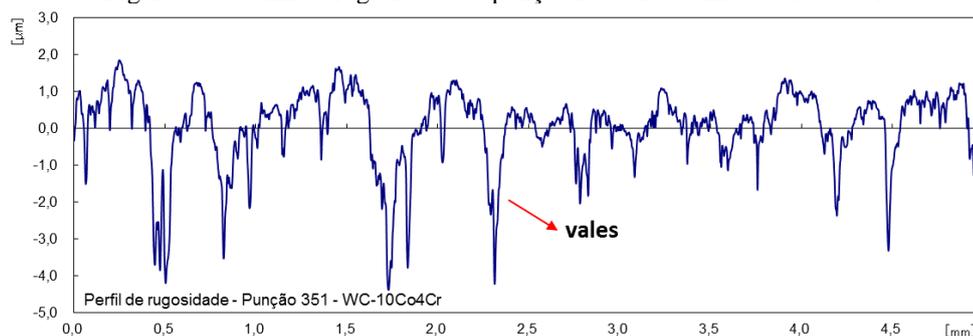
As Figuras 83 e 84 apresentam os perfis de rugosidade dos punções. Assim como nas amostras utilizadas nos ensaios laboratoriais, tem-se picos e vales, e o punção que recebeu o tratamento duplex, apresenta uma rugosidade menor.

Figura 83 – Perfil de rugosidade do punção revestido com duplex.



Fonte: Autor

Figura 84 – Perfil de rugosidade do punção revestido com WC-10Co4Cr.



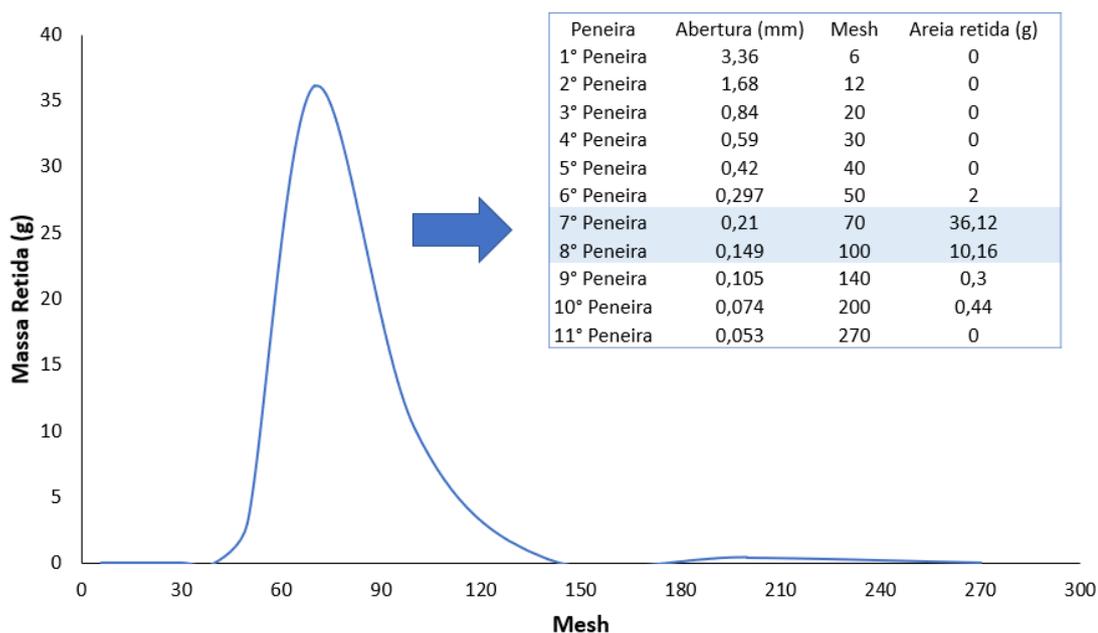
Fonte: Autor

É importante ressaltar que apenas esses resultados (R_a e R_z) não definem por si só uma condição ideal de superfícies utilizadas em ferramentas de forjamento, entretanto indicam resultados preliminares com relação a essas aplicações. Outros fatores em condições reais de trabalho com ferramentas de forjamento também serão importantes para se determinar um novo revestimento.

6.2.2 Ensaio de abrasão

O ensaio de abrasão com roda de borracha foi realizado para verificar a resistência ao desgaste das amostras. A areia, utilizada como abrasivo, foi caracterizada através da distribuição granulométrica. Os resultados obtidos são apresentados no gráfico da Figura 85. É possível identificar que a areia possui uma distribuição granulométrica adequada, pois cerca de 90% ficou retida entre as peneiras de 70 e 100 *mesh*. Os grãos restantes ficaram retidos na peneira de 140 e 200 *mesh*. Segundo Villabón & Sinatora (1991), grãos maiores provocam um desgaste mais elevado. Neste caso tem-se cerca de 10% do abrasivo menor que o recomendado pela norma, o que poderá acarretar um desgaste levemente menor. Todavia, como foi utilizada a mesma areia para todas as amostras, este fato não implica distorções significativas nos resultados do ensaio.

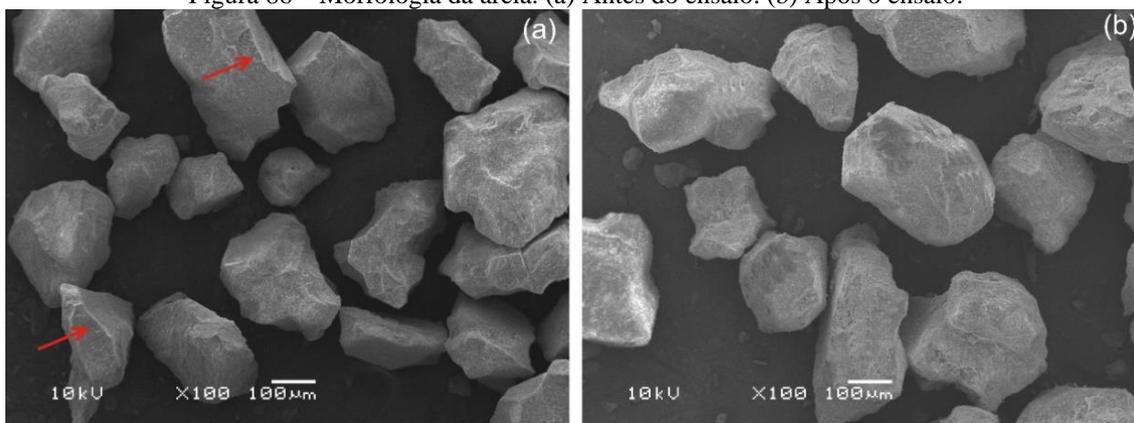
Figura 85 – Distribuição granulométrica da areia.



Fonte: Autor

O formato do abrasivo foi analisado via MEV e é apresentado na Figura 86. Verifica-se que o grão de areia antes do ensaio apresenta quinas e partes pontiagudas, conforme mostra a Figura 86 (a). Após o ensaio, observa-se através da Figura 86 (b) que o formato está suavizado e sem cantos vivos tão salientes. Estudos desenvolvidos por Marques *et al.* (2018) mostram que, além do tamanho, o formato do grão exerce forte influência nos resultados do desgaste, pois se a partícula do abrasivo for arredondada, a capacidade de remoção do material diminui.

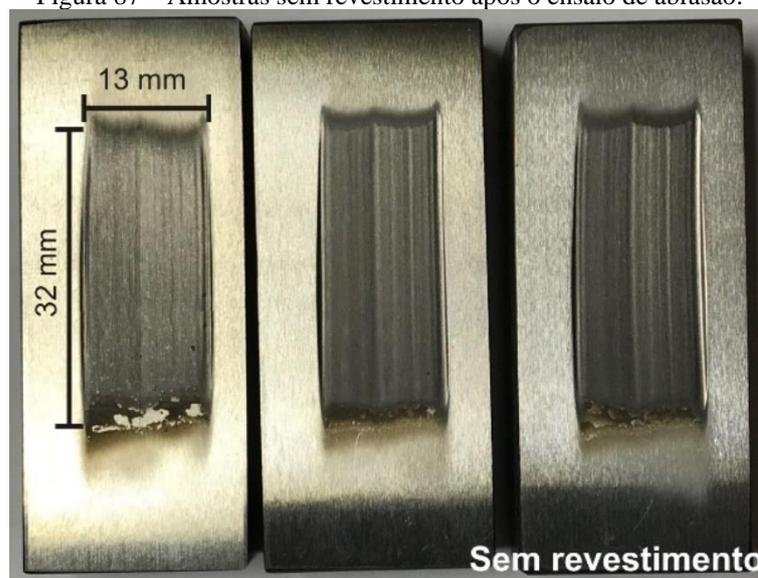
Figura 86 – Morfologia da areia. (a) Antes do ensaio. (b) Após o ensaio.



Fonte: Autor

Para estabelecer um parâmetro de comparação, amostras sem revestimento foram submetidas ao ensaio de abrasão. A Figura 87 apresenta a marca do desgaste em cada amostra. Nota-se que o desgaste foi elevado, pois há uma marca com profundidade aparente, sulcos e riscos provocados pelo arrancamento do material durante o ensaio.

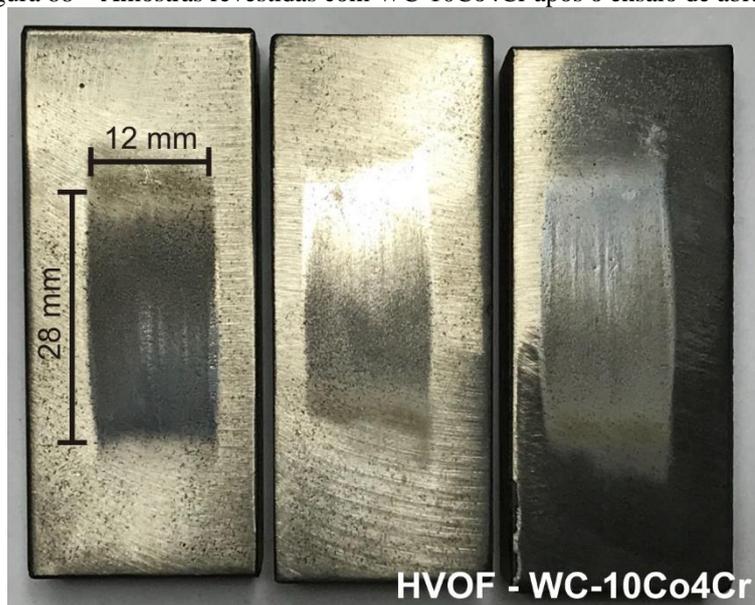
Figura 87 – Amostras sem revestimento após o ensaio de abrasão.



Fonte: Autor

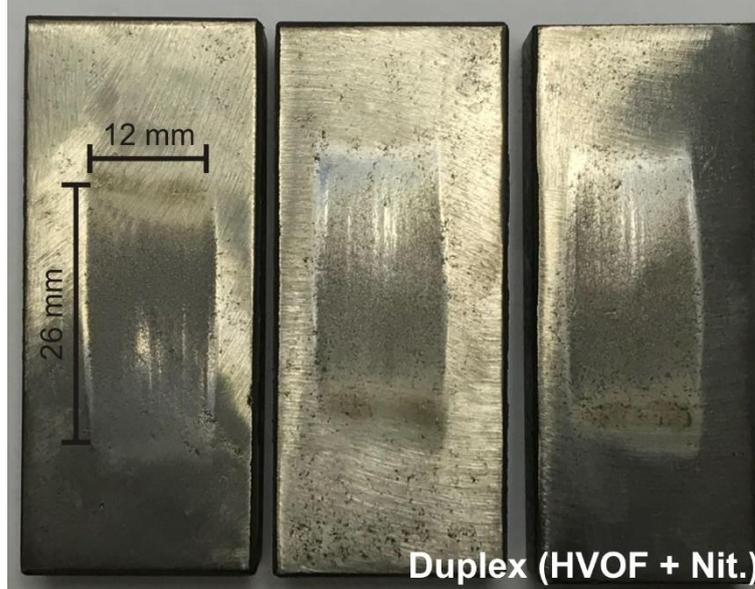
As Figuras 88 e 89 mostram o desgaste provocado nas amostras após o ensaio. As amostras revestidas com WC-10Co4Cr e com o duplex (nitretação + WC-10Co4Cr) apresentam marcas menores que a amostra sem revestimento, e muito superficiais, indicando que houve elevada resistência ao desgaste abrasivo.

Figura 88 – Amostras revestidas com WC-10Co4Cr após o ensaio de abrasão.



Fonte: Autor

Figura 89 – Amostras com tratamento duplex após o ensaio de abrasão.



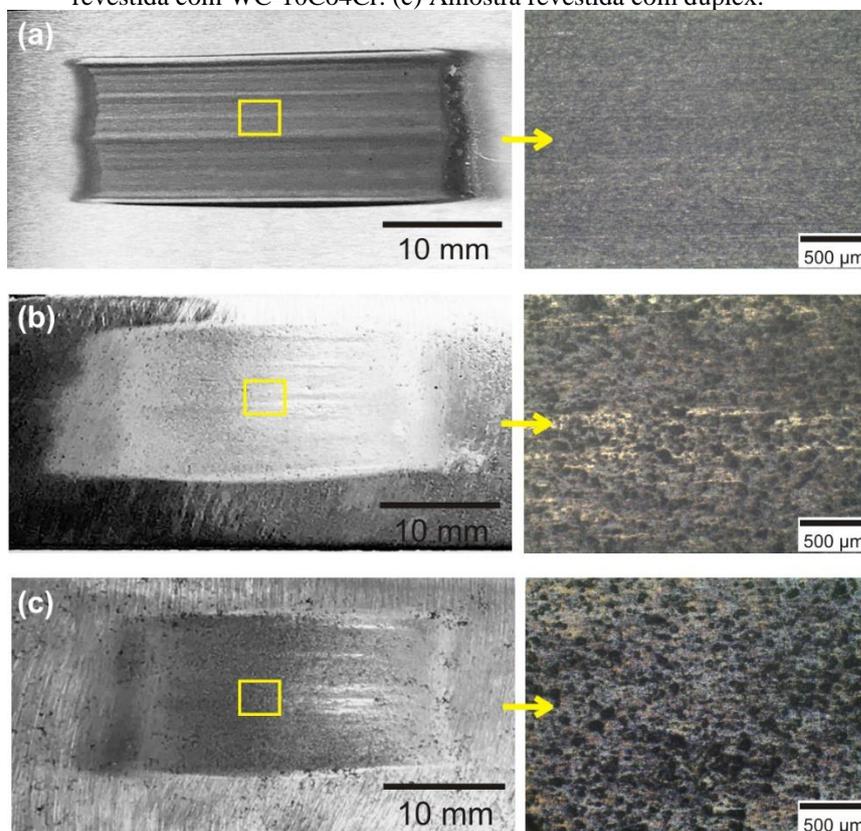
Fonte: Autor

É pertinente ressaltar que o desgaste abrasivo é uma propriedade muito difícil de determinar quantitativamente, por ser influenciado por uma série de propriedades dos materiais e das condições de contorno nas quais a superfície está inserida. Assim, o resultado deste teste possui caráter comparativo, e no caso deste estudo, revela principalmente a resistência que o tratamento superficial fornece ao substrato.

Para melhor caracterização das regiões da trilha de desgaste, foram feitas ampliações microscópicas, mostradas na Figura 90. A imagem ampliada da região central da trilha mostra que as amostras com tratamento superficial, apresentada na Figura 90 (b) e (c), exibem sulcos

e saliências, enquanto que a amostra sem revestimento, Figura 90 (a), apresenta riscos finos no sentido de deslizamento da areia.

Figura 90 – Ampliação da região central da trilha de desgaste. (a) Amostra sem revestimento. (b) Amostra revestida com WC-10Co4Cr. (c) Amostra revestida com duplex.



Fonte: Autor

As Tabelas 13, 14 e 15 apresentam os resultados obtidos com o ensaio de abrasão para cada condição. As massas das amostras antes e após o ensaio foram registradas, pois a diferença entre elas fornece o valor da massa perdida durante o experimento Utilizando a Equação 4, apresentada na seção 5.14, calculou-se a perda de volume.

Tabela 9 – Resultados da perda de massa das amostras sem revestimento.

Identificação	Massa inicial (g)	Massa final (g)	Perda de massa (g)	Densidade (g/cm ³)	Perda de volume (mm ³)
Amostra 1.1	170,99	169,38	1,60	7,60	210,92
Amostra 1.2	170,92	170,92	1,79	7,60	235,76
Amostra 1.3	169,40	167,60	1,79	7,60	236,40
Perda de volume médio:					227,69

Fonte: Autor

Tabela 10 – Resultados da perda de massa das amostras revestidas com HVOF (WC-10Co4Cr).

Identificação	Massa inicial (g)	Massa final (g)	Perda de massa (g)	Densidade (g/cm ³)	Perda de volume (mm ³)
Amostra 2.1	166,73	166,73	0,03	7,67	4,69
Amostra 2.2	168,28	168,23	0,04	7,65	6,49
Amostra 2.3	174,47	174,42	0,04	7,61	6,21
Perda de volume médio:					5,80

Fonte: Autor

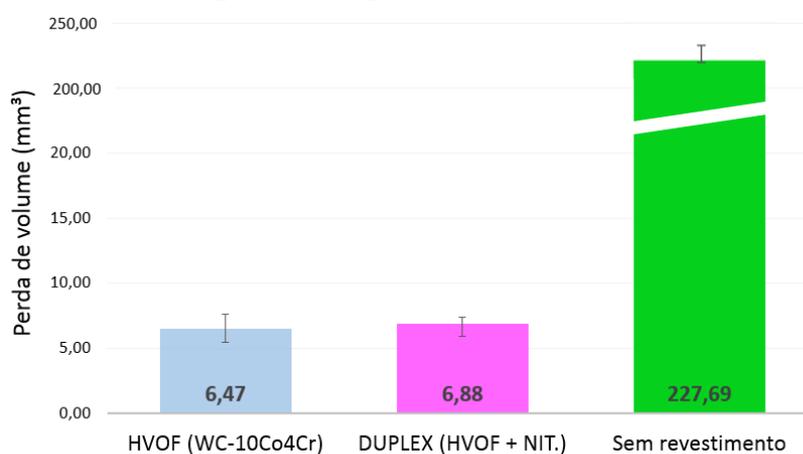
Tabela 11 – Resultados da perda de massa das amostras revestidas com duplex.

Identificação	Massa inicial (g)	Massa final (g)	Perda de massa (g)	Densidade (g/cm ³)	Perda de volume (mm ³)
Amostra 3.1	176,42	176,37	0,05	7,67	7,23
Amostra 3.2	168,24	168,18	0,05	7,61	7,05
Amostra 3.3	173,70	173,65	0,04	7,66	6,36
Perda de volume médio:					6,88

Fonte: Autor

Através da perda de volume obtém-se o desgaste das amostras, que é apresentado no gráfico da Figura 91. Ao comparar os valores, observa-se que a resistência ao desgaste das amostras revestidas com WC-10Co4Cr e com o duplex é muito similar. Porém, as amostras sem revestimento apresentam valores de desgaste elevado. Isso ocorre porque o movimento das partículas abrasivas na superfície das amostras provoca deformações plásticas e fratura do material, e no caso da amostra sem revestimento, após sucessivas repetições, o material não oferece resistência ao desgaste.

Figura 91 – Desgaste médio das amostras.



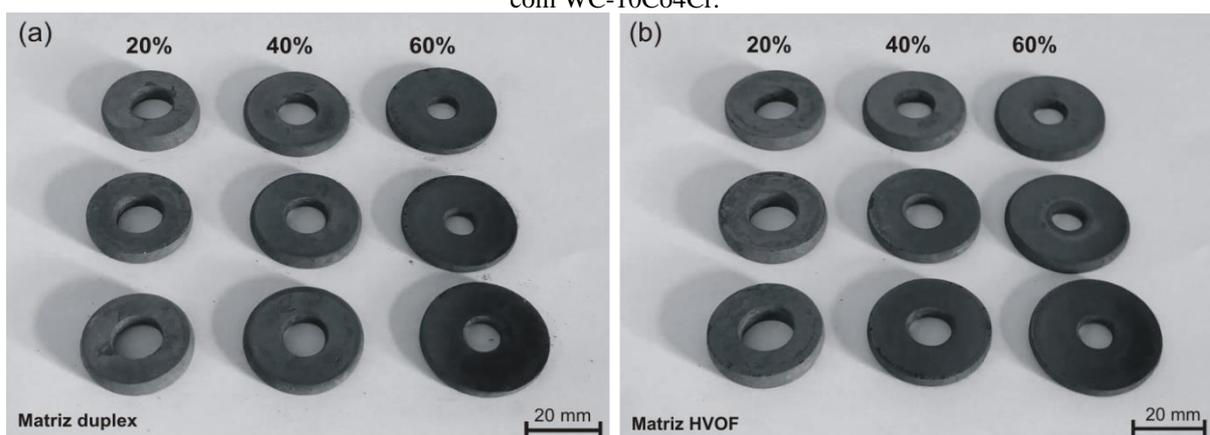
Fonte: Autor

WANG *et al.* (2009) encontraram resultados similares para o desgaste abrasivo de amostras revestidas com materiais à base de carbonetos de tungstênio, aplicados via HVOF. A elevada resistência ao desgaste está associada à estrutura homogênea e à baixa porosidade da camada. As fases duras (WC e W_2C) que se formam são distribuídas na matriz que compõe o material. Se a dureza for excessiva, o material se fragiliza, quebrando com facilidade, e por isso faz-se necessária a adição de materiais como o cobalto, por exemplo. Os autores fazem uma analogia com o concreto, em que se tem a areia grossa (partículas de WC), a areia fina (W_2C) e o cimento, representando os elementos ligantes (Co, Cr, etc.). Enfim, é necessário que haja um equilíbrio entre os elementos e as fases formadas para que o revestimento tenha uma boa resistência ao desgaste.

6.2.3 Ensaio do Anel

O ensaio de compressão do anel foi realizado de acordo com a metodologia descrita na seção 5.15, e tem como objetivo verificar o atrito do aço 1020 durante a conformação a quente com matrizes revestidas com WC-10Co4Cr e com o tratamento duplex. A Figura 92 apresenta a geometria final dos anéis após a conformação. Observa-se que a variação do diâmetro interno das amostras é muito similar para as duas condições superficiais ensaiadas.

Figura 92 – Geometria dos anéis após o ensaio. (a) Matriz revestida com duplex. (b) Matriz revestida apenas com WC-10Co4Cr.



Fonte: Autor

As medições feitas nos corpos de prova antes e depois do experimento são apresentadas nas Tabelas 16 e 17. Através das medições realizadas, obtiveram-se os percentuais de redução da altura e do diâmetro interno do anel.

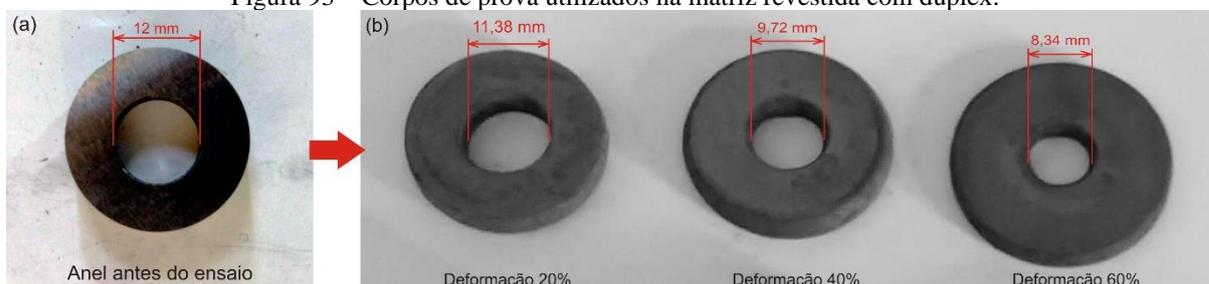
Tabela 12 – Resultados obtidos na matriz revestida com duplex

Redução	Amostra	Altura inicial (mm)	Altura final (mm)	Redução da altura (%)	\varnothing_{int} inicial (mm)	\varnothing_{int} final (mm)	Redução do \varnothing_{int} (%)
20%	CP1	8	6,14	23,25	12	11,38	5,17
	CP2	8	5,9	26,25	12	11,5	4,17
	CP3	8	5,92	26	12	11,42	4,81
	Média final		5,98	25,17		11,43	4,71
	Desvio Padrão		0,13	1,66		0,06	0,50
40%	CP1	8	4,45	44,37	12	9,72	18,97
	CP2	8	4,6	42,5	12	9,74	18,83
	CP3	8	4,45	44,37	12	10,21	14,92
	Média final		4,5	43,75		9,89	17,57
	Desvio Padrão		0,08	1,08		0,27	2,3
60%	CP1	8	3,55	55,62	12	8,34	30,47
	CP2	8	3,62	54,75	12	8,17	31,92
	CP3	8	3,52	56	12	8,57	28,58
	Média final		3,56	55,46		8,36	30,32
	Desvio Padrão		0,05	0,64		0,49	1,67

Fonte: Autor

A Figura 93 (a) mostra o anel antes do ensaio e a Figura 93 (b) mostra os anéis após a conformação com as diferentes reduções de altura, na matriz revestida com duplex. As medições apresentadas referem-se aos corpos de prova denominados de CP1 na Tabela 12.

Figura 93 – Corpos de prova utilizados na matriz revestida com duplex.



Fonte: Autor

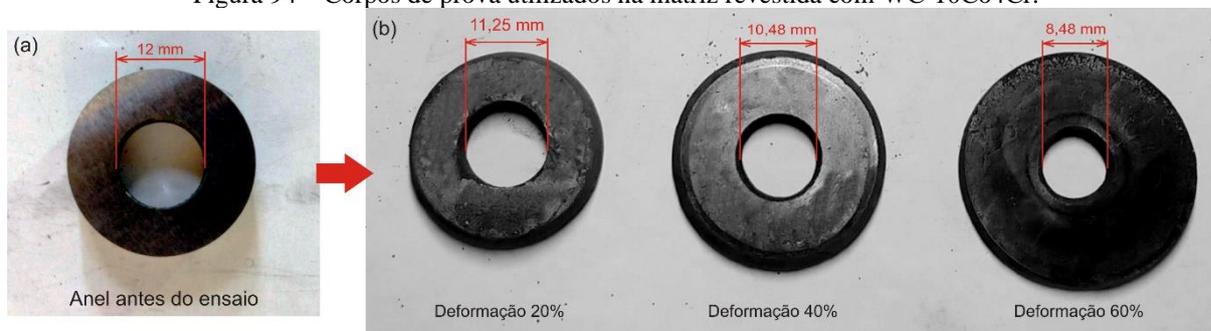
Tabela 13 – Resultados obtidos na matriz revestida com WC-10Co4Cr.

Redução	Amostra	Altura inicial (mm)	Altura final (mm)	Redução da altura (%)	\varnothing_{int} inicial (mm)	\varnothing_{int} final (mm)	Redução do \varnothing_{int} (%)
20%	CP1	8	6,25	21,87	12	11,25	6,28
	CP2	8	6,16	23	12	11,41	4,92
	CP3	8	6,2	22,5	12	11,26	6,17
	Média final		6,20	22,46		11,31	5,79
	Desvio Padrão		0,04	0,56		0,09	0,75
40%	CP1	8	4,47	44,12	12	10,48	12,67
	CP2	8	4,5	43,75	12	10,51	12,36
	CP3	8	4,49	43,87	12	10,71	10,75
	Média final		4,48	43,92		10,57	11,93
	Desvio Padrão		0,01	0,19		0,12	1,02
60%	CP1	8	3,87	51,62	12	8,48	29,31
	CP2	8	3,69	53,87	12	8,10	32,44
	CP3	8	3,71	53,62	12	8,84	26,36
	Média final		3,75	53,04		8,47	29,37
	Desvio Padrão		0,09	1,23		0,36	3,04

Fonte: Autor

A Figura 94 (a) mostra o anel antes do ensaio e a Figura 94 (b) mostra os anéis após a conformação com as diferentes reduções de altura, na matriz revestida apenas com WC-10Co4Cr. As medições apresentadas referem-se aos corpos de prova denominados de CP1 na Tabela 13.

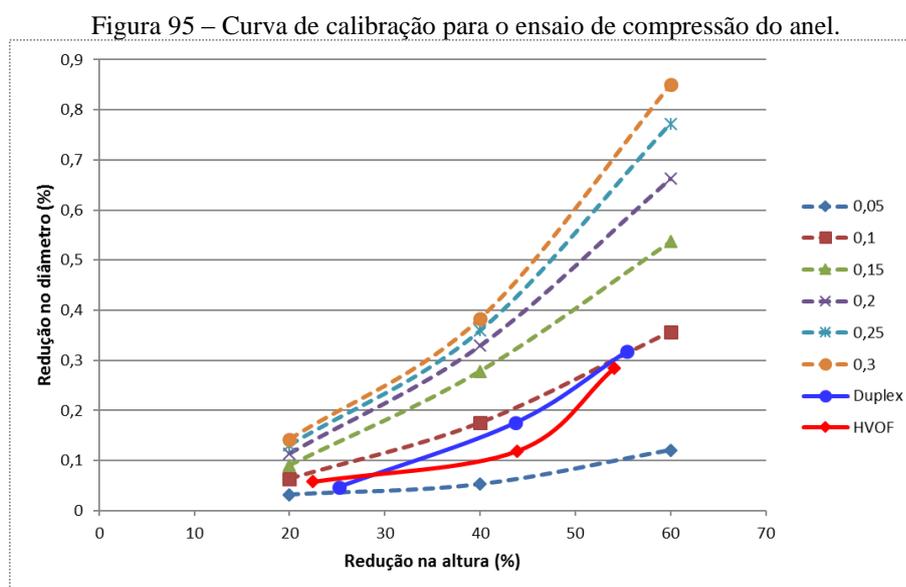
Figura 94 – Corpos de prova utilizados na matriz revestida com WC-10Co4Cr.



Fonte: Autor

Para a elaboração das curvas de calibração, as matrizes e o anel foram desenhados no software *SolidWorks* e posteriormente importados para o *Simufact*. A compressão dos anéis é

simulada para os coeficientes de atrito (μ) de 0,05 até 0,3 gerando as curvas de calibração em função do modelo de atrito de Amonton-Coulomb (μ). As variações percentuais calculadas para o diâmetro interno e para a altura, das Tabelas 12 e 13, foram plotadas na Figura 95 juntamente com as curvas obtidas através da simulação numérica. Observa-se que o atrito nas reduções de 20% permaneceu baixo, próximo de 0,05. Para deformações maiores, 40% e 60%, o coeficiente de atrito aumenta, porém continua sendo menor que 0,1 para as duas condições superficiais estudadas.



O baixo atrito obtido está associado a vários fatores; neste caso, a rugosidade da superfície das matrizes, o lubrificante sintético à base de grafite e a elevada temperatura do anel contribuem para os baixos valores de atrito.

Conforme descrito por Martins *et al.* (2011), os picos presentes na superfície retardam a adesão do material na ferramenta, ocasionando melhor escoamento do material, o que leva a uma menor redução do diâmetro interno, ou seja, menor atrito. Além disso, de acordo com Federici *et al.* (2016), os picos e vales característicos de superfícies revestidas com HVOF também auxiliam na retenção do lubrificante e melhoram sua eficácia. Mesmo quando a superfície é polida, os vales permanecem e auxiliam no processo.

Behrens *et al.* (2018) realizaram o ensaio do anel a quente com amostras de aço 1020. Os autores verificaram que, ao ser aquecido à temperatura de 1000 °C, o material forma uma camada de óxidos na superfície que auxilia na diminuição do atrito, pois facilita o deslizamento do material durante a conformação. Entretanto, este comportamento pode ser diferente em peças

com geometrias maiores, pois os óxidos se rompem em partículas menores, devido à sua fragilidade, e podem apresentar comportamentos distintos.

6.2.4 Resultados dos ensaios industriais (Etapa 2)

Os ensaios industriais da Etapa 2 foram planejados e executados com base nos resultados obtidos com os experimentos anteriores. Foram submetidos a testes industriais dois punções. O primeiro deles foi revestido apenas com WC-10Co4Cr aplicado via HVOF, denominado de 351. O segundo punção recebeu o tratamento superficial denominado de duplex, no qual se faz primeiramente a nitretação e depois a deposição do WC-10Co4Cr. Este punção é chamado de 349. As ferramentas foram fotografadas antes e após o forjamento. Elas foram dispostas lado a lado para serem comparadas entre si e dar início às primeiras análises.

A Figura 96 mostra os dois punções após o forjamento. Observa-se que a ponta do punção é a região com maior desgaste. Isso ocorre pois é a região que tem o primeiro contato com o material a ser conformado; sendo assim, sofre as maiores tensões e trocas bruscas de temperatura. A repetição deste ciclo leva aos desgastes adesivo, abrasivo, à deformação plástica e fadiga térmica, os quais serão detalhados a seguir para cada punção.

Figura 96 – Punções 351 e 349 após o forjamento.



Fonte: Autor

6.2.5 Punção 351 revestido com WC-10Co4Cr

O punção 351, revestido apenas com WC-10Co4Cr, forjou 770 peças. A Figura 97 mostra os punções antes do forjamento e após o forjamento. Na Figura 97 (a) verifica-se a aparência do punção após receber a deposição do WC-10Co4Cr. O punção sem acabamento possui uma rugosidade em torno de $3\ \mu\text{m}$ e uma tonalidade escura. Na imagem seguinte, Figura 97 (b), tem-se a superfície após o processo de acabamento, o qual lhe traz uma aparência brilhosa, com R_a é em torno de $0,5\ \mu\text{m}$. A Figura 97 (c) mostra o punção após o forjamento com as marcas de desgaste.

Figura 97 – Punção 351. (a) Punção após receber o revestimento de WC-10Co4Cr. (b) Punção após o acabamento. (c) Punção após o forjamento de 770 peças.

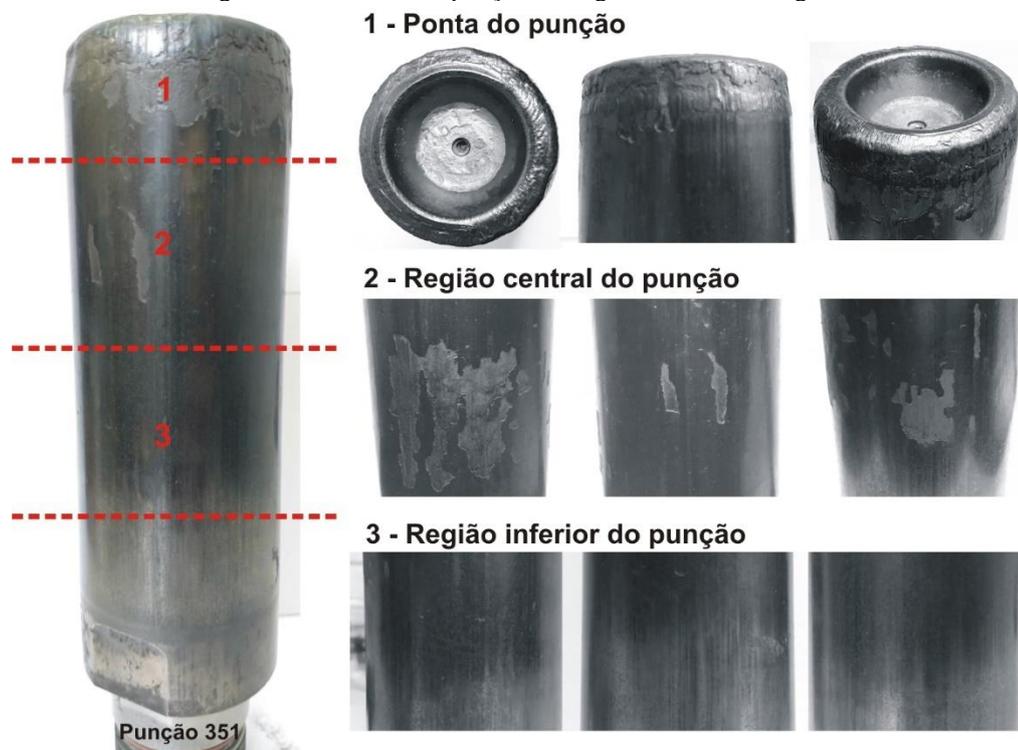


Fonte: Autor

A Figura 98 traz o punção 351 após o forjamento e apresenta a forma como o punção foi dividido para a realização das análises. A primeira região é a ponta do punção, onde se tem os maiores danos (fadiga térmica, deformação plástica, desgaste adesivo e abrasivo). A parte do meio do punção é chamada de região central, e nela o deslocamento do revestimento apresenta-se de forma predominante. Na terceira região analisada, tem-se apenas algumas marcas de

desgaste abrasivo e pequenas regiões com deslocamento do revestimento. Esta é a região com menor desgaste.

Figura 98 – Divisão do punção em regiões de maior desgaste.



Fonte: Autor

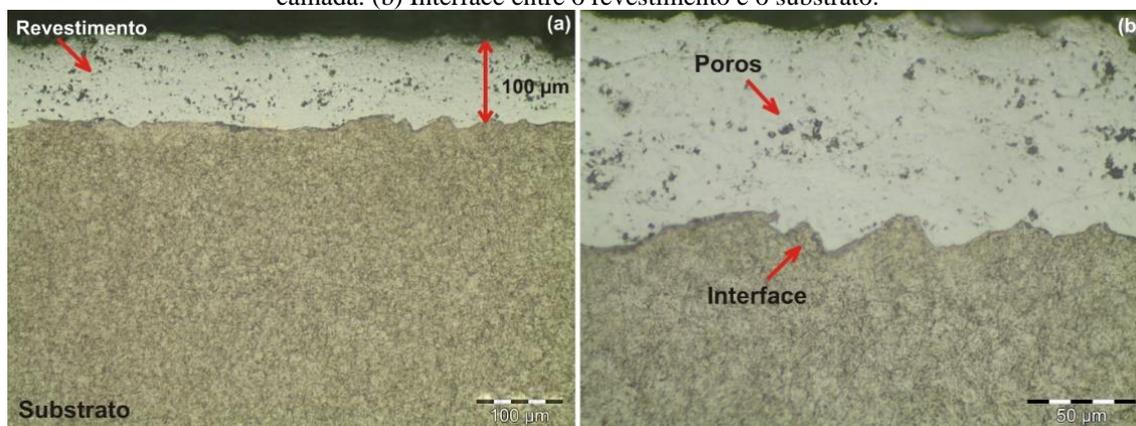
Após a identificação das regiões de maior e menor desgaste, fez-se o corte do punção e a preparação das amostras para as análises.

Com o intuito de verificar a morfologia e a composição química da camada depositada no punção 351, a seção transversal da região inferior do punção foi analisada por metalografia e por espectroscopia de energia dispersiva (EDS). Algumas partes da região inferior do punção encontram-se livres de danos, com características similares àquelas que o punção tinha antes do forjamento.

Os resultados referentes à análise metalográfica são apresentados na Figura 99. A metalografia revela a microestrutura da camada depositada via HVOF. Observa-se, na Figura 99 (a), que a espessura da camada é em torno de 100 μm e que o revestimento está de acordo com as especificações planejadas. Na Figura 99 (b) tem-se uma imagem ampliada do revestimento, através da qual nota-se a presença de poros, em torno de 1,6 %, estando assim dentro do valor indicado pela literatura (FAUCHAIS; HEBERLEIN; BOULOS, 2014) e de acordo com o especificado pelo fabricante Oerlikon Metco. Na interface entre o revestimento e o substrato observa-se elevada rugosidade, necessária para o ancoramento mecânico do

revestimento no substrato. Não há alteração microestrutural, trincas ou danos que comprometem a integridade da camada e do substrato nesta região.

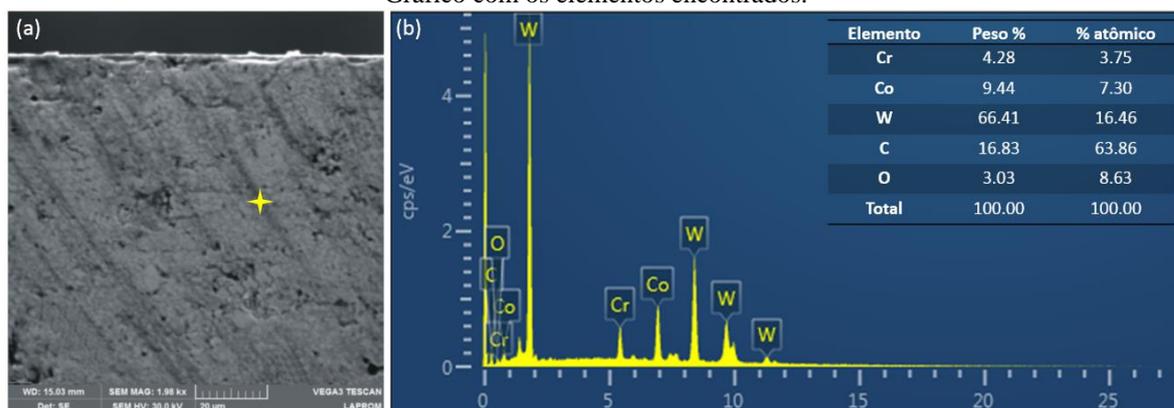
Figura 99 – Metalografia da seção transversal do revestimento do punção após o forjamento. (a) Medição da camada. (b) Interface entre o revestimento e o substrato.



Fonte: Autor

A técnica de EDS foi usada para identificar a presença dos materiais da liga WC-10Co4Cr na camada depositada no punção 351. A Figura 100 (a) mostra a imagem da seção transversal onde foi realizada a análise. Na Figura 100 (b) foram expostos os resultados das composições químicas encontradas no ponto escolhido. De acordo com os resultados obtidos, é possível observar que a composição e a porcentagem química do revestimento estão coerentes com a especificação do fabricante.

Figura 100 – Espectro dos elementos presentes na camada do punção 351. (a) Região analisada na camada. (b) Gráfico com os elementos encontrados.

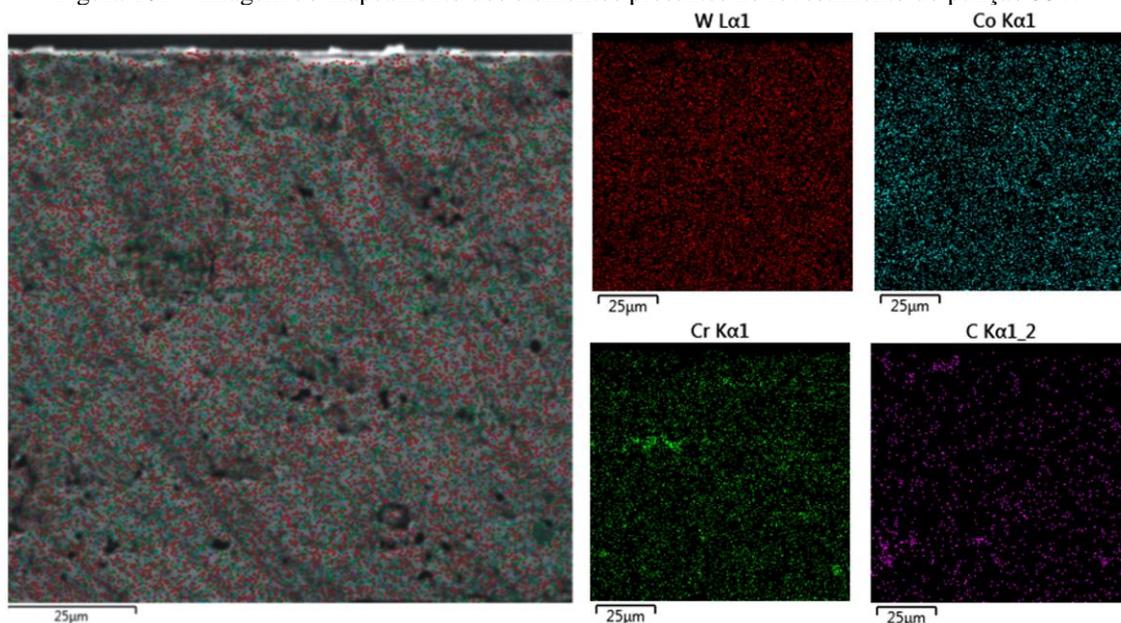


Fonte: Autor

Além do espectro, também foi realizado um mapeamento para determinar a distribuição dos elementos químicos na seção transversal da amostra do punção 351. Através dos resultados apresentados na Figura 101, pode-se verificar que os elementos estão distribuídos de forma homogênea e proporcional à composição química. Os elementos cromo e cobalto estão em menor proporção, porém uniformemente distribuídos. O elemento oxigênio, presente no

espectro da Figura 100 (a), não aparece no mapeamento, indicando que não possui uma concentração preferencial e/ou possível de ser identificada por esta técnica. Nenhuma segregação foi observada e não há presença de outros elementos.

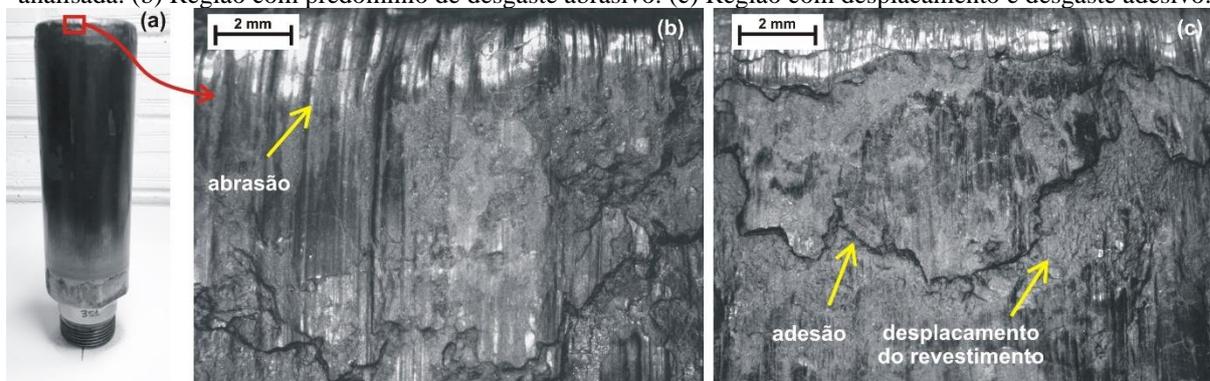
Figura 101 – Imagem do mapeamento dos elementos presentes no revestimento do punção 351.



Fonte: Autor

A Figura 102 mostra regiões do topo do punção obtidas com microscópio ótico. O desgaste abrasivo é observado na Figura 102 (b). Ele ocorre devido ao arraste das partículas, que se desprendem do revestimento e provocam o surgimento de ranhuras no sentido de deslocamento do material durante a conformação. Na Figura 102 (c), observa-se que há deslocamento de parte do revestimento em algumas regiões e em outras há material aderido.

Figura 102 – Imagens obtidas via microscópio ótico da ponta do punção 351. (a) Identificação da região analisada. (b) Região com predomínio de desgaste abrasivo. (c) Região com deslocamento e desgaste adesivo.

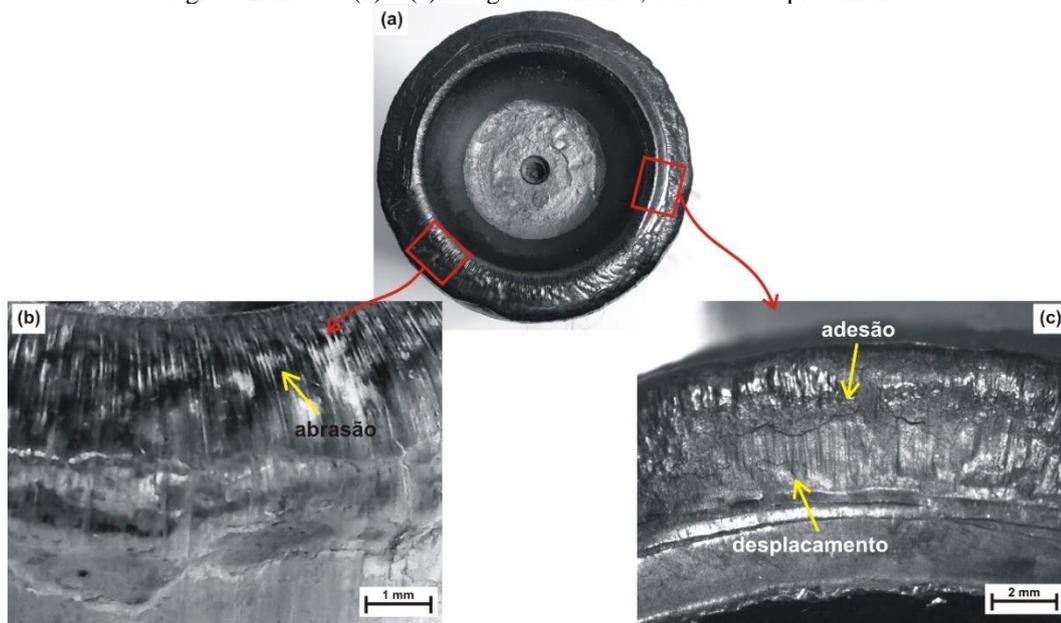


Fonte: Autor

A Figura 103 (a) mostra a vista superior da ponta do punção. Através de uma análise macroscópica, apresentada na Figura 103 (b) e (c), observa-se que há diferenças entre uma

região e outra. Na Figura 103 (b), o desgaste abrasivo, caracterizado pelos sulcos e reentrâncias, apresenta-se distribuído radialmente na superfície e na mesma direção do fluxo do material. Na Figura 103 (c), o deslocamento e a adesão aparecem de forma predominante.

Figura 103 – Imagem de desgaste obtida via microscópio óptico no topo do punção 351. (a) Identificação da região analisada. (b) e (c) Desgaste abrasivo, adesão e deslocamento.

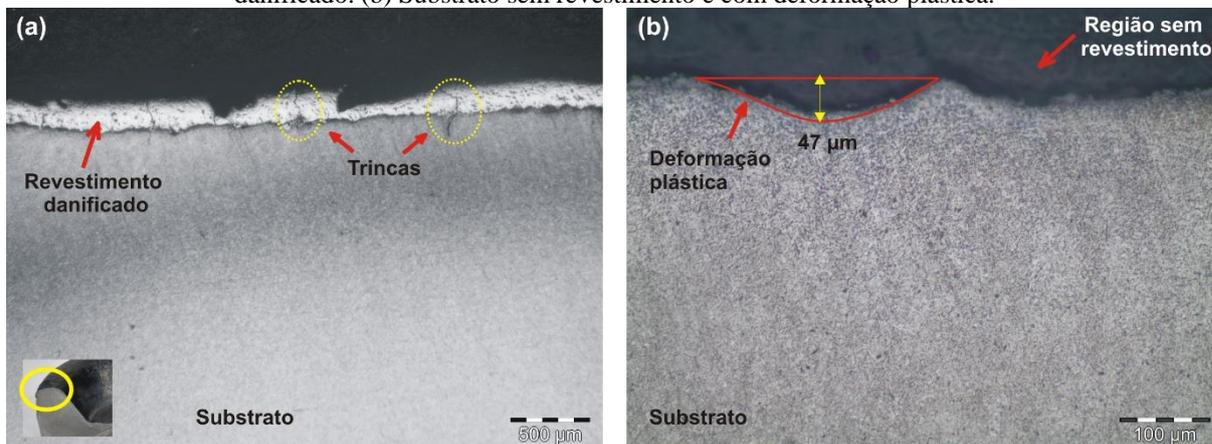


Fonte: Autor

Em função da quantidade e dos diferentes tipos de desgastes sofridos no topo do punção, foram realizadas análises nas duas regiões destacadas na Figura 103.

A análise metalográfica apresentada na Figura 104 mostra os mecanismos de desgastes ocorridos na região da Figura 103 (b). Na Figura 104 (a) verifica-se que parte do revestimento foi removido e que a presença de trincas. A Figura 104 (b) mostra que o revestimento foi totalmente removido e que há deformação no substrato.

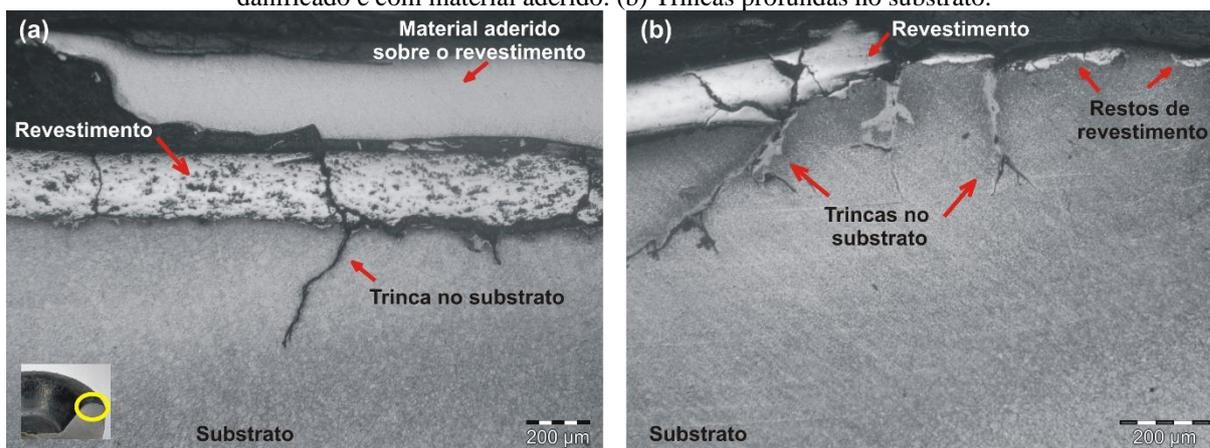
Figura 104 – Metalografia da seção transversal da ponta do punção 351 após o forjamento. (a) Revestimento danificado. (b) Substrato sem revestimento e com deformação plástica.



Fonte: Autor

A análise metalográfica apresentada na Figura 105 (a) mostra desgastes ocorridos na região da Figura 103 (c). Na Figura 105 (a) verifica-se que há parte do material aderido sobre o revestimento, há também uma trinca no revestimento e outra que penetra no substrato. A Figura 105 (b) mostra uma região em que o revestimento está muito danificado e com várias trincas no substrato.

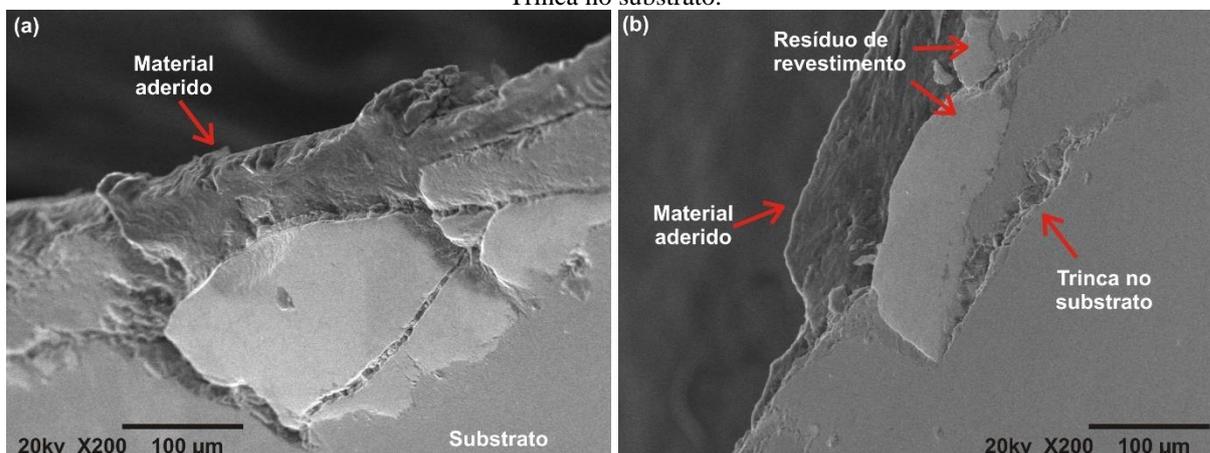
Figura 105 – Metalografia da seção transversal da ponta do punção 351 após o forjamento. (a) Revestimento danificado e com material aderido. (b) Trincas profundas no substrato.



Fonte: Autor

A Figura 106 mostra os resultados obtidos através de uma análise via MEV da seção transversal do topo do punção. A partir da imagem apresentada na Figura 106 (a) é possível observar que partes do revestimento desprenderam-se do punção, pois existem algumas regiões com apenas alguns resíduos de camada. Na Figura 106 (b) observa-se que, além de material aderido na superfície do revestimento, há uma trinca no substrato, que ocorre em função dos carregamentos trativos e ciclos térmicos. A geometria e o formato delgado da ponta do punção também contribuem para estes resultados.

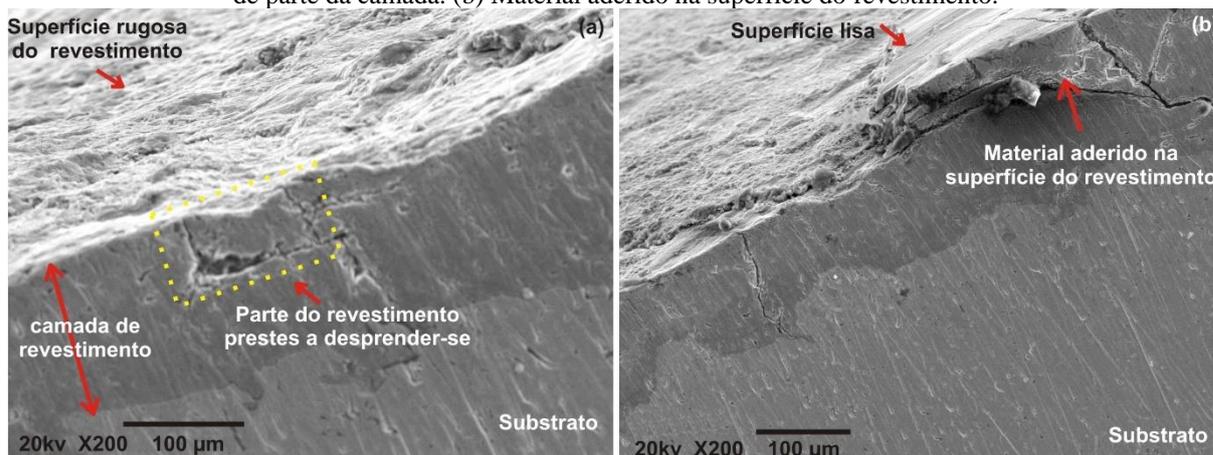
Figura 106 – Imagem obtida via MEV da seção transversal da ponta do punção 351. (a) Adesão de material. (b) Trinca no substrato.



Fonte: Autor

Ainda no topo do punção, a Figura 107 (a) mostra uma região do revestimento prestes a desprender-se devido às trincas que se formaram. A Figura 107 (b) exhibe a superfície do revestimento, com parte da camada removida, a qual apresenta irregularidades que facilitam e promovem a adesão do material (*billet*) durante a conformação. Simultaneamente, outras partes possuem um aspecto polido com riscos característicos de desgaste abrasivo.

Figura 107 – Imagem obtida via MEV da seção transversal da ponta do punção 351. (a) Trincas e deslocamento de parte da camada. (b) Material aderido na superfície do revestimento.

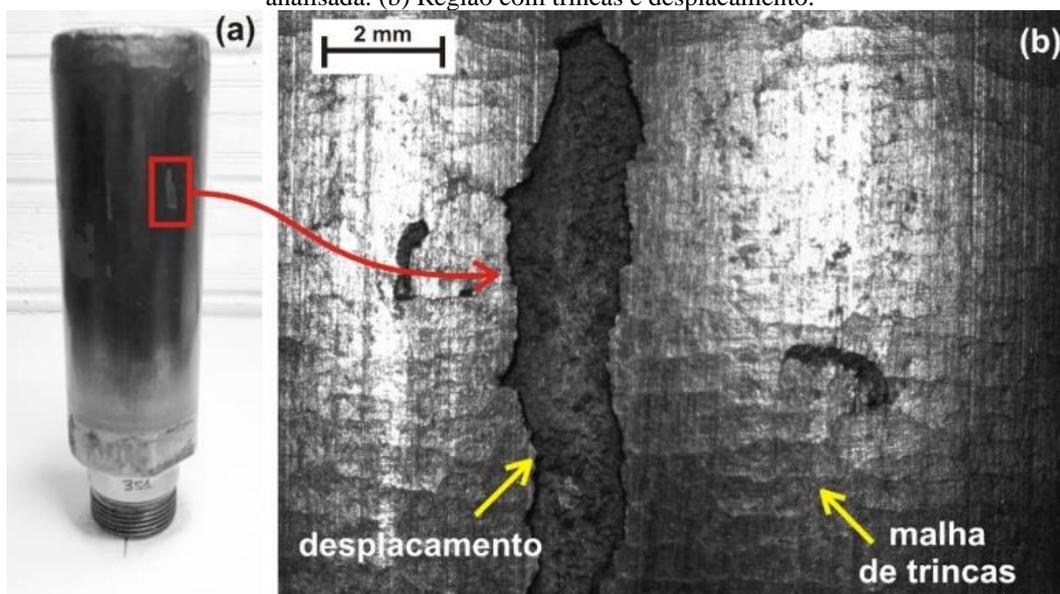


Fonte: Autor

Na região central do punção existem partes danificadas pelo desgaste e outras em que o revestimento não apresenta danos severos, pois não há trincas ou deslocamento evidente na superfície. Em função disso, foram realizadas análises em regiões com e sem desgaste.

A Figura 108 (a) identifica a região do punção analisada via microscópio óptico e na Figura 108 (b) verifica-se que, nas regiões onde o revestimento desprende-se do substrato, a rugosidade é elevada, tornando a superfície propícia à adesão do material forjado durante a conformação. Em áreas próximas verifica-se uma malha de trincas na superfície do revestimento, que ocorrem devido às solicitações cíclicas de tensão mecânica e temperatura, as quais promovem a quebra e o desprendimento do revestimento no substrato.

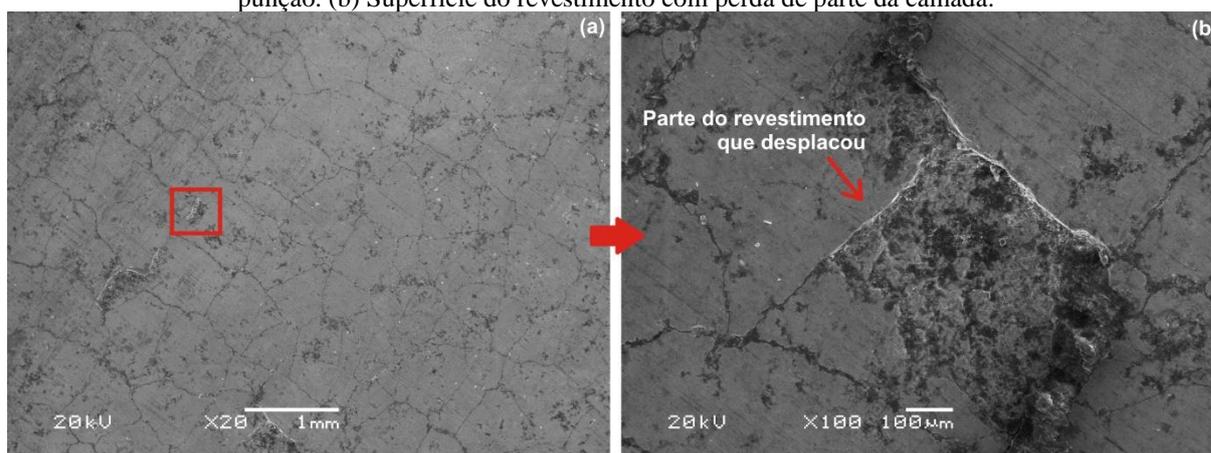
Figura 108 – Imagem da região central do punção obtida via microscópio ótico. (a) Identificação da região analisada. (b) Região com trincas e deslocamento.



Fonte: Autor

A Figura 109 mostra os resultados obtidos através de uma análise via MEV da superfície na região central do punção. Na Figura 109 (a) verifica-se uma rede de trincas formadas pela fadiga térmica e mecânica. Observa-se que a malha de trinca possui um formato regular, o qual se repete ao longo da superfície do punção. A Figura 109 (b) apresenta uma região onde se inicia o deslocamento do revestimento.

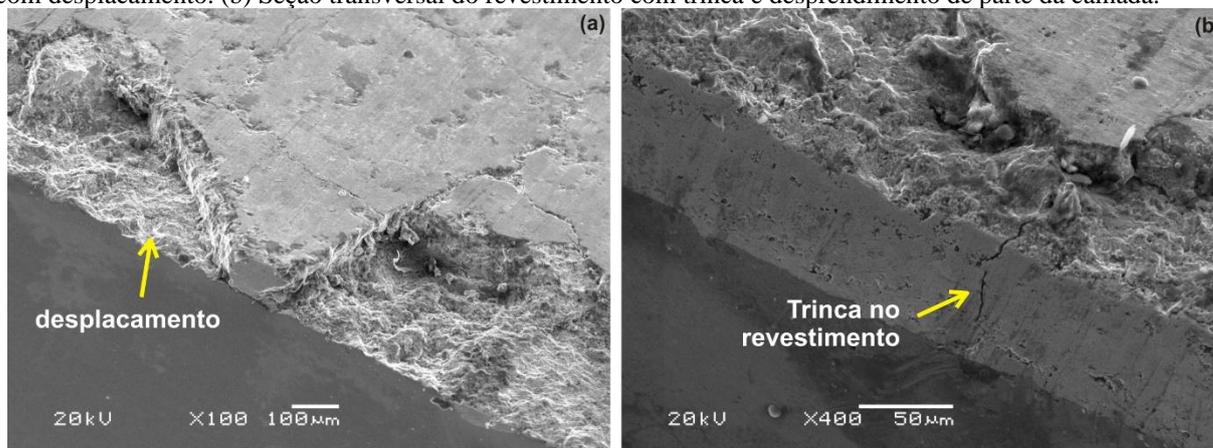
Figura 109 – Imagem obtida via MEV da região central do punção 351. (a) Rede de trincas na superfície do punção. (b) Superfície do revestimento com perda de parte da camada.



Fonte: Autor

Nas mesmas amostras em que foi realizado o MEV da superfície do revestimento, também foram realizadas análises da seção transversal do revestimento. A Figura 110 (a) mostra que parte do revestimento desprende-se do substrato. Na Figura 110 (b) observa-se uma trinca no revestimento.

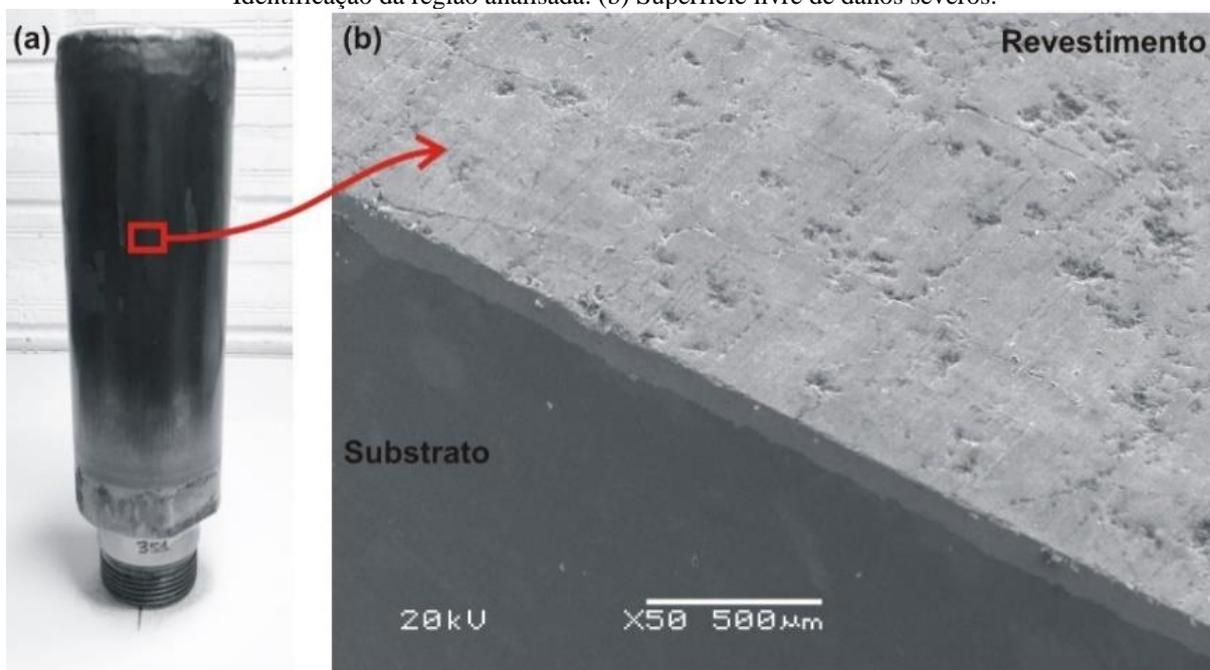
Figura 110 – Imagem obtida via MEV da região central do punção 351. (a) Seção transversal do revestimento com deslocamento. (b) Seção transversal do revestimento com trinca e desprendimento de parte da camada.



Fonte: Autor

A imagem apresentada pela Figura 111 (a) traz a região analisada no centro do punção, onde o revestimento encontra-se aderido e sem falhas que comprometam a eficiência do processo ou a qualidade do produto forjado. A Figura 111 (b) mostra a imagem obtida via MEV da seção transversal desta região. Observa-se que não há trincas profundas no substrato e, na superfície, observa-se o início das trincas.

Figura 111 – Imagem obtida via MEV da seção transversal do revestimento e do substrato do punção 351. (a) Identificação da região analisada. (b) Superfície livre de danos severos.

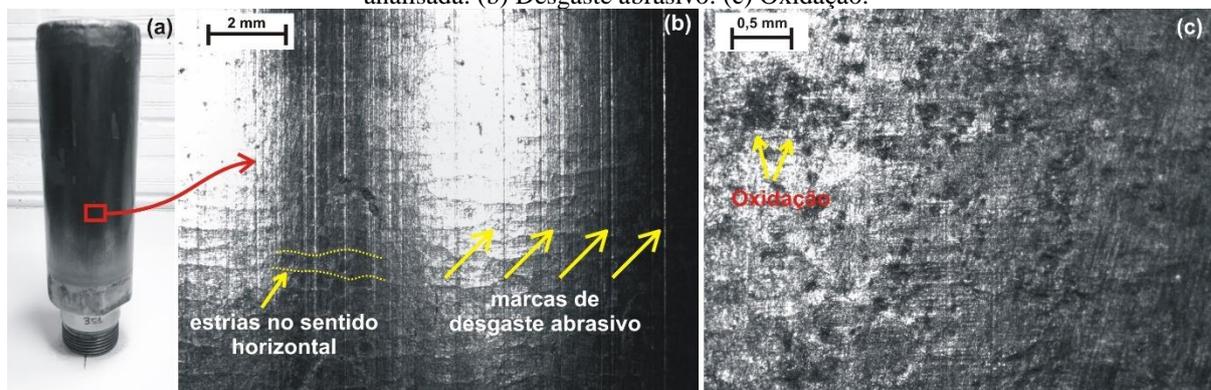


Fonte: Autor

Na região inferior do punção, apresentada na Figura 112 (a), verifica-se que há desgaste, porém menos acentuado que nas regiões do topo e do centro. Na Figura 112 (b) observam-se marcas de riscos no sentido de escoamento do material forjado, caracterizando o desgaste

abrasivo. Além disso, é possível verificar algumas estrias no sentido horizontal, que indicam o início da malha de trincas oriundas de fadiga térmica. Na Figura 112 (c) observam-se alguns pontos escuros, característica de desgaste oxidativo.

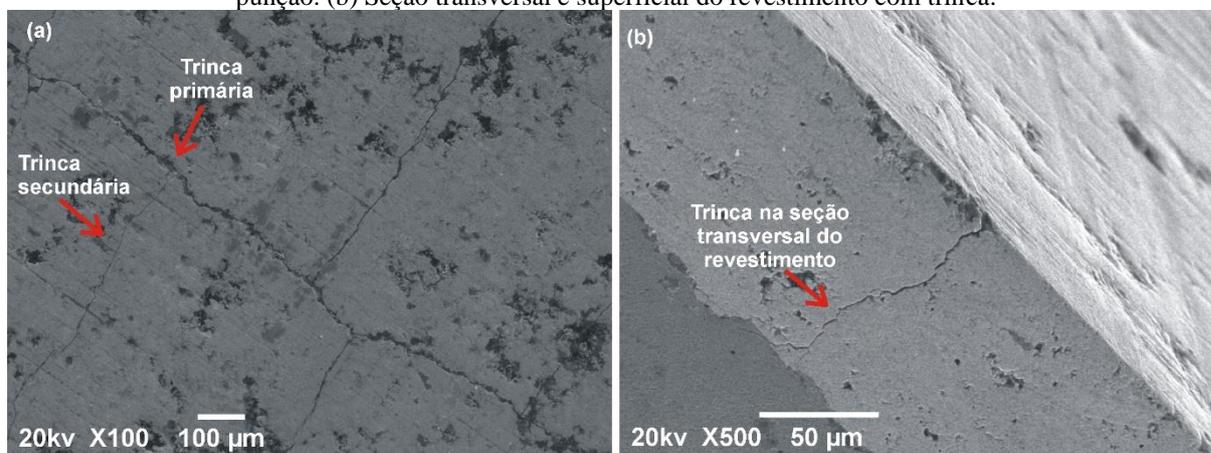
Figura 112 – Imagem da região inferior obtida via microscópio ótico do punção 351. (a) Identificação da região analisada. (b) Desgaste abrasivo. (c) Oxidação.



Fonte: Autor

O formato circular do punção dificulta a identificação das estrias nas imagens produzidas com o microscópio ótico, citadas na Figura 112 (b). Porém, nas imagens obtidas via MEV, é possível identificar com clareza a rede de trincas que se formaram na superfície do revestimento, conforme mostra a Figura 113 (a). Também é possível observar que há diferença na abertura das trincas da superfície e algumas são mais espessas que as outras. Isso ocorre porque algumas trincas se formam antes que as demais. A literatura costuma chamá-las de trincas primárias e secundárias (HAWRYLUK; ZWIERZCHOWSKI; MARCINIAK, 2017). A seção transversal da camada é exibida na Figura 113 (b), onde é possível identificar uma trinca na parte interna da camada.

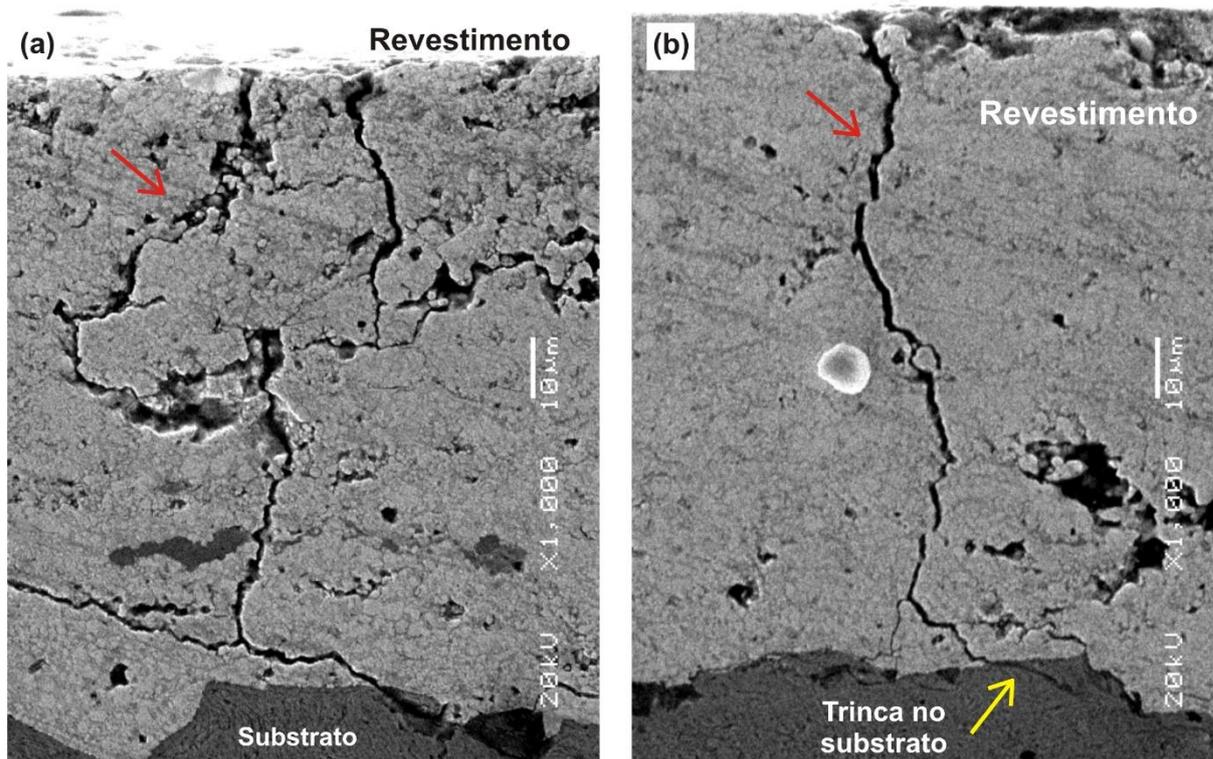
Figura 113 – Imagem obtida via MEV da região inferior do punção 351. (a) Rede de trincas na superfície do punção. (b) Seção transversal e superficial do revestimento com trinca.



Fonte: Autor

A Figura 114 traz mais algumas imagens da seção transversal da camada, onde as trincas aparecem em maior quantidade e de forma profunda. A Figura 114 (a) mostra um conjunto de trincas que provocam a fragmentação do revestimento. Na Figura 114 (b) aparece uma trinca que ultrapassa o revestimento e penetra o substrato.

Figura 114 – Imagem obtida via MEV da seção transversal da região inferior do punção 351. (a) Seção transversal da camada com muitas trincas. (b) Seção transversal da camada com trinca no revestimento e no substrato.



Fonte: Autor

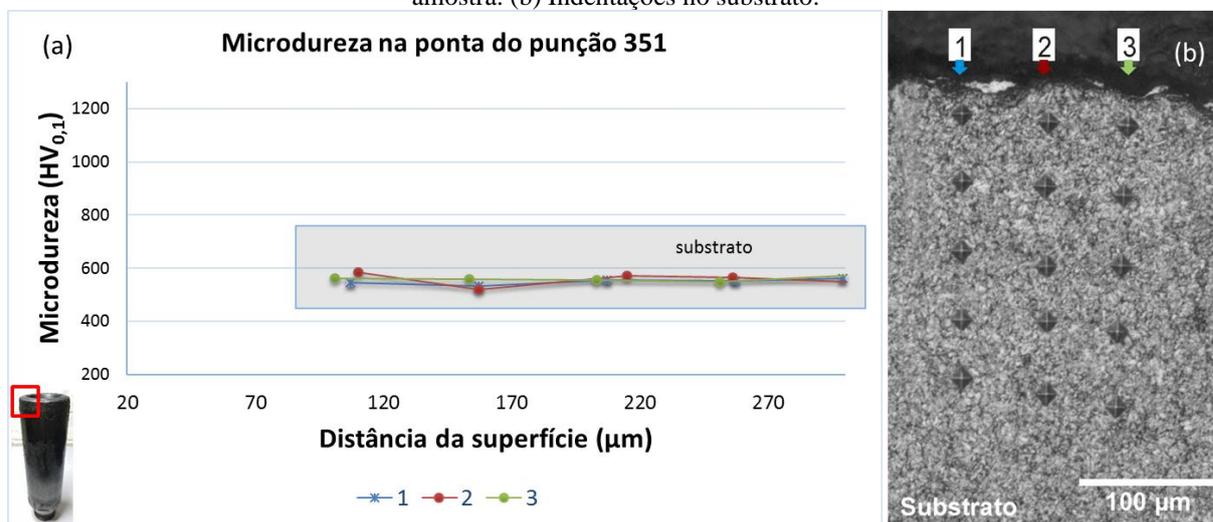
O perfil de microdureza foi medido na seção transversal das duas amostras analisadas na ponta do punção 351, pois conforme apresentado na Figura 103, o comportamento do desgaste é diferente entre um lado e outro. Os resultados obtidos com as medições nestas regiões são apresentados na Figura 115 e Figura 116.

Na primeira amostra analisada, o valor médio da microdureza é de 550 HV com desvio padrão de 16,49 HV, conforme mostra o gráfico da Figura 115 (a). Na Figura 115 (b) observa-se que praticamente não há mais camada, apenas alguns resquícios de revestimento aderidos ao substrato.

Na segunda amostra, uma das medições foi realizada no revestimento de WC-10Co4Cr e as demais no substrato. A Figura 116 (a) mostra o gráfico com os resultados obtidos. O valor obtido no revestimento é elevado, 1253 HV, e o valor médio encontrado no substrato é de 537 HV com desvio padrão de 26,32 HV. A Figura 116 (b) exhibe as indentações realizadas na

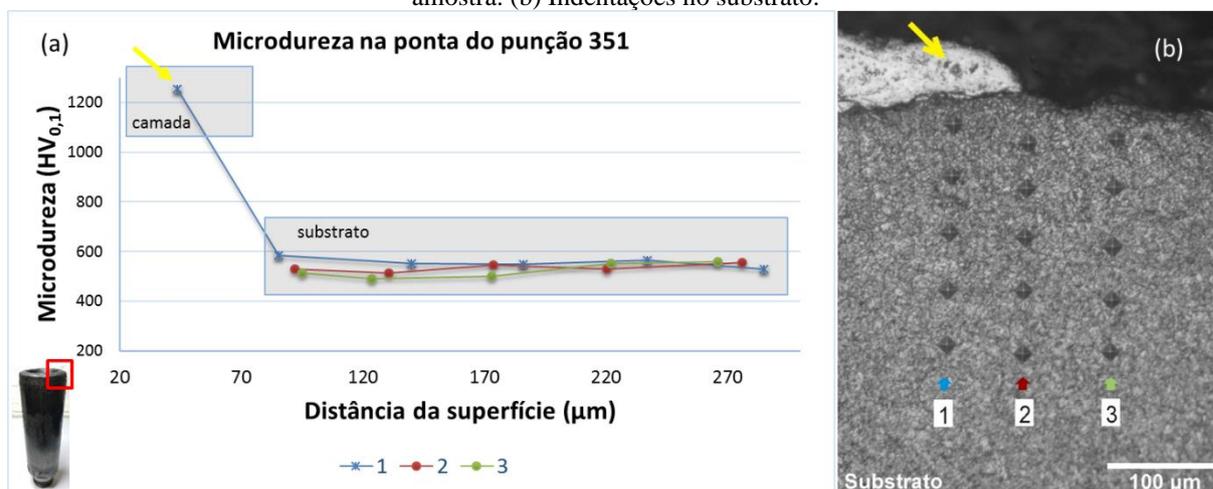
amostra. A partir dos resultados obtidos, verifica-se que, a pesar dos diferentes desgastes sofridos na ponta do punção, o substrato permaneceu sem alterações significativas.

Figura 115 – Microdureza da ponta do punção 351 após o forjamento. (a) Perfil de microdureza da primeira amostra. (b) Indentações no substrato.



Fonte: Autor

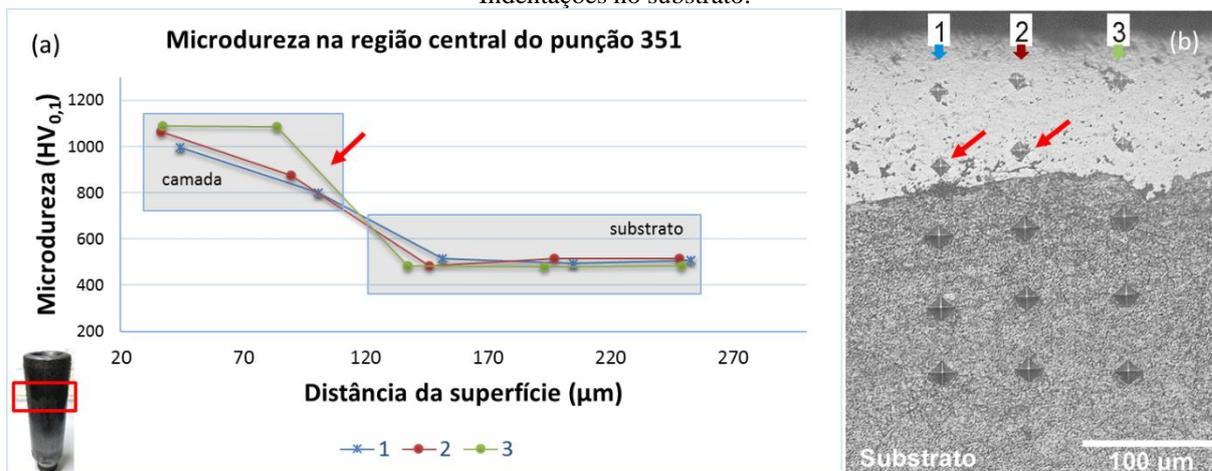
Figura 116 – Microdureza da ponta do punção 351 após o forjamento. (a) Perfil de microdureza da segunda amostra. (b) Indentações no substrato.



Fonte: Autor

Na Figura 117, tem-se os resultados referentes à região central do punção. Neste caso, o revestimento apresenta-se com danos leves e os valores de microdureza são elevados, em torno de 985 HV, com desvio padrão de 121 HV para o revestimento, enquanto que para o substrato o valor médio é de 496 HV, com desvio padrão de 16 HV, conforme mostra o gráfico da Figura 117 (a). Percebe-se que algumas indentações foram próximas de regiões onde o revestimento tem uma trinca, e por isso apresentou valores menores, conforme indica a seta da Figura 117 (b).

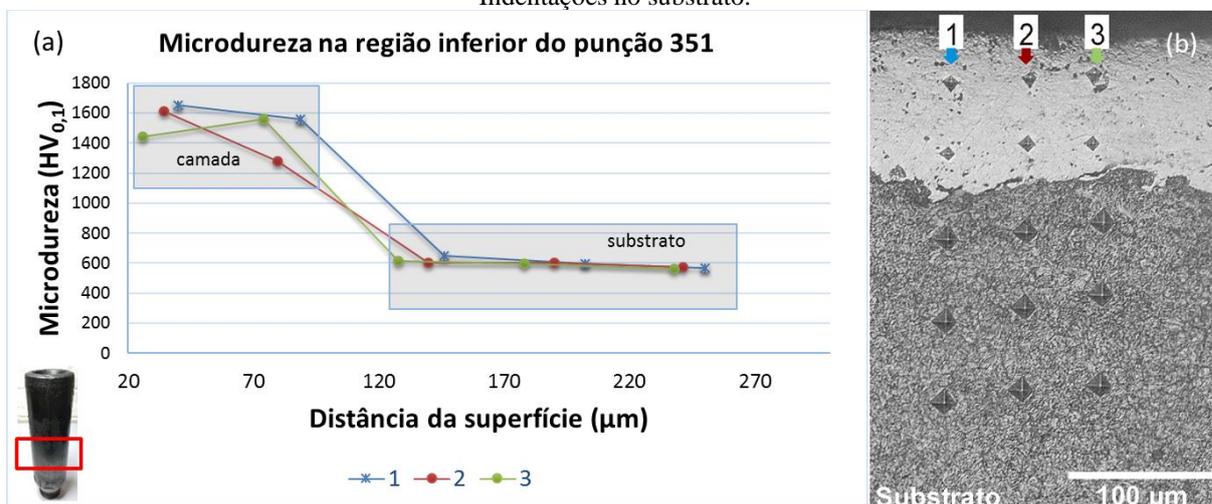
Figura 117 – Microdureza da região central do punção 351 após o forjamento. (a) Perfil de microdureza. (b) Indentações no substrato.



Fonte: Autor

A Figura 118 (a) apresenta o perfil de microdureza da região inferior do punção, na qual o punção sofreu os menores danos. Observa-se através dos resultados que o revestimento apresenta valores médios de 1518 HV, com desvio padrão de 137 HV. O substrato apresenta valores médios de 595 HV, com desvio padrão de 27 HV. Na Figura 118 (b) observa-se as marcas das indentações na camada e no substrato.

Figura 118 – Microdureza da região inferior do punção 351 após o forjamento. (a) Perfil de microdureza. (b) Indentações no substrato.



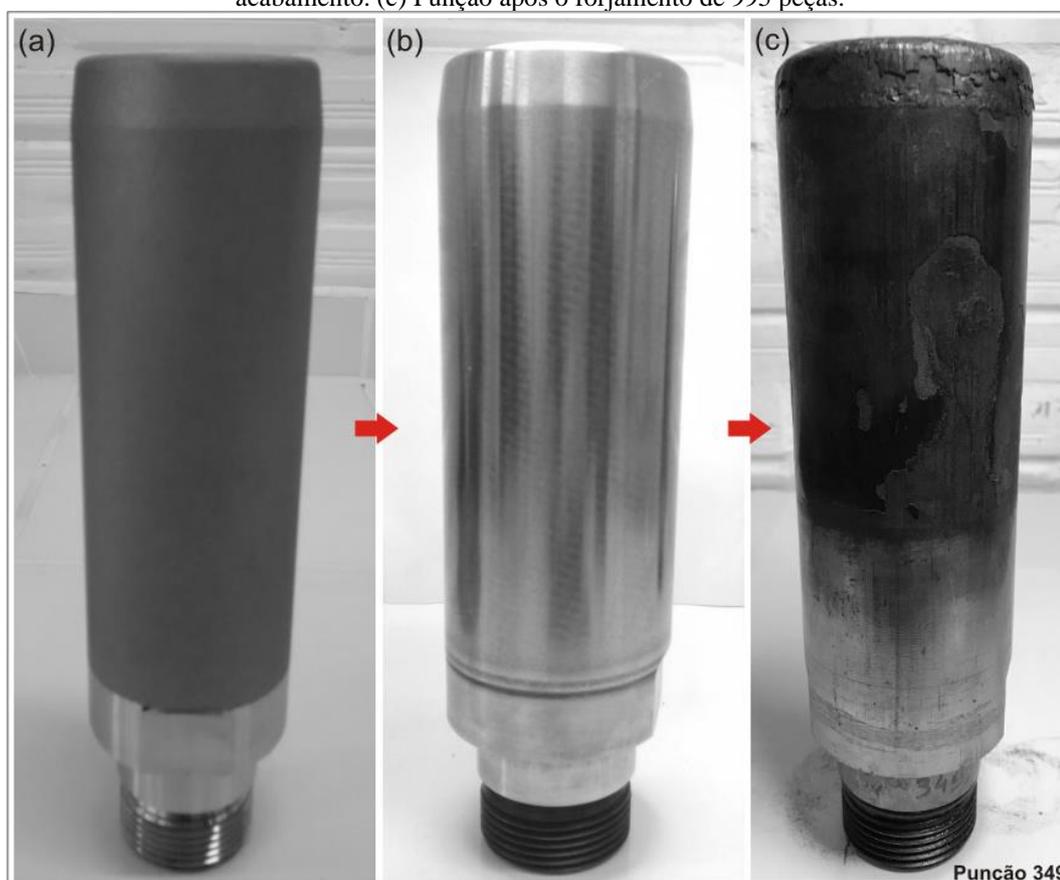
Fonte: Autor

As medições no substrato, de todas as amostras analisadas, apresentam valores dentro do esperado para o aço H13 após o tratamento térmico, ou seja, em torno de 550 HV. Verifica-se ainda que a dureza do substrato permaneceu constante, evidenciando que o tratamento foi uniforme e eficiente.

6.2.6 Punção 349 com tratamento superficial duplex

O punção 349, que recebeu o tratamento superficial duplex, forjou 995 peças. A Figura 119 mostra os punções antes do forjamento e após o forjamento. Na Figura 119 (a) verifica-se a aparência do punção após a nitretação e a deposição do WC-10Co4Cr via HVOF. O punção sem acabamento possui uma rugosidade em torno $3\ \mu\text{m}$ e uma tonalidade escura. Na Figura 119 (b) tem-se a superfície após o processo de acabamento, o qual lhe traz uma aparência brilhosa e a rugosidade de $0,5\ \mu\text{m Ra}$. A Figura 119 (c) mostra o punção após o forjamento com as marcas de desgaste.

Figura 119 – Punção 349. (a) Punção após receber o tratamento superficial duplex. (b) Punção após o acabamento. (c) Punção após o forjamento de 995 peças.



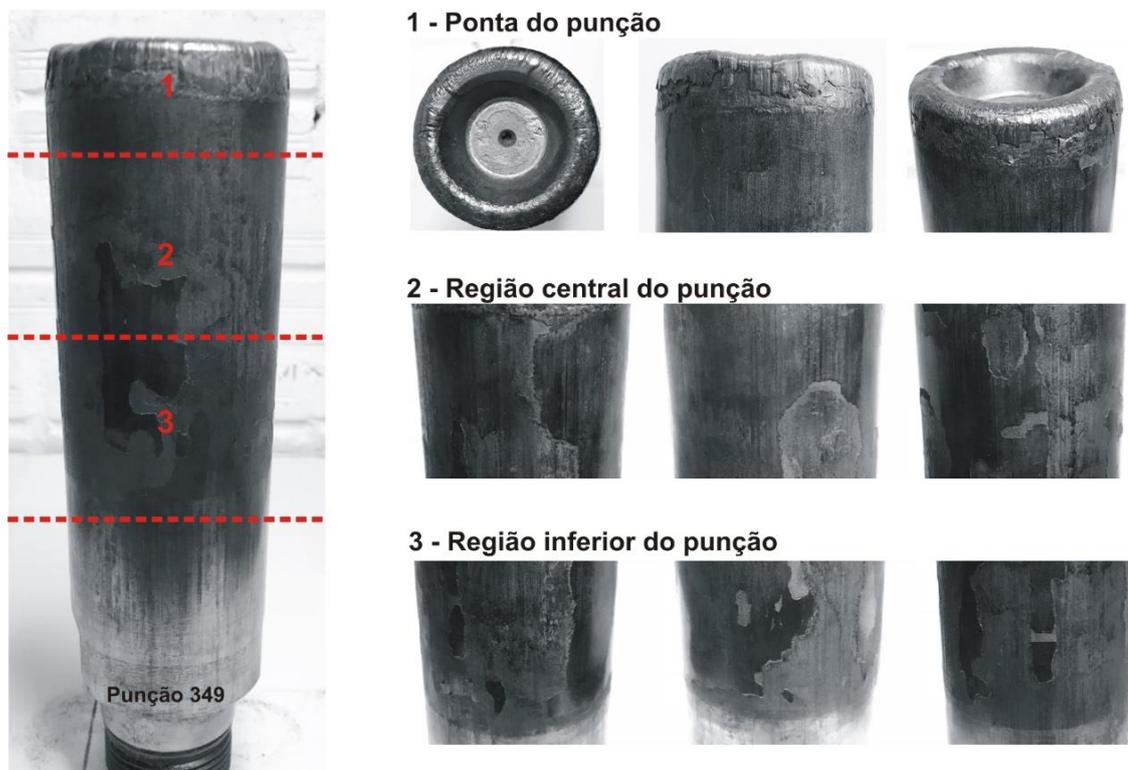
Fonte: Autor

As análises realizadas neste punção seguiram a mesma ordem utilizada no punção 351.

A Figura 120 traz imagens do punção 349 após o forjamento e apresenta a divisão e identificação das regiões que serão analisadas. A primeira delas é denominada de ponta do punção, onde se tem os maiores danos (fadiga térmica, deformação plástica, desgaste adesivo e abrasivo). Na região central, identificada pelo número 2, o deslocamento do revestimento

apresenta-se de forma acentuada. Na região inferior, identificada pelo número 3, tem-se apenas algumas marcas de desgaste abrasivo e regiões com deslocamento do revestimento. Esta é a região com menor desgaste.

Figura 120 – Divisão do punção 349 em regiões de maior desgaste.

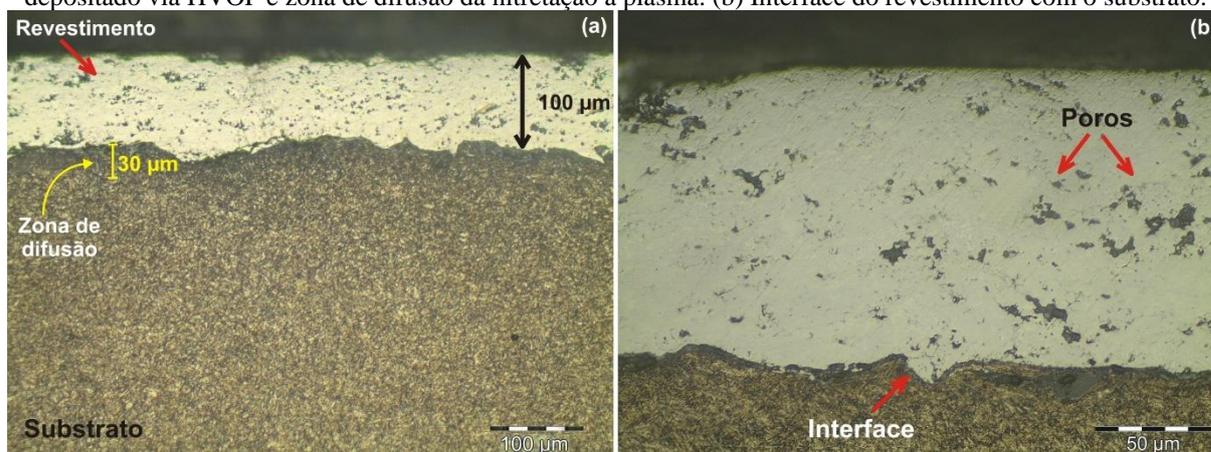


Fonte: Autor

Com o objetivo de identificar características da camada depositada via HVOF e também da camada nitretada realizada no punção, foram feitas análises na região inferior, em locais onde a camada depositada ainda se encontrava sem defeitos aparentes.

A Figura 121 apresenta a metalografia que revela a microestrutura da camada depositada via HVOF e da zona de difusão produzida no punção 349 com tratamento duplex (HVOF + Nitretação). A zona de difusão é identificada pela região mais escurecida. Na Figura 121 (a), observa-se que ela é pequena (aproximadamente $30\ \mu\text{m}$) e pouco visível. Na Figura 121 (b) tem-se uma imagem ampliada do revestimento, através da qual nota-se a presença de poros, em torno de 1,9%, estando assim dentro do valor indicado pela literatura (FAUCHAIS; HEBERLEIN; BOULOS, 2014) e de acordo com o especificado pelo fabricante Oerlikon Metco. Na interface entre o revestimento e o substrato observa-se que o revestimento está aderido no substrato. Não há alteração microestrutural, trincas ou danos que comprometem a integridade da camada de HVOF e da região nitretada, bem como do substrato que se encontra logo abaixo.

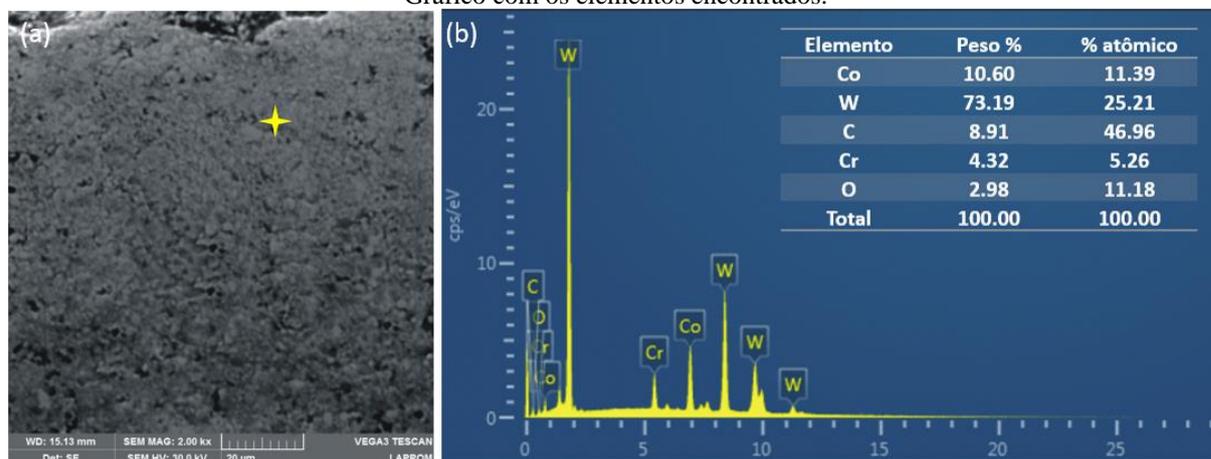
Figura 121 – Metalografia do punção 349 com tratamento superficial duplex. (a) Camada do revestimento depositado via HVOF e zona de difusão da nitretação a plasma. (b) Interface do revestimento com o substrato.



Fonte: Autor

A técnica de EDS foi usada para identificar a presença dos materiais da liga WC-10Co4Cr na camada depositada no punção 349. A Figura 122 (a) mostra a imagem da seção transversal onde foi realizada a análise. Na Figura 122 (b) foram expostos os resultados das composições químicas encontradas no ponto escolhido. De acordo com os resultados obtidos, é possível observar que a composição e a porcentagem química do revestimento estão coerentes com a especificação do fabricante.

Figura 122 – Espectro dos elementos presentes na camada do punção 349. (a) Região analisada na camada. (b) Gráfico com os elementos encontrados.

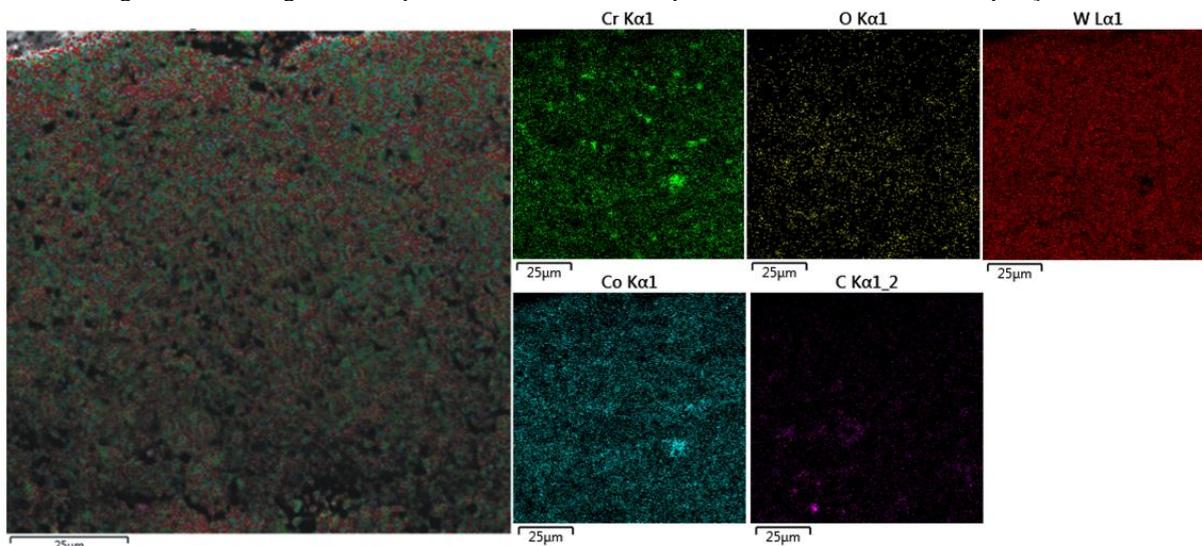


Fonte: Autor

Da mesma forma que no punção anterior, foi realizado um mapeamento para determinar a distribuição dos elementos químicos na seção transversal da amostra do punção 349. Através dos resultados apresentados na Figura 123, pode-se verificar que os elementos estão distribuídos de forma homogênea e proporcional à composição química do pó, sendo que o carbono e o tungstênio aparecem de forma predominante. O elemento oxigênio aparece no

mapeamento, indicando que possui uma concentração significativa e possível de ser identificada.

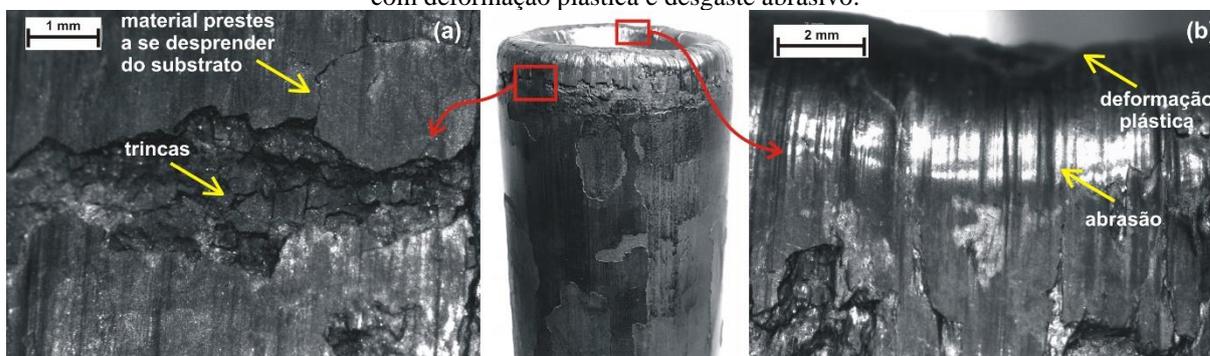
Figura 123 – Imagem do mapeamento dos elementos presentes no revestimento do punção 349.



Fonte: Autor

A Figura 124 mostra imagens do topo do punção obtidas via microscópio óptico. A fadiga térmica, o desgaste abrasivo, a deformação plástica e o deslocamento do revestimento são os principais danos observados. Na Figura 124 (a) verifica-se que há trincas, deslocamento de parte do revestimento e material aderido. A Figura 124 (b) mostra a deformação plástica, pois na região indicada observa-se um rebaixo na superfície do punção. O desgaste abrasivo é identificado pelas regiões brilhosas e pelos riscos gerados pelas partículas que se desprenderam do revestimento.

Figura 124 – Imagem de desgaste no topo do punção 349. (a) Região com trincas e deslocamento. (b) Região com deformação plástica e desgaste abrasivo.

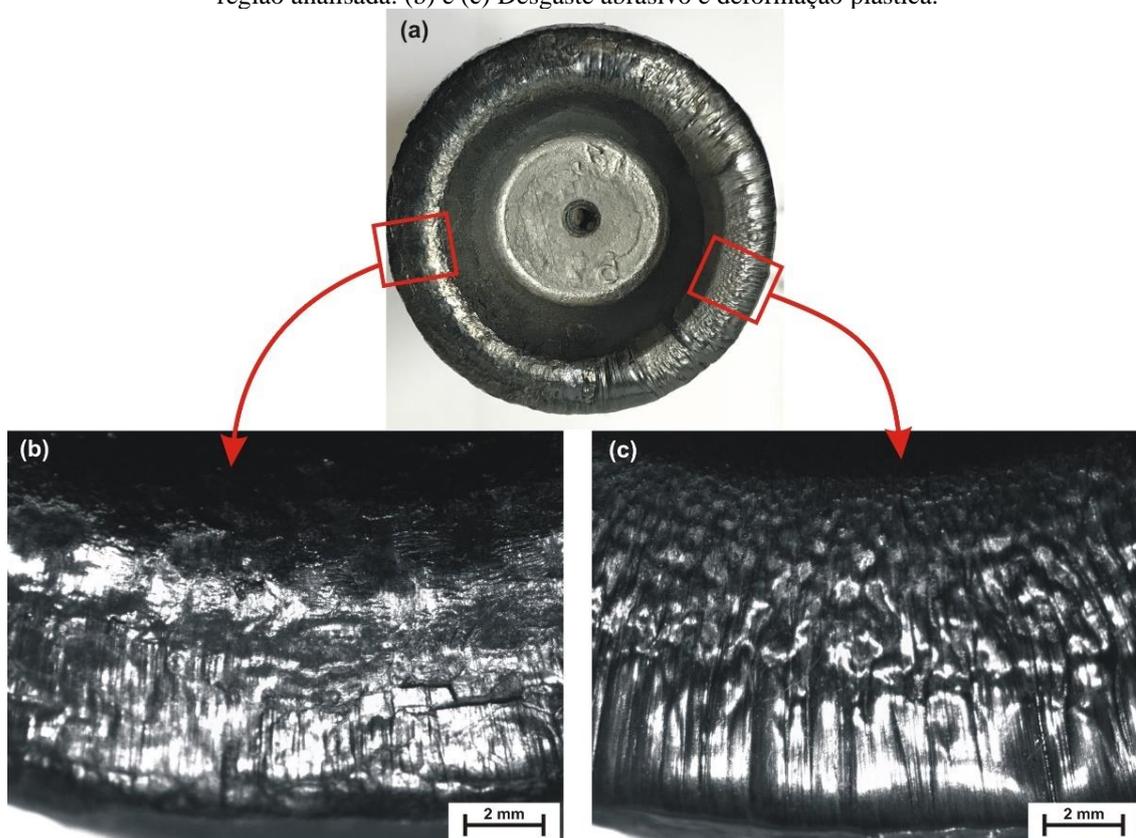


Fonte: Autor

A Figura 125 (a) mostra a vista superior da ponta do punção. Através de uma análise macroscópica, apresentada na Figura 125 (b) e (c), observa-se que há algumas diferenças entre um lado e outro. Na Figura 125 (b) a deformação plástica não foi tão acentuada como na Figura

125 (c), onde os sulcos e as reentrâncias apresentam-se distribuídos radialmente na superfície e na mesma direção do fluxo do material. Além disso, há uma grande deformação identificada pela seta. O deslocamento e a adesão aparecem em toda parte.

Figura 125 – Imagem de desgaste obtida via microscópio óptico no topo do punção 349. (a) Identificação da região analisada. (b) e (c) Desgaste abrasivo e deformação plástica.

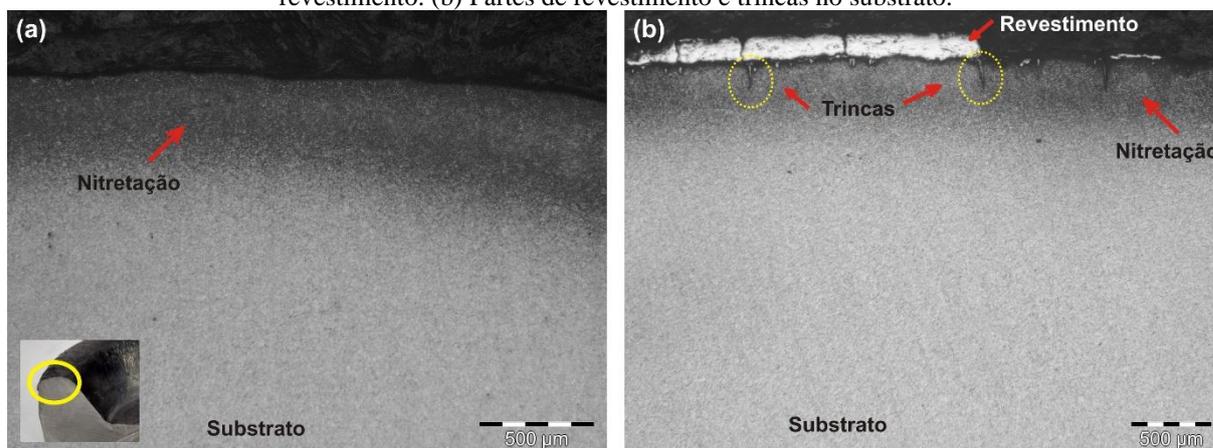


Fonte: Autor

Da mesma forma que no punção anterior, os resultados obtidos com as análises macroscópicas serviram de base para a escolha das regiões a serem analisadas via metalografia e MEV. As análises realizadas mostram, através da seção transversal da amostra, que há regiões em que o revestimento de WC-10Co4Cr foi completamente removido durante o forjamento.

A análise metalográfica, apresentada na Figura 126, mostra desgastes ocorridos na região da Figura 125 (b). Na Figura 126 (a) verifica-se que todo o revestimento foi removido. A zona de difusão da nitretação é a região escura, identificada pela seta na imagem. Não há trincas no substrato. Na Figura 126 (b), partes do revestimento ainda permanecem aderidas, porém com trincas que penetram no substrato. Novamente identifica-se a região de difusão da nitretação pela região mais escurecida no substrato.

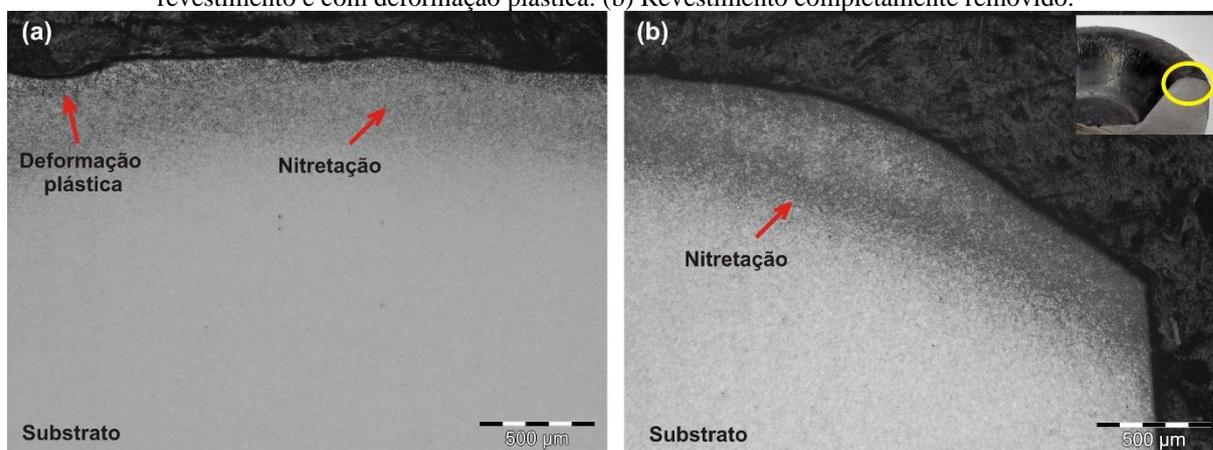
Figura 126 – Metalografia da seção transversal da ponta do punção 349 após o forjamento. (a) Amostra sem revestimento. (b) Partes de revestimento e trincas no substrato.



Fonte: Autor

A análise metalográfica, apresentada na Figura 127, mostra desgastes ocorridos na região da Figura 125 (c). Na Figura 127 (a) verifica-se que, além do revestimento ter sido completamente removido, há regiões com deformação plástica. Na Figura 127 (b), todo o revestimento também foi removido. Novamente identifica-se a região de difusão da nitretação pela região mais escurecida da imagem e não há trincas no substrato em nenhuma das regiões analisadas.

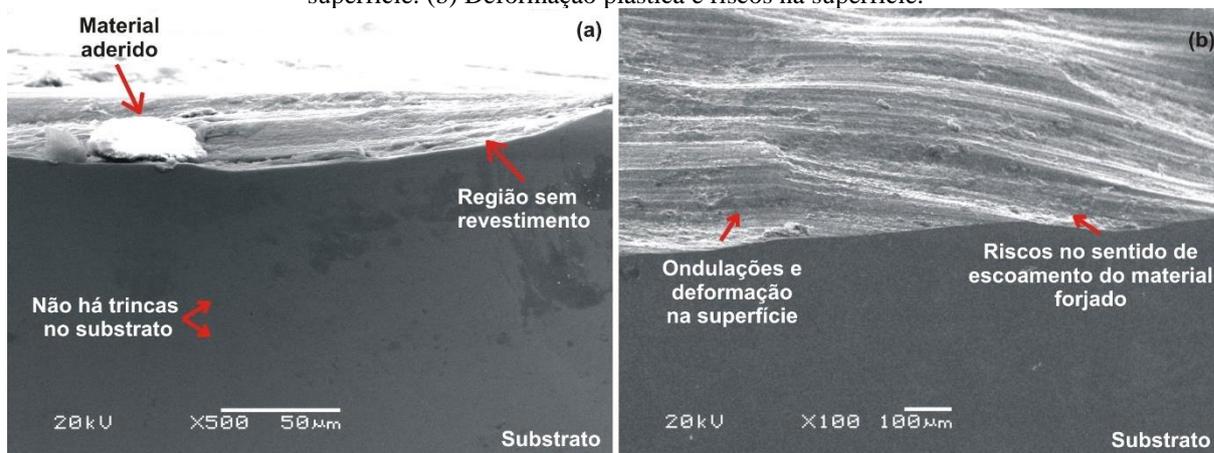
Figura 127 – Metalografia da seção transversal da ponta do punção 349 após o forjamento. (a) Amostra sem revestimento e com deformação plástica. (b) Revestimento completamente removido.



Fonte: Autor

As imagens obtidas via MEV mostram, em maior ampliação e com mais detalhes, as regiões analisadas via metalografia. Na Figura 128 (a) encontram-se alguns resíduos de material aderido na superfície, que podem ser oriundos do revestimento ou do material forjado. Além disso, observa-se que não há trincas no substrato. Na imagem da Figura 128 (b) é possível verificar os riscos característicos do desgaste abrasivo e a deformação da superfície através das ondulações presentes na imagem.

Figura 128 – Imagem obtida via MEV da seção transversal do topo do punção 349. (a) Resíduos de material na superfície. (b) Deformação plástica e riscos na superfície.



Fonte: Autor

As regiões central e inferior do punção 349 estão muito danificadas pelo desgaste. Existem algumas regiões em que o revestimento ainda permanece aderido ao punção, porém há uma grande área onde ele desprende-se por completo.

A Figura 129 traz o desgaste presente numa região próxima da ponta do punção, identificada na Figura 129 (a). Neste local ainda existem algumas partes com revestimento, todavia, conforme pode ser observado na Figura 129 (b), há uma trinca maior no revestimento e ao redor dela existem trincas menores e desgaste abrasivo. Provavelmente, se o punção continuasse em operação, logo o revestimento desta região também se desprenderia do substrato.

Figura 129 – Imagem do desgaste no punção 349, obtida via microscópio ótico. (a) Identificação da região analisada. (b) Início do deslocamento..

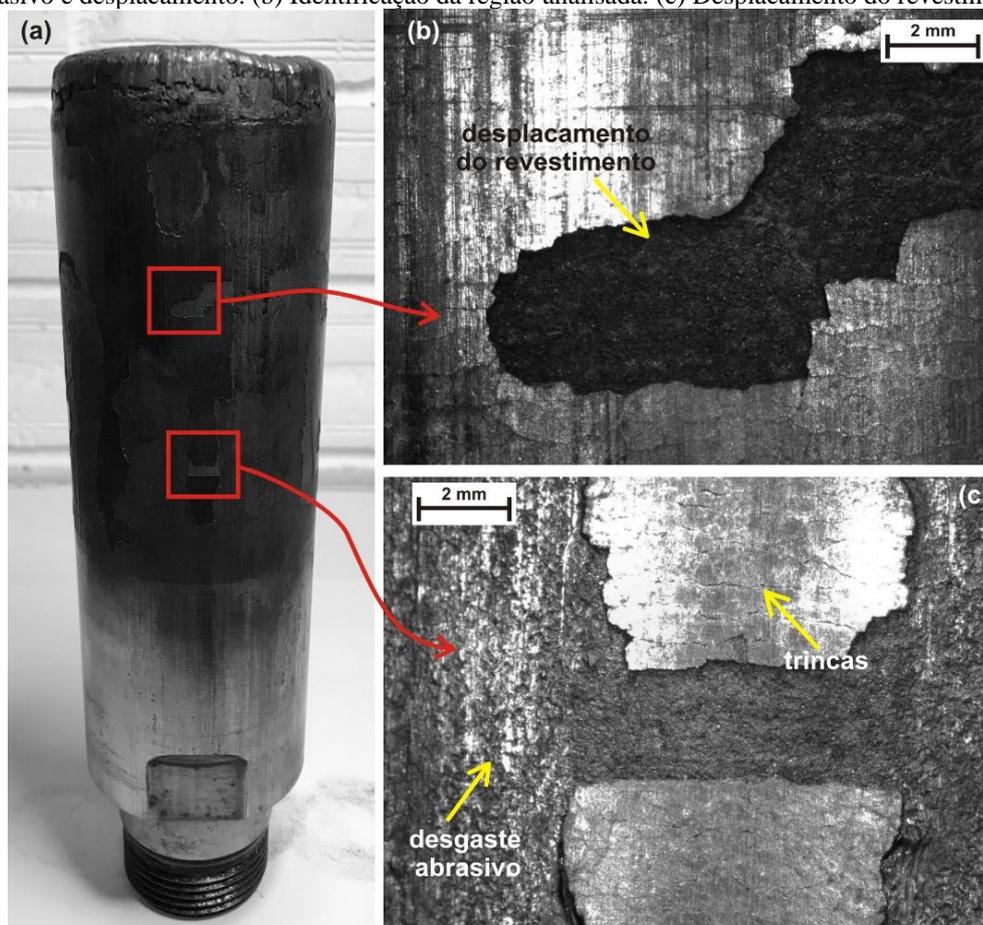


Fonte: Autor

A Figura 130 traz imagens macrográficas dos locais identificados na Figura 130 (a). Na Figura 130 tem-se o deslocamento do revestimento na região identificada. Na Figura 130 (c)

verifica-se que, nas regiões onde o revestimento desprende-se do substrato, há marcas de desgaste abrasivo, e nas regiões que ainda tem revestimento, ele encontra-se prestes a desprender-se do substrato.

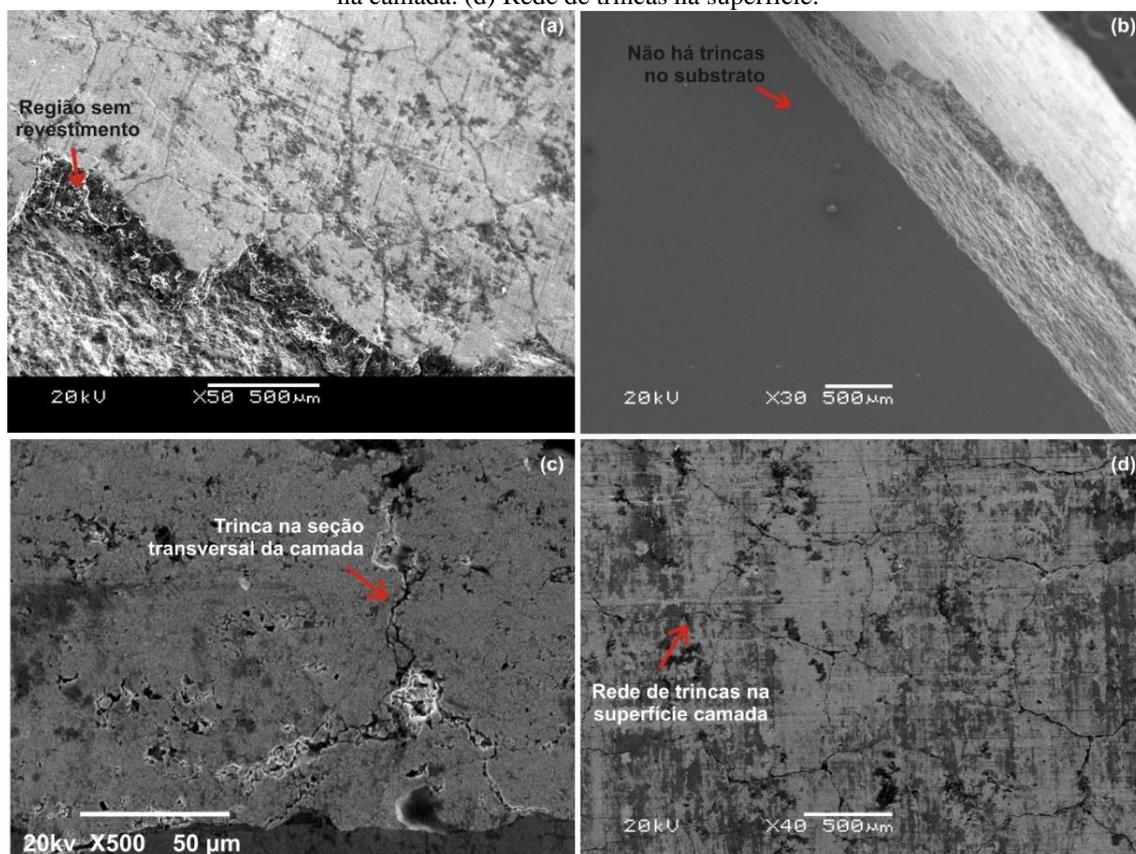
Figura 130 – Imagem do desgaste na região central do punção 349, obtida via microscópio ótico. (a) Desgaste abrasivo e deslocamento. (b) Identificação da região analisada. (c) Desplacamento do revestimento.



Fonte: Autor

O conjunto de imagens apresentadas na Figura 131 traz os danos ocorridos na região central do punção 349. Neste caso, o revestimento encontra-se com falhas e locais onde houve o deslocamento. A Figura 131 (a) mostra a imagem obtida via MEV da superfície do revestimento e de uma parte onde o revestimento desprende-se do substrato. Através da Figura 131 (b) pode-se observar que, a pesar do deslocamento do revestimento, o substrato encontra-se sem trincas nesta região. A Figura 131 (c) exibe a seção transversal da camada, na qual é possível observar uma trinca que se transforma em duas ao aproximar-se do substrato. A mesma região observada na seção transversal foi analisada na superfície e é mostrada na Figura 131 (d), onde a rede de trincas que antecede o deslocamento do revestimento pode ser observada em detalhes.

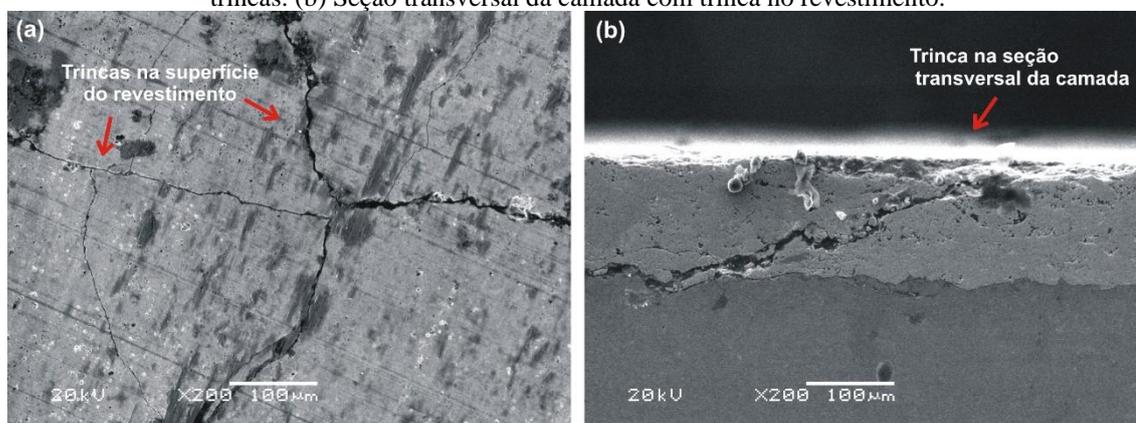
Figura 131 – Imagem obtida via MEV da região central do punção 349. (a) Superfície do revestimento com deslocamento. (b) Seção transversal do substrato sem trincas. (c) Seção transversal do revestimento com trinca na camada. (d) Rede de trincas na superfície.



Fonte: Autor

A Figura 132 (a) mostra a imagem obtida via MEV da superfície do revestimento, na região inferior, na qual observa-se a presença de trincas com diferentes espessuras. Na seção transversal do revestimento, apresentada na Figura 132 (b), verifica-se uma trinca que atravessa a camada, porém sem atingir o substrato.

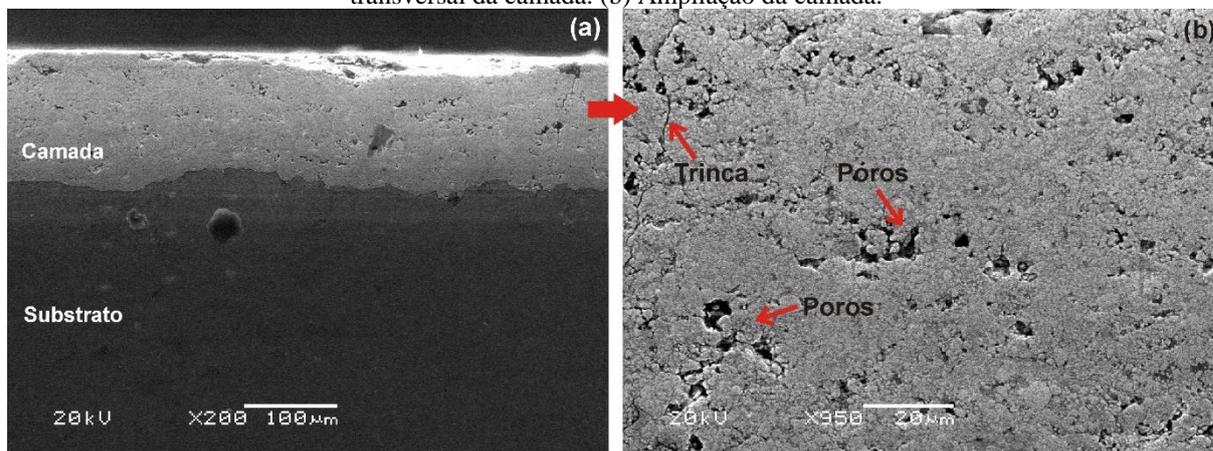
Figura 132 – Imagem obtida via MEV da região inferior do punção 349. (a) Superfície do revestimento com trincas. (b) Seção transversal da camada com trinca no revestimento.



Fonte: Autor

A Figura 133 mostra a seção transversal da camada na região inferior do punção 349. A imagem apresentada na Figura 133 (a) e exibe a camada sem danos severos. Porém, a ampliação da Figura 133 (b) mostra alguns defeitos, tais como poros, vazios e trincas.

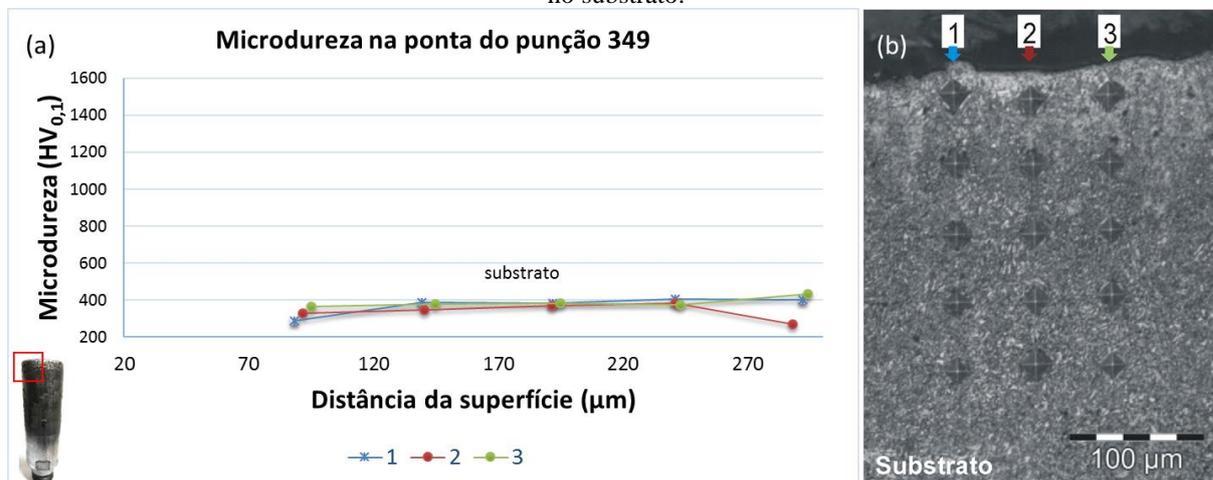
Figura 133 – Imagem obtida via MEV da seção transversal da região inferior do punção 349. (a) Seção transversal da camada. (b) Ampliação da camada.



Fonte: Autor

O perfil de microdureza da ponta do punção 349 foi medido em dois locais pois, conforme apresentado na Figura 125, o comportamento do desgaste foi diferente entre um lado e outro. Os resultados obtidos são apresentados na Figura 134 e Figura 135. Na Figura 134 (a) observa-se que os valores da microdureza variam em torno de 400 HV e através da Figura 134 (b) pode-se verificar que nesta região não há mais a camada de WC-10Co4Cr e nem a zona de difusão da nitretação; ambas foram removidas pelo desgaste. Além disso, os valores de dureza do substrato encontram-se inferiores a 550 HV (dureza do substrato antes do forjamento), evidenciando que houve revenimento do material nesta região.

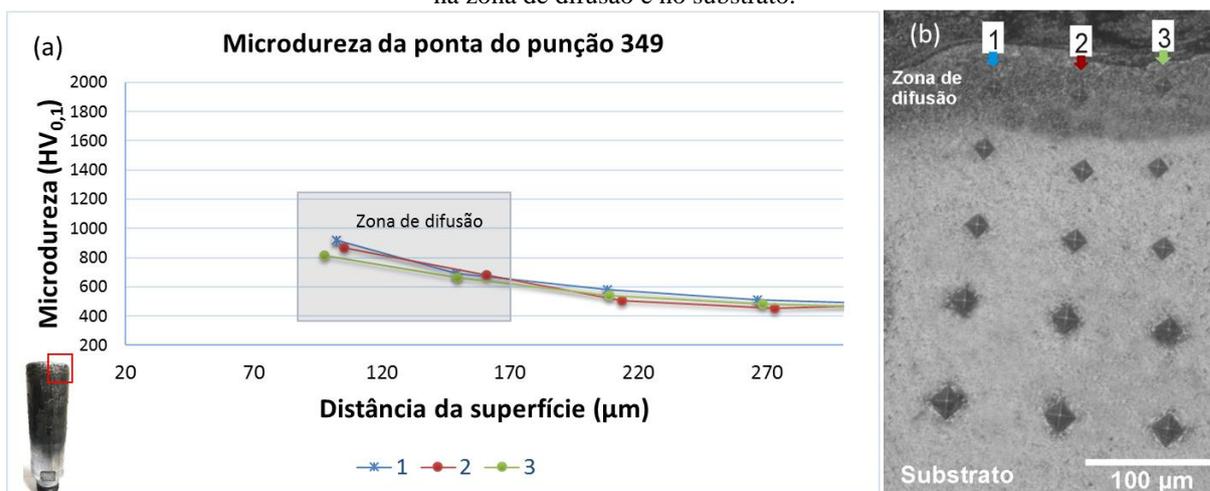
Figura 134 – Microdureza na ponta do punção 349 após o forjamento. (a) Perfil de microdureza. (b) Indentações no substrato.



Fonte: Autor

A Figura 135 (a) mostra o resultado do perfil de microdureza encontrado nesta amostra. Na Figura 135 (b) observa-se que o revestimento de WC-10Co4Cr foi totalmente removido, todavia ainda há zona de difusão da nitretação no substrato, sendo que o valor médio encontrado nesta zona é de 773 HV, com desvio padrão de 109 HV. Os valores do substrato abaixo desta zona são de 498 HV, com desvio padrão de 41 HV.

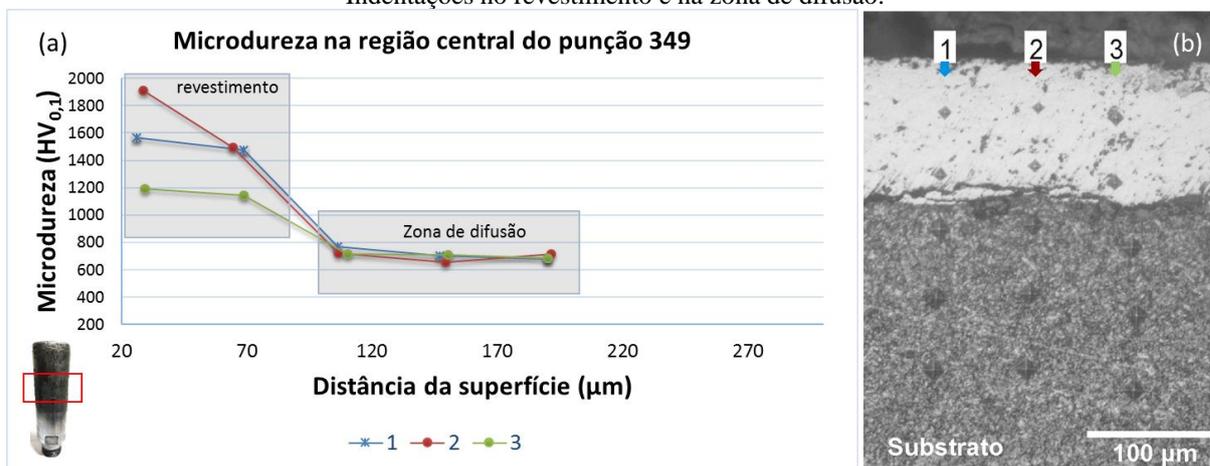
Figura 135 – Microdureza na ponta do punção 349 após o forjamento. (a) Perfil de microdureza. (b) Indentações na zona de difusão e no substrato.



Fonte: Autor

A Figura 136 mostra os resultados da microdureza obtidos na região central do punção 349. Figura 136 (a), exibe os valores de dureza do revestimento, que são de 1462 HV, com desvio padrão de 278 HV. O valor médio da microdureza na zona de difusão é de 705 HV, com desvio padrão de 33 HV. A Figura 136 (b) mostra as indentações no revestimento e no substrato. Observa-se que o revestimento de WC-10Co4Cr constitui uma barreira térmica para a camada nitretada e que, de certa forma, evita o fenômeno de revenimento do substrato.

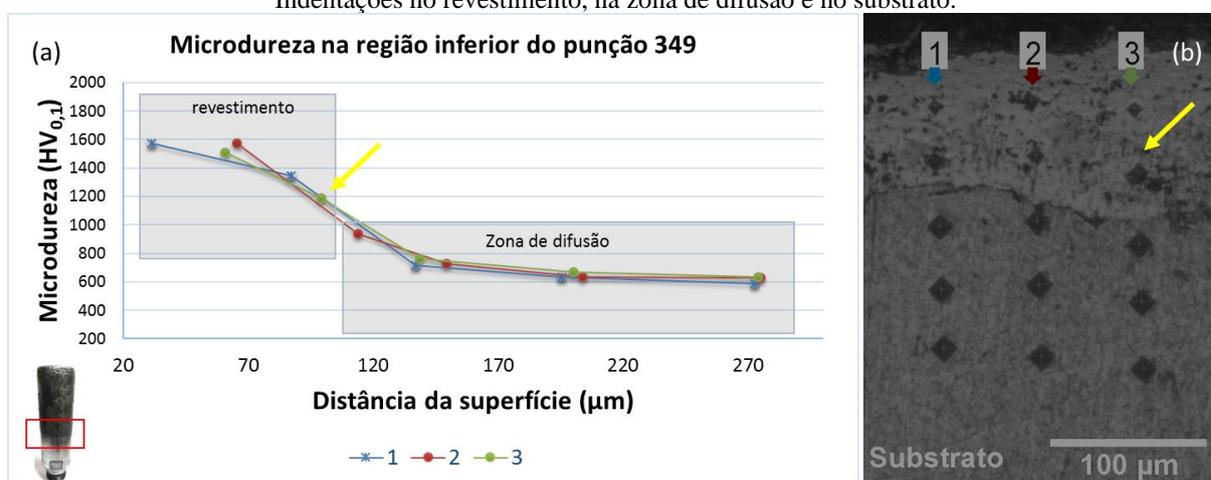
Figura 136 – Microdureza na região central do punção 349 após o forjamento. (a) Perfil de microdureza. (b) Indentações no revestimento e na zona de difusão.



Fonte: Autor

A Figura 137 mostra os resultados da microdureza obtidos na região inferior do punção 349. Através do gráfico da Figura 137 (a), pode-se verificar que há uma grande dispersão nos valores encontrados no revestimento. O valor médio da microdureza é de 1354 HV, com desvio padrão de 252 HV, sendo que uma das indentações (indicada pela seta) está em um local poroso e oxidado, condições que antecedem a quebra e o desprendimento do revestimento. A zona de difusão, localizada abaixo do revestimento, apresenta uma camada com valor médio de 630 HV, com desvio padrão de 27 HV. Na Figura 137 (b) é possível verificar as indentações no revestimento e na zona de difusão da nitretação.

Figura 137 – Microdureza na região inferior do punção 349 após o forjamento. (a) Perfil de microdureza. (b) Indentações no revestimento, na zona de difusão e no substrato.



Fonte: Autor

7 DISCUSSÃO GERAL DOS RESULTADOS

Neste capítulo é discutido, de forma geral e comparativa, o comportamento dos tratamentos superficiais durante os ensaios laboratoriais e industriais. Os resultados qualitativos e quantitativos indicam as principais características e propriedades dos revestimentos depositados via HVOF e do tratamento duplex utilizado. Com isso, é possível identificar as contribuições que cada tratamento superficial traz na redução do desgaste bem como as fragilidades de cada tratamento.

7.1 Etapa 1

7.1.1 Comportamento das amostras revestidas com $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$ e WC-10Co4Cr nos ensaios laboratoriais

Conforme discutido no capítulo 4, a eficiência do revestimento aspergido por HVOF é fortemente influenciada pelo material utilizado para compor a camada. Sendo assim, as primeiras análises realizadas foram relacionadas ao material que seria utilizado para compor a camada de revestimento. Ao comparar os resultados obtidos, detalhados no capítulo 6, pode-se observar algumas diferenças entre os dois materiais que revelam determinados comportamentos do revestimento identificados no decorrer dos ensaios.

A Figura 138 traz um resumo comparativo dos principais aspectos dos dois materiais utilizados. Os resultados obtidos com relação à morfologia dos grãos mostram que o diâmetro médio das partículas de WC-10Co4Cr é em torno de 30% menor que do $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$, conforme mostra a Figura 138 (a), (b) e (c). Além disso, ao comparar os dois materiais também é possível observar que os grãos de $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$ apresentam vazios e partes ocas em seu interior. Por outro lado, os grãos de WC-10Co4Cr possuem uma estrutura mais fechada e densa.

Em função das características citadas (tamanho e morfologia), a camada formada pelo WC-10Co4Cr é mais homogênea, possui menor rugosidade e menor porosidade do que a camada de $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$, conforme pode ser observado na Figura 138 (d), (e), (f), (g), (h) e (i). Segundo BERGER (2015), o material que possui um grão denso tende a formar uma camada homogênea, pois o material se espalha melhor na superfície e com boa adesão entre as partículas depositadas. De acordo com GAONA; LIMA & MARPLE (2008), grãos menores e densos são desejáveis ao processo de aspersão térmica por HVOF, pois permitem melhor escoamento do pó na pistola de aspersão durante a aplicação do revestimento.

A microdureza do revestimento de WC-10Co4Cr é 28% maior que a do Cr₃C₂-25NiCr, conforme mostra o gráfico da Figura 138 (j). É provável que os menores valores da microdureza relacionada ao Cr₃C₂-25NiCr decorram da maior porosidade da camada e da presença dos óxidos. Através da comparação entre a Figura 138 (l) e Figura 138 (m) é possível notar que nas indentações maiores, há presença de óxidos (defeitos) próximo a elas, fato que contribui para a diminuição da dureza. Além disso, os carbonetos formados pelo WC-10Co4Cr possuem elevada dureza, como é o caso do W₂C, observado no difratograma do material na Figura 45 no sub item 6.1.4. Quando uma indentação atinge um destes elementos, obtêm-se valores altos.

Os resultados do ensaio de adesão do revestimento de WC-10Co4Cr possui maior resistência à adesão do que a amostra revestida com Cr₃C₂-25NiCr. Como houve o rompimento da cola com o contracampo, não é possível determinar com exatidão o valor final de adesão da amostra revestida com WC-10Co4Cr. Porém, tal fato indica que a adesão do revestimento neste caso vai além de 82 MPa.

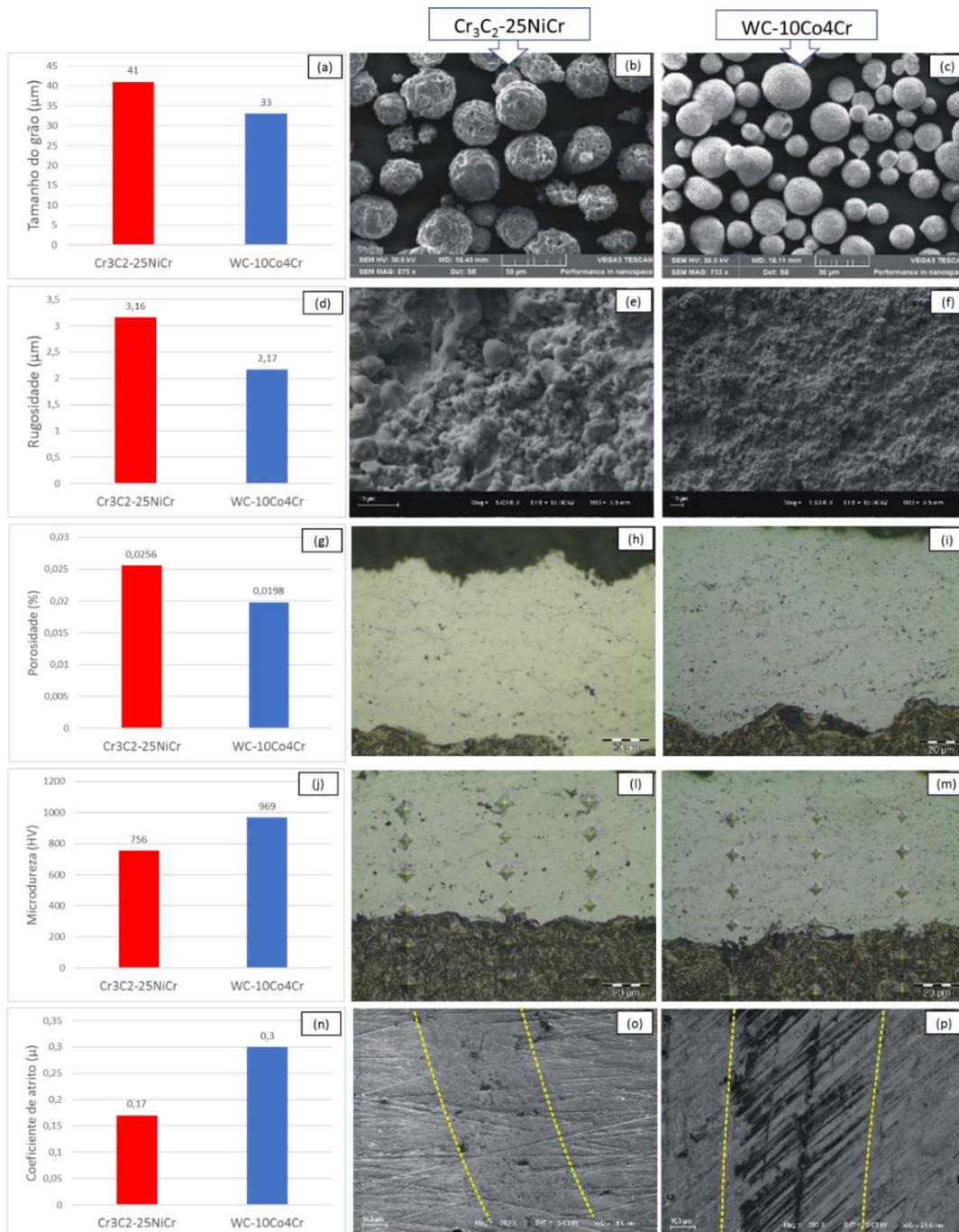
Com relação ao comportamento tribológico (coeficiente de atrito, resistência ao desgaste e mecanismos de desgaste) durante o ensaio de pino-sobre-disco, os resultados mostram que os dois revestimentos utilizados possuem excelente resistência ao desgaste quando comparados com amostras não revestidas.

Ao comparar os valores numéricos de coeficiente de atrito e coeficiente de desgaste, através do gráfico exibido na Figura 138 (n), observa-se que a amostra revestida com WC-10Co4Cr possui coeficiente de atrito em torno de 56% maior que a amostra revestida com Cr₃C₂-25NiCr. Porém, de acordo com as observações nas trilhas de desgaste a remoção de material é muito pequena na amostra revestida com WC-10Co4Cr, a ponto de não remover as marcas do lixamento, como pode ser observado na Figura 138 (p). Isso acontece porque, no início do deslizamento da esfera sobre a superfície revestida, ocorre a remoção dos elementos mais frágeis, porém logo em seguida cessa a remoção de material. Sendo assim, a trilha formada é muito superficial e não há uma cavidade com profundidade aparente, impossibilitando estimar a perda de volume. Na amostra revestida com Cr₃C₂-25NiCr, tem-se uma trilha com profundidade também muito pequena, porém neste caso é possível calcular o valor da perda de volume, que foi de 0,0008 mm³.

Estes resultados são possíveis devido a uma combinação de fatores. Dentre eles estão as configurações do processo de deposição, tais como a alta temperatura e velocidade com as quais as partículas do revestimento são depositadas no substrato, que facilitam a aglomeração e deformação junto à superfície. O tamanho e o formato das partículas do pó também ajudam na

distribuição e densificação do revestimento. Como consequência, obteve-se nas duas amostras uma camada compacta, com poucos poros e defeitos gerados pelo processo de aspersão térmica. Todos estes fatores, somados à elevada dureza das partículas contidas na matriz do revestimento de $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$ e WC-10Co4Cr (identificadas na análise da difração de raios X), proporcionaram os ótimos resultados de resistência ao desgaste com baixa quantidade de material removido.

Figura 138 – Comparação dos resultados obtidos nas análises laboratoriais entre os revestimentos.



Fonte: Autor

7.1.2 Desempenho dos punções revestidos com $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$ e WC-10Co4Cr nos ensaios industriais

Os resultados obtidos com o emprego dos punções em regime industrial mostram que os revestimentos têm potencial de retardar os danos ocorridos na ferramenta durante o forjamento. Todavia, observa-se, através das análises macroscópicas das superfícies, que tanto o punção revestido com $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$ como o punção revestido com WC-10Co4Cr sofreram desgastes.

Neste estudo, a temperatura de forjamento é acima de $1000\text{ }^\circ\text{C}$ e a temperatura da superfície da ferramenta excede temporariamente $500\text{ }^\circ\text{C}$ e, portanto, a temperatura de revenimento do aço da ferramenta. Com isso, a dureza da ferramenta é reduzida e os impactos mecânicos durante as operações de forjamento podem facilmente causar deformações plásticas. Além disso, após o contato com o *billet* aquecido, a superfície da matriz é rapidamente resfriada. Então, gradientes térmicos transientes são desenvolvidos no interior da ferramenta por condução térmica, os quais provocam fadiga térmica. Por fim, o atrito que ocorre quando o material escoia sobre a superfície da ferramenta promove o desgaste abrasivo da superfície, pois partículas que se desprenderam do revestimento atuam como abrasivos no sistema.

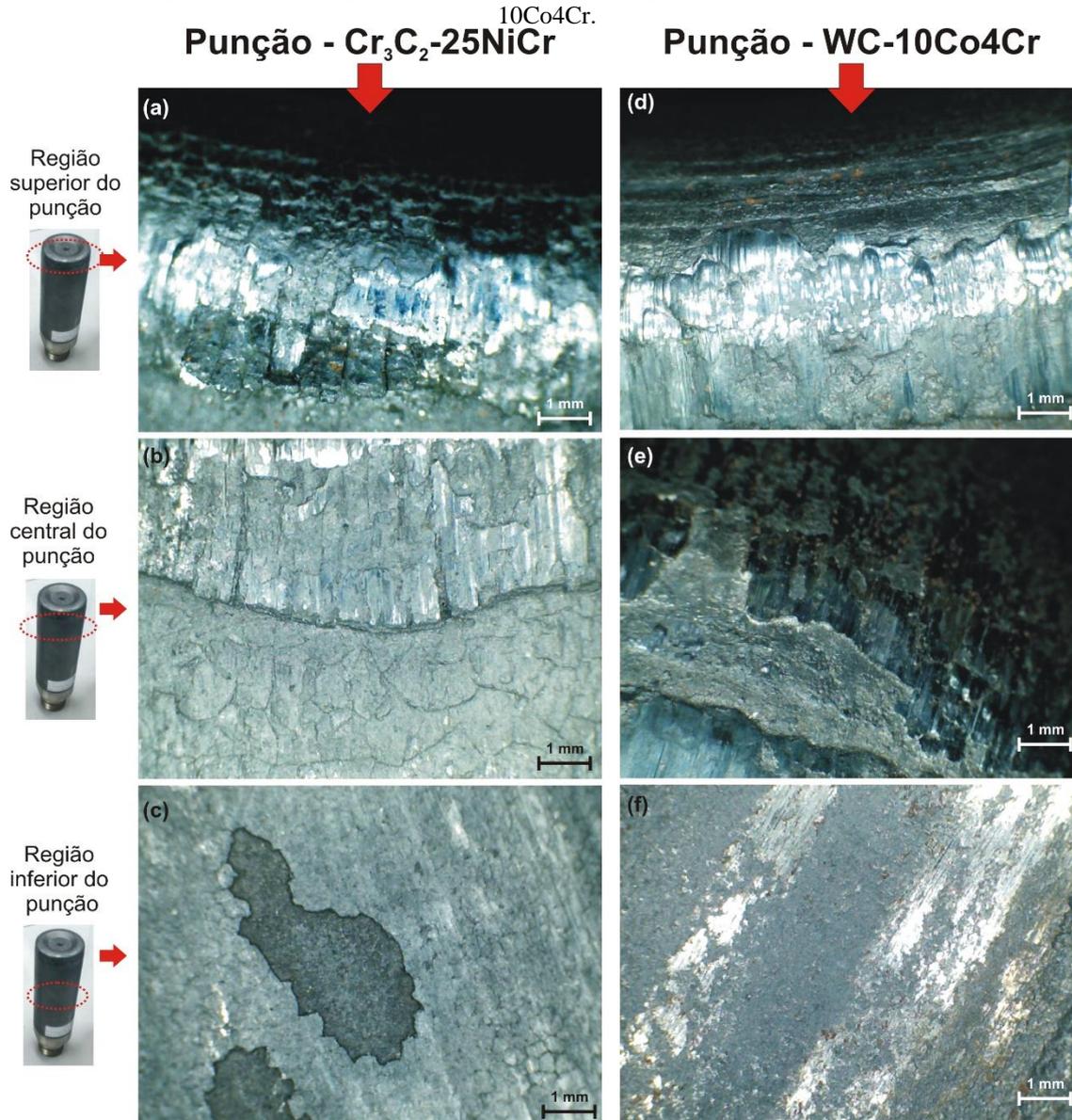
A Figura 139 exibe um quadro comparando os principais desgastes sofridos pelos punções, em cada região analisada. As observações macroscópicas das superfícies mostraram que o desgaste na região superior do punção é severo e que nesta região há deformação plástica, deslocamento, desgaste abrasivo e adesivo, nos dois punções, conforme mostra a Figura 139 (a) e (d).

Nas regiões central e inferior do punção revestido com $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$, Figura 139 (b) e (c), observa-se que a fadiga térmica atuou como mecanismo predominante, facilitando e promovendo o deslocamento do revestimento. No punção revestido com WC-10Co4Cr também há algumas regiões com deslocamento e marcas de desgaste abrasivo, conforme mostra a Figura 139 (e) e (f), mas neste caso é menos acentuado, principalmente o deslocamento.

É provável que o punção revestido com WC-10Co4Cr não sofra tanto desgaste, em elevadas temperaturas, quando comparado com o punção revestido com $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$, devido à fina estrutura dos grãos e a uma melhor adesão do revestimento no substrato. O revestimento à base de carboneto de tungstênio forma compostos (WC e W_2C) que são imprescindíveis, especialmente na resistência ao desgaste. Resultados encontrados por Taha-al, Hashmi & Yilbas (2008) mostram que o WC melhora a tenacidade à fratura do revestimento. Além disso, este revestimento age como uma barreira térmica e evita o aquecimento do substrato. Desta

forma, ocorre um retardo nos efeitos da fadiga térmica, originados com os ciclos térmicos aos quais o punção é submetido durante o forjamento a quente.

Figura 139 – Comparação entre os tipos de desgastes sofridos nos punções revestidos com $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-}25\text{NiCr}$ e $\text{WC-}10\text{Co}4\text{Cr}$.



Fonte: Autor

Com base nos resultados obtidos nesta etapa da pesquisa, infere-se que a rugosidade elevada prejudicou o processo e facilitou o surgimento de algumas falhas. Em função disso, sugere-se diminuir a rugosidade, mas de forma que não prejudique a retenção do lubrificante, pois se a superfície for muito lisa poderá expulsar o lubrificante durante o forjamento, conforme descrito por BUTTON (2012). Além disso, também se verificou que a utilização de um tratamento duplex pode trazer benefícios neste caso. A combinação da nitretação a plasma com uma camada depositada via HVOF oferece uma redução gradual de dureza da superfície em direção

ao núcleo do punção e isso pode dificultar e retardar a nucleação de trincas originadas por fadiga térmica.

7.2 Etapa 2

7.2.1 Comportamento das amostras revestidas com WC-10Co4Cr e com tratamento superficial duplex nos ensaios laboratoriais

Os principais resultados obtidos com os ensaios laboratoriais na Etapa 2 são apresentados de forma resumida na Tabela 14. Observa-se que todos são muito similares.

Tabela 14 - Principais resultados com os ensaios laboratoriais da Etapa 2.

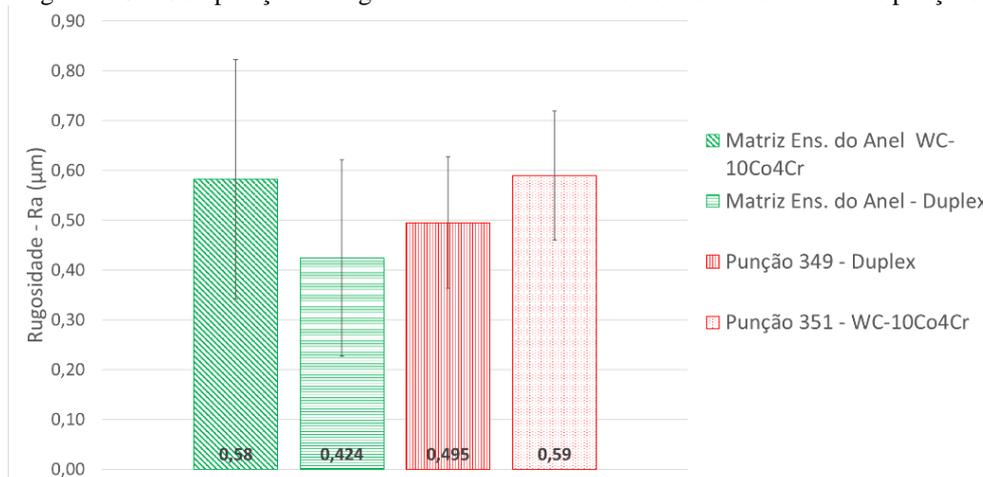
Condição superficial	Desgaste (mm ³)	Rugosidade (Ra) (μm)	Coefficiente de atrito (μ)
WC-10Co4Cr	6,47	0,58	0,05 < 0,1
Duplex	6,88	0,42	0,05 < 0,1

Fonte: Autor

Os resultados do ensaio de abrasão com roda de borracha revelam que os tratamentos superficiais proporcionam excelente resistência ao desgaste abrasivo, conforme pode ser observado na Figura 91 da seção Ensaio de abrasão 6.2.2. A perda de volume na amostra revestida apenas com o WC-10Co4Cr e com o tratamento superficial duplex foi muito menor quando comparada com a amostra sem revestimento. Nota-se que há uma dispersão nos valores do desgaste nas amostras com tratamento superficial, mas os valores ficaram de acordo com os resultados encontrados na literatura (WANG *et al.*, 2009).

A rugosidade das amostras utilizadas na Etapa 2 foi modificada em relação à Etapa 1, conforme descrito na seção 6.2.1. O gráfico apresentado na Figura 140 traz uma comparação entre os resultados da rugosidade média das superfícies das amostras utilizadas no ensaio do anel e da superfície dos punções. Observa-se que nos dois casos a rugosidade das amostras revestidas apenas com WC-10Co4Cr é maior e que há também uma maior dispersão nos valores, demonstrada pelo desvio padrão.

Figura 140 – Comparação da rugosidade Ra das matrizes do ensaio do anel e dos punções.

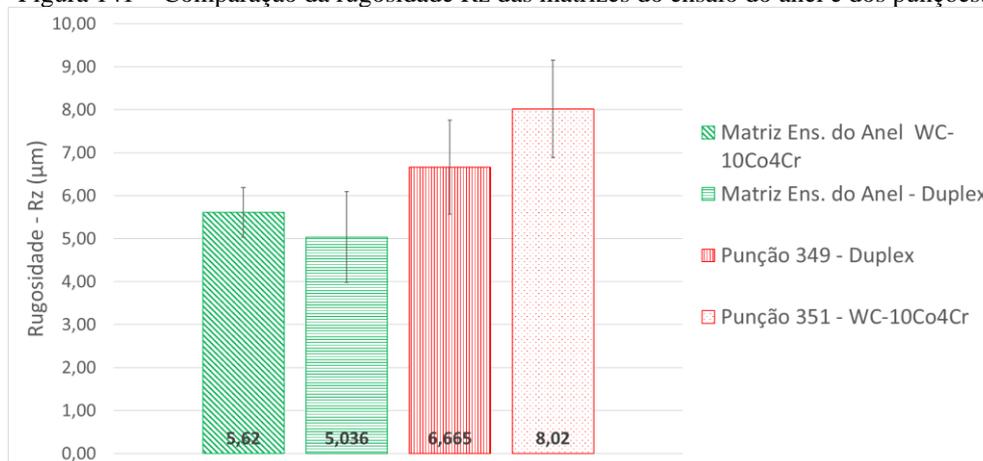


Fonte: Autor

A maior rugosidade das amostras revestidas apenas com WC-10Co4Cr está relacionada ao processo de deposição via HVOF, conforme descrito por Federici *et al.* (2016). As amostras com revestimento duplex possuem menor rugosidade, provavelmente em função do bombardeamento iônico que ocorre durante a nitretação. Na maioria das aplicações de nitretação utiliza-se uma superfície polida, porém, neste caso, onde a aplicação do revestimento via HVOF é feita após a nitretação, optou-se por trabalhar com uma superfície de elevada rugosidade, pois seria muito difícil elevar a rugosidade da superfície após a nitretação. Além disso, o jateamento poderia remover e comprometer partes da camada nitretada se fosse realizado após a nitretação.

Os resultados das medições da rugosidade média Rz também foram examinados. Observa-se neste caso que novamente as amostras revestidas apenas com o WC-10Co4Cr possuem os maiores valores. Esta característica é importante porque indica a capacidade da superfície em reter o lubrificante através das cavidades (poços) existentes, conforme discutido na seção 4.5.

Figura 141 – Comparação da rugosidade Rz das matrizes do ensaio do anel e dos punções.



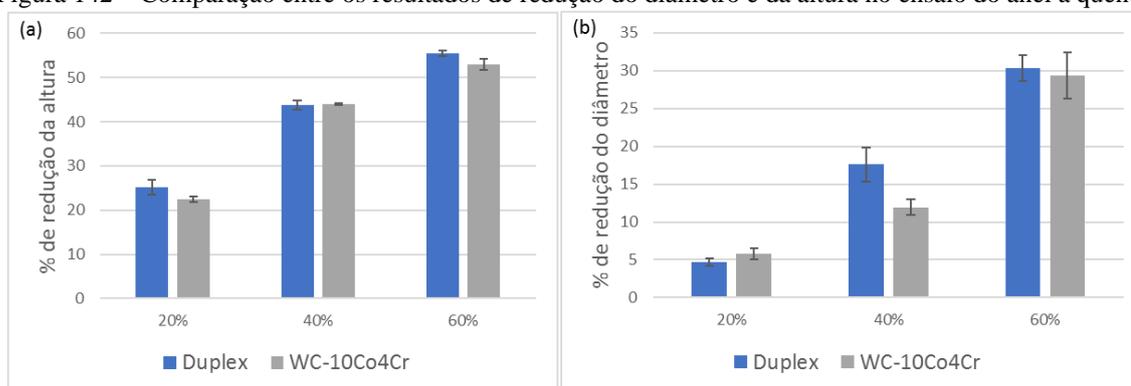
Fonte: Autor

Existem várias pesquisas que relacionam a rugosidade da superfície da ferramenta com o desgaste no forjamento a quente, mas não há uma solução que atenda todos os casos. Segundo Braeuer *et al.* (2014), durante uma operação de forjamento a quente, as condições de contato com a superfície da ferramenta e o lubrificante determinam o fluxo do material forjado e o desgaste resultante. Button (2012) descreve que a resistência ao desgaste é uma resposta do sistema decorrente das condições na interface deslizante.

Para avaliação do coeficiente de atrito na Etapa 2 da pesquisa, utilizou-se o ensaio do anel a quente, visando obter resultados mais relacionados com os ensaios industriais. A partir dos resultados apresentados na seção 6.2.3, verifica-se que o atrito é baixo. Mesmo para altas deformações, o atrito (μ) permanece inferior a 0,1 nas duas condições ensaiadas.

A Figura 142 (a) exibe, através de um gráfico, a comparação da redução da altura do anel. Observa-se que, nas três reduções efetuadas (20%, 40% e 60%), os valores obtidos foram muito similares. Quando se analisa a redução do diâmetro do anel percebe-se uma variação levemente maior, conforme mostra a Figura 142 (b).

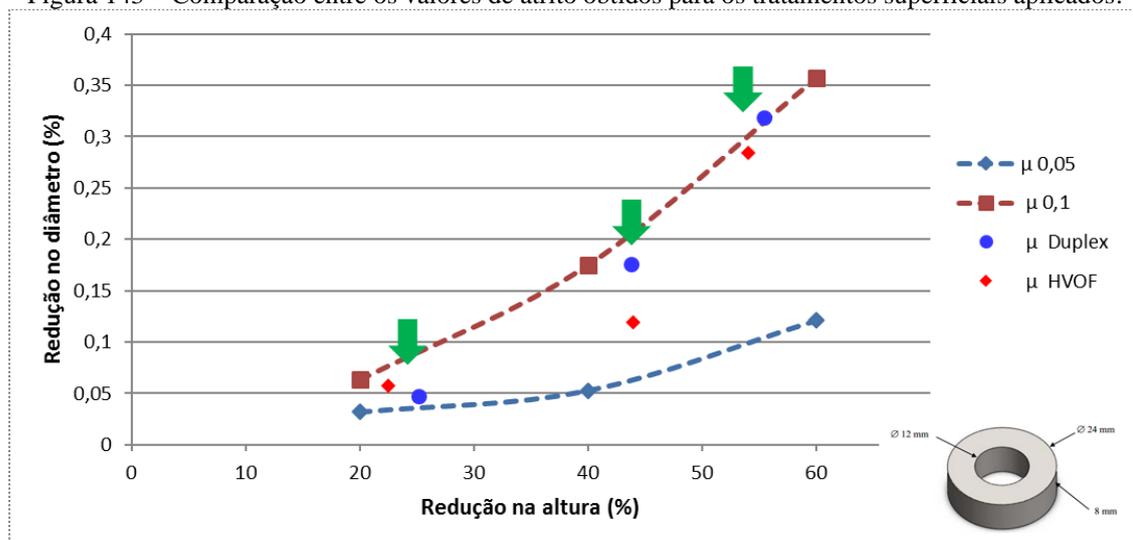
Figura 142 – Comparação entre os resultados de redução do diâmetro e da altura no ensaio do anel a quente.



Fonte: Autor

O gráfico da Figura 143 apresenta os resultados do coeficiente de atrito para as três reduções efetuadas (20%, 40% e 60%). Observa-se que, para a redução de 20%, o atrito obtido na matriz revestida com WC-10Co4Cr é maior que na matriz com o tratamento superficial duplex. Todavia, para reduções maiores, este comportamento se inverte. Tanto na redução de 40% como na de 60% o atrito na matriz revestida com WC-10Co4Cr é menor que na matriz com tratamento superficial duplex. A combinação entre a rugosidade e o efeito do lubrificante à base de grafite com a temperatura do anel promovem o baixo atrito.

Figura 143 – Comparação entre os valores de atrito obtidos para os tratamentos superficiais aplicados.



Fonte: Autor

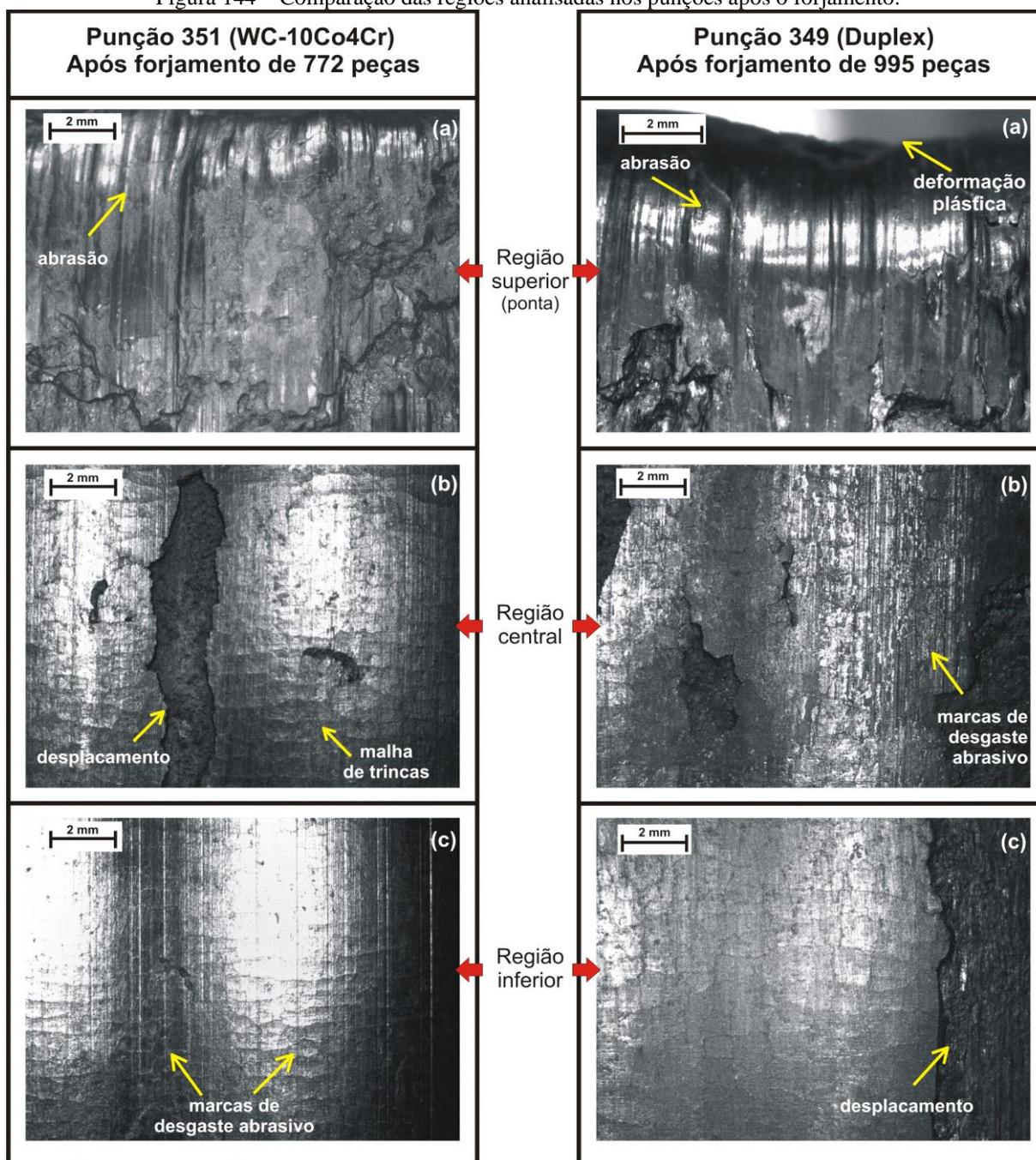
É provável que a maior rugosidade da matriz revestida com o WC-10Co4Cr, nestas condições, facilite o escoamento do material e diminua o atrito. Conforme descrito por Martins *et al.* (2011), os picos presentes na superfície retardam a adesão do material na ferramenta, ocasionando melhor escoamento do material. Além disso, de acordo com Federici *et al.* (2016), os picos e vales característicos de superfícies revestidas com HVOF também auxiliam na retenção do lubrificante e melhoram sua eficácia.

7.2.2 Desempenho dos punções revestidos com WC-10Co4Cr e com tratamento superficial duplex nos ensaios industriais

Os resultados obtidos com os ensaios industriais da Etapa 2 permitem verificar que os dois punções sofreram danos severos, principalmente na ponta, região que primeiro entra em contato com o material, conforme discutido nas seções 6.2.5 e 6.2.6. Todavia, as modificações implementadas na Etapa 2 trouxeram melhorias, pois promoveram o aumento da vida útil dos punções, sendo que o punção 351 forjou 772 peças e o punção 349 forjou 995 peças.

O quadro da Figura 144 compara os resultados obtidos através de imagens macrográficas das principais regiões analisadas. Observa-se que os danos superficiais são similares, porém o punção 349, com tratamento superficial duplex, teve sua vida útil estendida em 22%, pois produziu 223 peças a mais que o punção 351.

Figura 144 – Comparação das regiões analisadas nos punções após o forjamento.

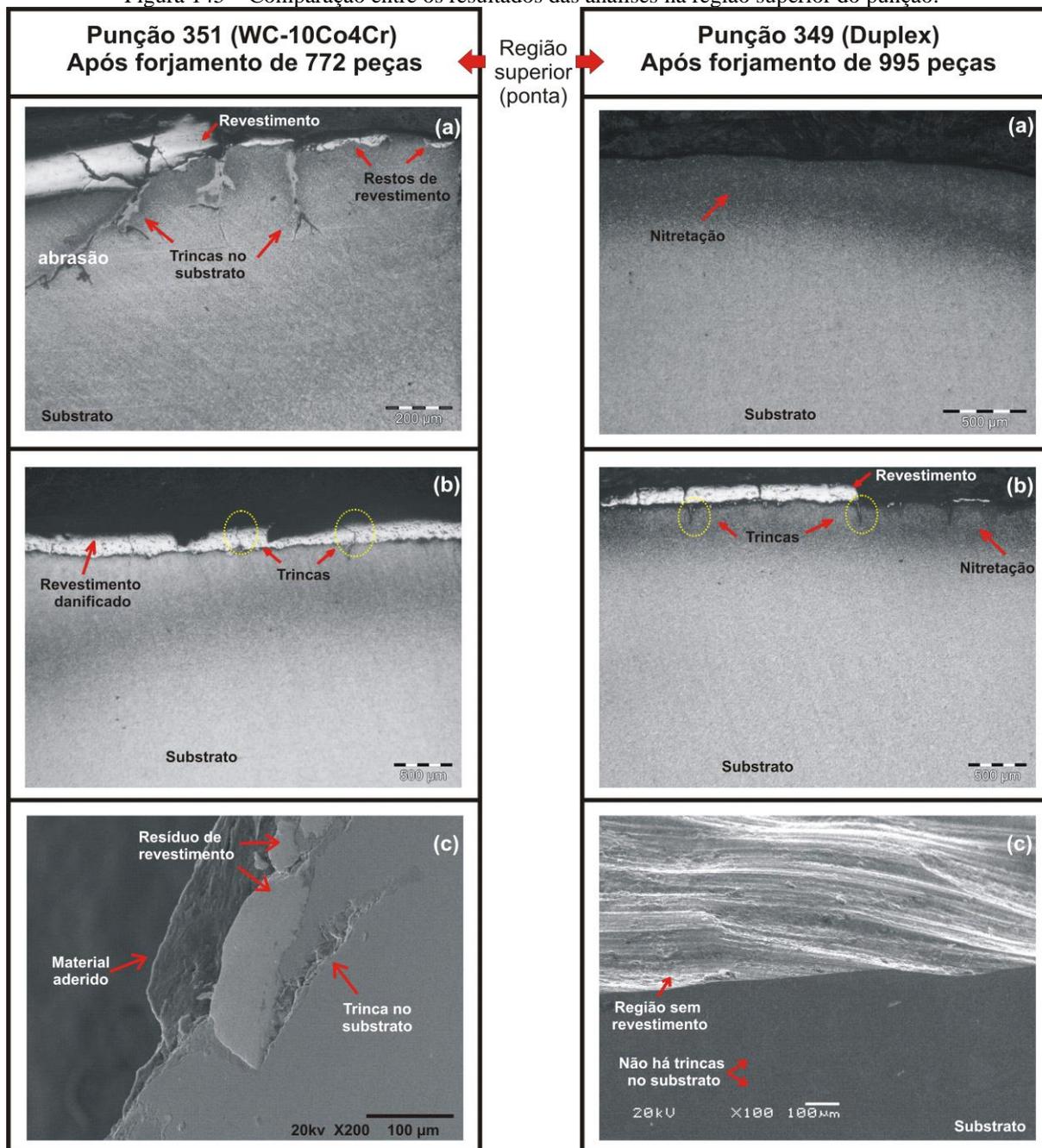


Fonte: Autor

Comparando os resultados obtidos com as análises metalográficas e de MEV, verifica-se que na ponta do punção 351 há mais trincas no substrato do que no punção 349. Isso evidencia que a nitretação dificulta a propagação das trincas no substrato. Existem regiões, no punção 349, em que o revestimento desprendeu-se completamente, mas mesmo assim o substrato permaneceu sem trincas, conforme mostra a Figura 145. O punção que possui o tratamento duplex, mesmo depois de perder a camada do revestimento de WC-10Co4Cr,

apresenta algumas regiões sem trincas, e nas regiões em que as trincas aparecem, são menores em tamanho e quantidade.

Figura 145 – Comparação entre os resultados das análises na região superior do punção.



Fonte: Autor

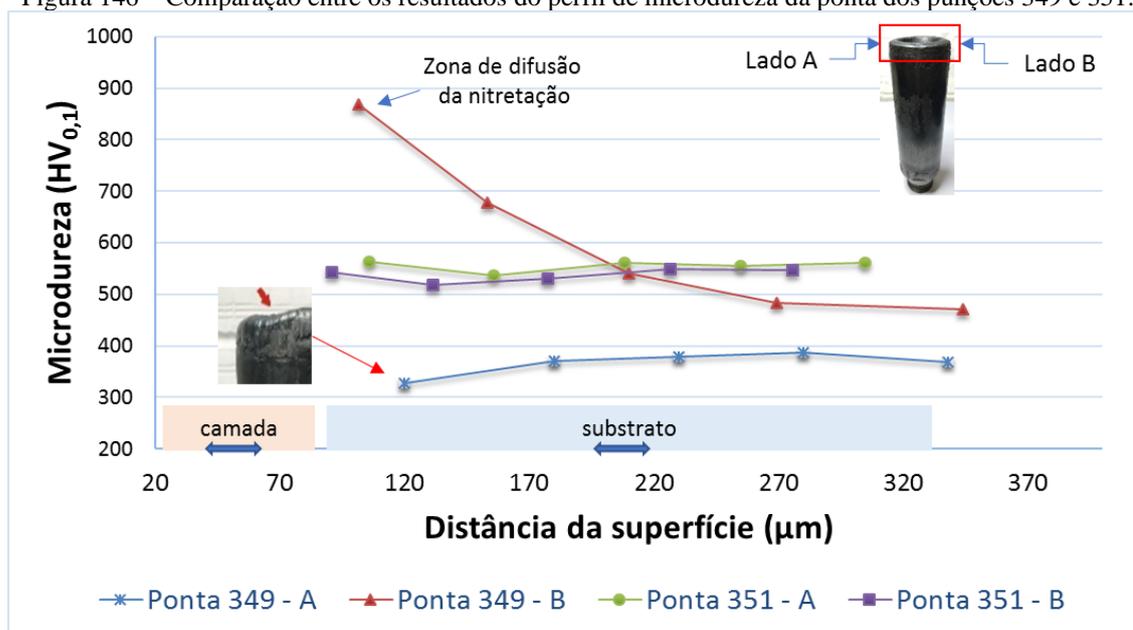
Estes resultados ilustram a importância de uma boa relação entre a dureza da camada superficial e a resistência à fadiga térmica. Durante o forjamento os ciclos de aquecimento e resfriamento causam a expansão e contração da ferramenta, o que conseqüentemente resulta no surgimento de tensões alternadas de tração e compressão. As tensões alternadas, ao longo da utilização da ferramenta no forjamento, causam a nucleação de trincas na superfície das

ferramentas que se propagam em direção ao núcleo. Estudos desenvolvidos por SJÖSTROM & BERGSTRÖM (2004) afirmam que a fadiga térmica é um dos primeiros mecanismos de falha nas ferramentas de forjamento e que é responsável por 80% das falhas que ocorrem.

Outro aspecto importante a ser observado são as alterações que ocorrem na microestrutura do material da ferramenta em função das elevadas temperaturas do forjamento. Em algumas regiões do punção, a temperatura do substrato atinge a temperatura de revenimento e a dureza diminui. Os resultados dos perfis de microdureza medidos na seção transversal do punção mostram esta alteração.

O gráfico da Figura 146 compara os resultados do perfil de microdureza encontrado na ponta dos punções 351 e 349. Nota-se que os resultados obtidos com o punção 351 são bem diferentes do punção 349. No punção 349 há grandes diferenças entre um lado e outro. No “lado a”, a perda de dureza foi mais acentuada. Provavelmente a camada de WC-10Co4Cr desprendeu-se antes do que no “lado b”, e sem a proteção térmica que o revestimento oferece, a dureza diminui rapidamente, provocando deformação plástica acentuada, facilitada pela perda de dureza do substrato. Em compensação, no “lado b” os valores ainda permanecem elevados. Nos perfis de microdureza do punção 351 os valores obtidos são similares nos dois lados analisados e mantêm-se em torno de 550 HV, ou seja, não houve perda de dureza no substrato. É importante observar que o punção 349 (duplex) forjou 223 peças a mais que o punção 351, então é esperado que ele tenha perda de dureza e danos mais acentuados.

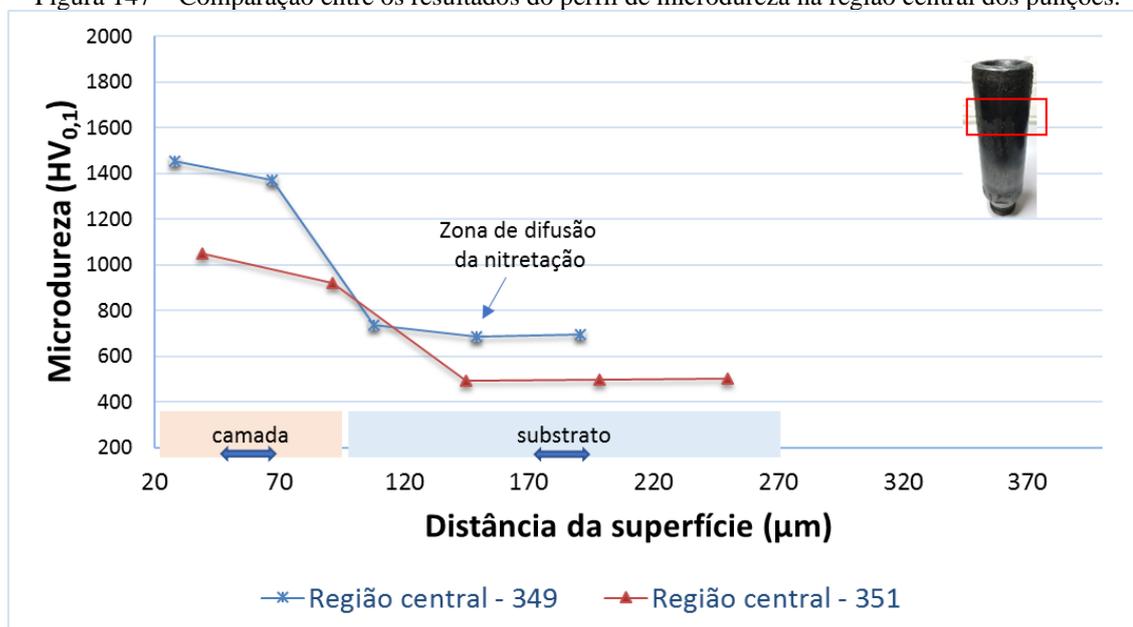
Figura 146 – Comparação entre os resultados do perfil de microdureza da ponta dos punções 349 e 351.



Fonte: Autor

O gráfico da Figura 147 exibe os resultados dos perfis de microdureza na região central dos punções após o forjamento. Através dos resultados é possível verificar que no punção 349 a dureza permanece elevada e que no substrato não houve alterações na microdureza, pois ela se mantém elevada também. No punção 351 os valores da microdureza na camada de WC-10Co4Cr são menores. Provavelmente os danos causados pelo processo de forjamento provocaram alterações na camada (microtrincas e oxidação), porém como não houve deslocamento por completo do revestimento, o substrato permaneceu protegido termicamente, não havendo perda de dureza nesta região. Sendo assim, verifica-se que o punção 349 (duplex), na região central, não apresenta perda de suas propriedades originais, mesmo efetuando uma quantidade maior de forjamentos que o punção 351.

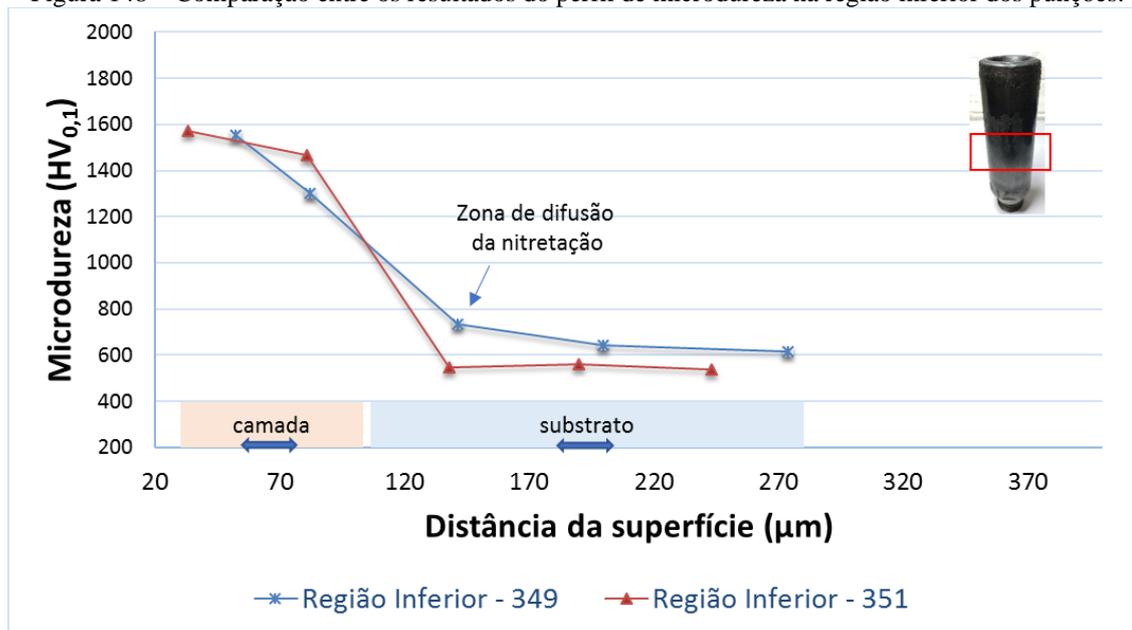
Figura 147 – Comparação entre os resultados do perfil de microdureza na região central dos punções.



Fonte: Autor

A região inferior do punção é a que sofreu os menores danos, e em alguns casos a camada não apresenta nenhuma alteração nas propriedades. A Figura 148, mostra a comparação entre os resultados obtidos com o perfil de microdureza nesta região. É possível perceber, através destes resultados, que nos dois punções analisados os valores de microdureza da camada de WC-10Co4Cr são elevados e que no punção 349 (duplex) há valores intermediários entre a camada e o substrato, que corresponde à região com nitretação. Os valores do substrato no punção 351 são menores, conforme o esperado, porém é importante salientar que não houve perda de dureza no substrato, ou seja, manteve-se em torno de 550 HV.

Figura 148 – Comparação entre os resultados do perfil de microdureza na região inferior dos punções.



Fonte: Autor

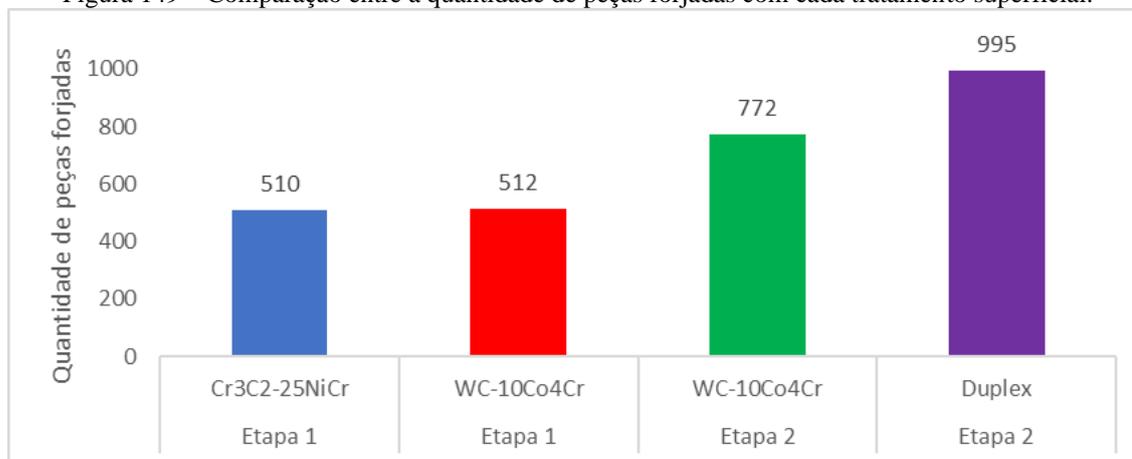
7.2.3 Síntese dos resultados dos ensaios industriais

Os critérios utilizados para o fim da vida do punção são baseados na experiência do operador, que verifica se há alguma alteração dimensional no produto em função do desgaste da ferramenta. É importante salientar que esta avaliação é muito peculiar e depende da experiência e do conhecimento do operador. Pesquisas relatam que, além das variáveis físicas, químicas e tribológicas, as ferramentas também são suscetíveis a fatores ligados à máquina, ao método utilizado e aos operadores (BUCHMAYR, 2016; PEREIRA, 2017).

Nesta pesquisa, a eficiência da proteção fornecida pelos revestimentos depositados via HVOF e do tratamento superficial duplex aplicado nos punções foi avaliada através do desgaste após o forjamento das peças. Conforme discutido nas seções 6.1.13, 6.1.14, 6.2.5 e 6.2.6 todos os punções sofreram danos severos, provocados principalmente pela fadiga térmica, desgaste abrasivo, adesão, deformação plástica e pelo deslocamento do revestimento.

A quantidade de peças forjadas com cada punção indica o aumento de vida útil que o punção obteve após os tratamentos superficiais. A Figura 149 compara a quantidade de peças forjadas para cada punção. Os punções da Etapa 2 apresentaram resultados superiores, ou seja, os danos foram retardados e mais peças foram forjadas, sendo que o punção 349, com tratamento duplex, foi o que conseguiu forjar o maior número de peças. Desta forma, confirmam-se as indicações da literatura, discutidas na seção 4.4.1, de que o tratamento superficial duplex traz vantagens e eleva a vida útil de ferramentas utilizadas na conformação mecânica de aços.

Figura 149 – Comparação entre a quantidade de peças forjadas com cada tratamento superficial.



Fonte: Autor

Segundo Hawryluk (2016), a longa vida útil das ferramentas é um elemento necessário no processo de forjamento, pois, muitas vezes, o preço final do forjamento é calculado diretamente com base na vida útil da instrumentação. A vida útil da ferramenta também é um elemento que afeta a qualidade dos forjados, pois o desgaste excessivo e rápido das ferramentas causa uma mudança na geometria do produto manufaturado, e quaisquer defeitos superficiais (rachaduras, deformação plástica) são refletidos no forjamento.

Muitas pesquisas retratam o desgaste abrasivo como sendo o principal dano ocorrido nas superfícies das ferramentas de forjamento a quente. Entretanto, estudos desenvolvidos por Gronostajski *et al.* (2014) mostram que as fadigas térmica e mecânica são os fatores que iniciam e causam os demais desgastes nas ferramentas. O desenvolvimento das trincas depende dos parâmetros do processo, e depois que surgem as primeiras trincas, uma rede secundária se forma e se estende por toda a superfície.

Os resultados apresentados nesta investigação clarificaram que os danos sofridos por uma ferramenta de forjamento a quente são severos e por isso é imprescindível que a ferramenta receba tratamento superficial adequado para retardar ao máximo o início do desgaste. A alta temperatura em que o *billet* entra em contato com o punção e o rápido resfriamento provocam diferentes contrações e dilatações no corpo do punção, gerando fadiga térmica. Com isso surgem as trincas, que liberam para o sistema detritos do revestimento e intensificam o desgaste abrasivo. Em função destes fenômenos, ocorre a remoção da camada protetora e o substrato fica exposto a elevadas temperaturas, perde dureza e facilita a deformação plástica.

8 CONCLUSÕES

Esta pesquisa teve como objetivo principal verificar o comportamento de tratamentos superficiais aplicados via HVOF em ferramentas de forjamento a quente. Inicialmente buscou-se identificar, através de pesquisa bibliográfica, problemas relacionados às ferramentas de forjamento a quente; depois, procurou-se conhecer o processo de deposição via HVOF, suas características, necessidades e soluções. Com base nestas informações e em trabalhos prévios desenvolvidos por Huff (2015) e Souza (2017), definiu-se revestir as amostras e os punções com $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$ e WC-10Co4Cr , através do processo de deposição HVOF. Por fim, para elevar a resistência ao desgaste, um tratamento duplex de nitretação a plasma com HVOF foi aplicado e resultados superiores foram obtidos.

Para tanto, este estudo foi dividido em duas etapas, através das quais foram realizados ensaios laboratoriais e industriais. Obtiveram-se resultados qualitativos e quantitativos que permitiram comparar as características e as propriedades dos dois materiais utilizados para revestir as ferramentas. Com isso, foi possível identificar as contribuições que cada material traz na redução do desgaste e na proteção da ferramenta. Ao mesmo tempo, também observava-se fragilidades no revestimento perante os ensaios industriais e os desgastes predominantes com os diferentes tratamentos superficiais aplicados.

8.1.1 Conclusões da Etapa 1

→ **Ensaio laboratoriais:**

- Os revestimentos de $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$ e WC-10Co4Cr aplicados no aço AISI H13 possuem elevado grau de coesão de suas partículas e apresentam baixa porosidade, conforme mostram as análises metalográficas. Entretanto, o revestimento de WC-10Co4Cr , por apresentar tamanho de grão menor, facilita a formação de uma camada mais compacta, com menos poros;
- Os valores de microdureza, medidos no perfil da camada e na superfície, foram maiores para o revestimento de WC-10Co4Cr em relação ao $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$. A formação de partículas duras como as de W_2C promovem a elevada dureza;
- A rugosidade utilizada foi muito elevada, e isso contribui para o desgaste elevado, sendo necessárias operações de acabamento superficial para diminuí-la;

- A adesão está dentro do limite esperado para operações de conformação, sendo que o revestimento de WC-10Co4Cr obteve adesão maior quando comparado com o Cr₃C₂-25NiCr;
- As trilhas de desgaste geradas no ensaio de pino-sobre-disco nas superfícies revestidas são praticamente indetectáveis através das técnicas utilizadas, ou seja, as superfícies revestidas demonstram grande resistência ao desgaste;
- Em relação ao coeficiente de atrito, o revestimento de WC-10Co4Cr apresentou um valor aproximadamente 56% maior quando comparado com o revestimento de Cr₃C₂-25NiCr. Contudo, a perda de volume foi mais acentuada para o revestimento de Cr₃C₂-25NiCr. Isso se deve em função da menor dureza deste revestimento.

→ **Ensaio industriais:**

- As condições operacionais e a geometria dos corpos em contato favorecem o desgaste. Através das análises macrográficas é possível identificar diversos tipos de desgastes: fadiga térmica, desgaste abrasivo e adesivo e o deslocamento do revestimento;
- A alta temperatura em que o *billet* entra em contato com o punção e o rápido resfriamento provocam diferentes contrações e dilatações no corpo do punção, causando ciclos de tensões de origem térmica. Este mecanismo é conhecido como fadiga térmica superficial e leva ao desgaste do punção, afetando também o revestimento;
- Os coeficientes de dilatação térmica do substrato do punção e do revestimento também são diferentes, e este é outro fator que gera tensões e leva ao surgimento de trincas no revestimento;
- As partículas que se desprenderam do revestimento atrim-se contra o punção, elevando o desgaste abrasivo;
- Para postergar os danos causados pelo desgaste é necessária uma camada duplex, com propriedades que aumentem a capacidade de sustentação de cargas em temperaturas elevadas e para que haja uma diminuição da dureza de forma progressiva em direção ao núcleo. Desta forma, evitam-se os efeitos prematuros da fadiga térmica.

8.1.2 Conclusões da Etapa 2

→ **Ensaio laboratoriais:**

- O ensaio de abrasão revela a excelente resistência ao desgaste das amostras com tratamento superficial. Neste ensaio, a diferença obtida no desgaste entre as amostras revestidas com

WC-10Co4Cr e com tratamento superficial duplex é muito pequena, pois o revestimento protege o substrato e o desgaste promovido durante o ensaio não chega a atingir a camada nitretada;

- O processo de acabamento para redução da rugosidade nas amostras demonstrou-se eficaz, pois mesmo depois do polimento algumas reentrâncias permaneceram na superfície, conforme planejado, para retenção do lubrificante;
- Através dos resultados obtidos com o ensaio do anel, pode-se concluir que as condições tribológicas efetuadas no ensaio são adequadas, pois o atrito foi muito pequeno. De acordo com o esperado, para as deformações maiores as superfícies com rugosidade maior apresentaram os melhores resultados, ou seja, o menor atrito;

→ **Ensaio industriais:**

- Os mecanismos de falhas predominantes nos punções 351 e 349 são característicos de fadiga térmica, o desgaste por adesão, o desgaste abrasivo e a deformação plástica. Os danos apresentam-se de forma mais acentuada que nos punções da Etapa 1 porque o número de peças forjadas foi maior;
- O punção com tratamento superficial duplex (punção 349) teve sua vida útil estendida em 22%; forjou 223 peças a mais que o punção revestido apenas com o WC-10Co4Cr (punção 351);
- Na ponta do punção, onde ocorrem os maiores danos, há uma superfície ondulada, em função da deformação plástica;
- Partículas de material que se desprendem do revestimento intensificam o desgaste abrasivo, provocando ranhuras na superfície, e enfraquecem o revestimento;
- Nas regiões central e inferior do punção, onde as condições do forjamento não são tão agressivas, a fadiga térmica manifesta-se de forma predominante na superfície, pois é observada uma rede de trincas na superfície dos dois punções. Porém, as trincas não atingem o substrato e não há perda de dureza nestas regiões;
- O punção 351, revestido apenas com WC-10Co4Cr, teve sua vida útil estendida com a redução da rugosidade;
- O punção com tratamento superficial duplex obteve os melhores resultados em termos de quantidade de peças forjadas;

8.1.3 Considerações finais

As múltiplas comparações apresentadas ao longo deste trabalho revelaram que o uso do revestimento aplicado via HVOF tem potencial para elevar a vida útil de ferramentas utilizadas no processo de forjamento a quente. Todavia, as condições de processo às quais o punção é submetido são muito severas. As intensas trocas térmicas, ciclo instável de carregamentos mecânicos e elevado atrito são fatores que contribuem para danificar a superfície da matriz. Por isso, a adição de um tratamento de nitretação a plasma no substrato antes da aplicação do HVOF é recomendada, pois retarda o início dos danos e com isso eleva a vida útil da ferramenta;

9 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Desenvolver estudos específicos sobre a adesão do revestimento com a camada nitretada;
- Analisar a aplicação do HVOF em outras ligas de aços ferramenta;
- Otimização e verificação de outros tipos de lubrificantes.

10 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- AGHAJANI, H.; BEHRANGLI, S. **Plasma Nitriding of Stainless Steels**. 1. ed. Tabriz: Springer International Publishing, 2017.
- AKBARI, A. et al. Effect of the initial microstructure on the plasma nitriding behavior of AISI M2 high speed steel. **Surface and Coatings Technology**, Tabriz, v. 204, n. 24, p. 4114–4120, 2010.
- AKHTARI ZAVAREH, M. et al. The tribological and electrochemical behavior of HVOF-sprayed Cr₃C₂-NiCr ceramic coating on carbon steel. **Ceramics International**, [s. l.], v. 41, n. 4, 2015.
- ALTAN, T. Selection of die materials and surface treatments for increasing die life in hot and warm forging. **Tech Conference**, Columbus, n. 644, p. 1–32, 2011. 644.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E2109–01: **Standard Test Methods for Determining Area Percentage Porosity in Thermal Sprayed Coatings**, West Conshohocken, v. 01, p. 1–8, 2014.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM C633–13: **Standard Test Method for Adhesion or Cohesion Strength of Thermal Spray Coatings**, West Conshohocken, v. 03, p. 1–7, 2017. a.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E92-16: **Standard Test Methods for Vickers Hardness and Knoop Hardness of Metallic Materials**, West Conshohocken, v. 82, n. July 2010, p. 1–27, 2017. b.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM G99-17: **Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on- Disk Apparatus**, West Conshohocken, v. 05, p. 1–6, 2017. c.
- ARCHARD, J. F. Contact and rubbing of flat surfaces. **Journal of Applied Physics**, Londres, v. 24, n. 8, p. 981–988, 1953.
- ASGARI, H.; SAHA, G.; MOHAMMADI, M. Tribological behavior of nanostructured high velocity oxy-fuel (HVOF) thermal sprayed WC-17NiCr coatings. **Ceramics International**, Fredericton, v. 43, n. 2, p. 2123–2135, 2016.
- ASM INTERNATIONAL. **Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys**, Materials Information Company, 1990.
- ASM INTERNATIONAL. **Heat Treating**, Materials Information Company, 1991.
- ASM INTERNATIONAL. **Handbook of Thermal Spray Technology**, J.R. Davis Davis &

Associates, 2004.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. NBR ISO 4287: **Rugosidade: Método do perfil - Termos, definições e parâmetros da rugosidade**, Rio de Janeiro, 2002.

ASTM INTERNATIONAL. G65-16: Standard Test Method for Measuring Abrasion Using the Dry Sand / Rubber Wheel. **ASTM Standards**, West Conshohocken, v. 04, n. Reapproved 2010, p. 1–12, 2013.

BABU, S. **A Material Based Approach To Creating Wear Resistant Surfaces for Hot Forging**. 2004. Ohio State University. Graduate Program in Industrial and Systems Engineering, 2004. 185 f. Dissertação., 2004.

BEHRENS, B.-A. et al. Sensitivity Analysis of Oxide Scale Influence on General Carbon Steels during Hot Forging. **Metals**, [s. l.], v. 8, n. 2, p. 140, 2018.

BEHRENS, B. A. Finite element analysis of die wear in hot forging processes. **CIRP Annals - Manufacturing Technology**, Dortmund, v. 57, n. 1, p. 305–308, 2008. 1.

BELL, T.; DONG, H.; SUN, Y. Realising the potential of duplex surface engineering. **Tribology International**, Birmingham, v. 31, n. 1–3, p. 127–137, 1998.

BERGER, L. M. Application of hardmetals as thermal spray coatings. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, Dresden, v. 49, n. 1, p. 350–364, 2015.

BJÖRK, T.; WESTERGÅRD, R.; HOGMARK, S. Wear of surface treated dies for aluminium extrusion — a case study. **Wear**, Karlstad, v. 249, p. 316–323, 2001.

BOLELLI, G. et al. Tribological behavior of HVOF- and HVAF-sprayed composite coatings based on Fe-Alloy + WC-12% Co. **Surface and Coatings Technology**, Modena, v. 248, p. 104–112, 2014. a.

BOLELLI, G. et al. Comparative study of the dry sliding wear behaviour of HVOF-sprayed WC-(W,Cr)2C-Ni and WC-CoCr hardmetal coatings. **Wear**, Modena, v. 309, n. 1–2, p. 96–111, 2014. b.

BOTH, G. B. **Caracterização E Avaliação Tribológica De Superfícies Resistentes Ao Desgaste Para Aplicação Em Ferramentas De Conformação a Frio**. 2011. 122. Dissertação (Mestrado) - Escola de Engenharia. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Minas, Metalúrgica e de Materiais, UFRGS., Porto Alegre, 2011.

BRAEUER, P. G. et al. Surface modifications for optimized forming operations. **Key Engineering Materials**, Braunschweig, v. 612, p. 231–239, 2014.

BUCHMAYR, B. Damage, Lifetime, and Repair of Forging Dies. **BHM Berg- und Hüttenmännische Monatshefte**, Leoben, v. 162, n. 3, p. 88–93, 2016.

- BUDINSKI, K. G. **Guide to Friction, Wear, and Erosion Testing**. Danvers: CRC Press, 2007.
- BUDINSKI, K. G. **Surface Engineering for Wear Resistance 1**. New Jersey: Prentice Hall, 1988.
- BUTTON, S. T. Tribology in Metal Forming Processes. In: J. P. DAVIM (Ed.). **Tribology in Manufacturing Technology, Materials Forming, Machining and Tribology**. Campinas: Springer-Verlag, 2012. p. 103–120.
- CASTRO, R. **Avaliação das Propriedades de Superfície e do Comportamento ao Desgaste Abrasivo de Hastes de Cilindros Hidráulicos Revestidas pelos Processos HVOF e Cromo Duro Eletrodepositado**. 2012. 115 f. Dissertação - Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais (PPGE3M), UFRGS, Porto Alegre, 2012.
- Caterpillar Advanced Surface Technology**. 2019. Disponível em: <http://www.westrac.com.au/services/Pages/High_Velocity_Oxygen_Fuel.aspx>.
- CHANDER, S.; CHAWLA, V. Enhancing Durability of Hot Work Tool Steel by Duplex Treatments: A Review. **Asian Journal of Engineering and Applied Technology**, Punjab, v. 5, n. 1, p. 2249–68, 2016.
- CHANDER, S.; CHAWLA, V. Failure of Hot Forging Dies –An Updated Perspective. **Materials Today: Proceedings**, Malout, v. 4, n. 2, p. 1147–1157, 2017.
- CHOI, C.; GROSECLOSE, A.; ALTAN, T. Estimation of plastic deformation and abrasive wear in warm forging dies. **Journal of Materials Processing Tech**, Columbus, v. 212, n. 8, p. 1742–1752, 2012.
- DAVIM, J. P. **Tribology in Manufacturing Technology**. Aveiro: Springer, 2012. Disponível em: <<http://www.springer.com/series/11181>>
- DAVIS, J. R. Surface Hardening of Steels: Understanding the Basics. In: DAVIS, J. R. (Ed.). **ASM International**. 1. ed. Ohio. p. 141–194.
- DEVI, M.; CHAKRABORTY, T. K.; MOHANTY, O. N. Wear behaviour of plasma nitrided tool steels. **Surface and Coatings Technology**, Jamshedpur, v. 116–119, p. 212–221, 1999.
- DEVI, M. U.; MOHANTY, O. N. Plasma-nitriding of tool steels for combined percussive impact and rolling fatigue wear applications. **Surface and Coatings Technology**, Jamshedpur, v. 107, n. 1, p. 55–64, 1998.
- DUBOIS, A. et al. New environmentally friendly coatings for hot forging tools. **Surface and Coatings Technology**, Valenciennes, v. 344, n. February, p. 342–352, 2018.
- FAUCHAIS, P. L.; HEBERLEIN, J. V. R.; BOULOS, M. I. **Thermal Spray Fundamentals**. New York: Springer, 2014.

- FAVORIT. **Aço AISI H13**. 2017. Disponível em: <<http://www.favorit.com.br/produtos/acos-ferramenta/aco-aisi-h13>>. Acesso em: 21 mar. 2017.
- FEDERICI, M. et al. Effect of roughness on the wear behavior of HVOF coatings dry sliding against a friction material. **Wear**, Roncello, v. 368–369, p. 326–334, 2016.
- FEDERICI, M. et al. Pin-on-disc study of a friction material dry sliding against HVOF coated discs at room temperature and 300 °C. **Tribology International**, Roncello, v. 115, n. May, p. 89–99, 2017.
- FERREIRA, G. E. F. **Avaliação da resistência à fadiga térmica do aço aisi h13 nitretado pelos processos gasoso e por plasma**. 2001. 97 f. Dissertação - Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, UFSC, Florianópolis, 2001.
- FST. **THERMAL SPRAY TECHNOLOGY**. 2012. Disponível em: <<https://www.fst.nl/about/thermal-spray-process-what-is-thermal-spray/>>. Acesso em: 7 jan. 2019.
- GABARDO, J. F. **Estudo Da Tenacidade Do Aço Ferramenta H13**. 2008. 71 f. Dissertação - Departamento de Engenharia Mecânica, UFPR, Curitiba, 2008.
- GABARDO, J. F.; OKIMOTO, P. C. ESTUDO DE TRATAMENTOS TÉRMICOS APLICADOS ÀS FERRAMENTAS FABRICADAS COM O AÇO AISI H13 VISANDO O AUMENTO DE SUA VIDA ÚTIL. **6º CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO**, Caxias do Sul, 2011.
- GAONA, M.; LIMA, R. S.; MARPLE, B. R. Influence of particle temperature and velocity on the microstructure and mechanical behaviour of high velocity oxy-fuel (HVOF)-sprayed nanostructured titania coatings. **Journal of Materials Processing Technology**, Boucherville, v. 198, n. 1–3, p. 426–435, 2008.
- GRAŽULIS, S. et al. **Crystallography Open Database (COD): An open-access collection of crystal structures and platform for world-wide collaboration**. 2012. Disponível em: <<https://www.ncbi.nlm.nih.gov/pubmed/22070882>>. Acesso em: 12 jun. 2017.
- GRONOSTAJSKI, Z. et al. A review of the degradation mechanisms of the hot forging tools. **Archives of Civil and Mechanical Engineering**, Wrocław, v. 14, n. 4, p. 528–539, 2014.
- GRONOSTAJSKI, Z. et al. The failure mechanisms of hot forging dies. **Materials Science and Engineering A**, Wrocław, v. 657, p. 147–160, 2016.
- HADAD, M. et al. Adhesion evaluation of multilayered based WC-Co-Cr thermally sprayed coatings. **Surface and Coatings Technology**, Thun, v. 202, n. 18, p. 4399–4405, 2008.
- HAWRYLUK, M. Review of selected methods of increasing the life of forging tools in hot die

forging processes. **Archives of Civil and Mechanical Engineering**, Wrocław, v. 16, n. 4, p. 845–866, 2016.

HAWRYLUK, M.; ZIEMBA, J.; SADOWSKI, P. A Review of Current and New Measurement Techniques Used in Hot Die Forging Processes. **Measurement and Control**, Poland, v. 50, n. 3, p. 74–86, 2017.

HAWRYLUK, M.; ZWIERZCHOWSKI, M.; MARCINIAK, M. Phenomena and degradation mechanisms in the surface layer of die inserts used in the hot forging processes. **Engineering Failure Analysis journal**, Wrocław, v. 79, p. 313–329, 2017.

HE, Y. et al. Effect of prior plasma nitriding applied to a hot-work tool steel on the scratch-resistant properties of PACVD TiBN and TiCN coatings. **Surface & Coatings Technology**, Delft, v. 201, p. 2534–2539, 2006.

HOLMBERG, K.; MATTHEWS, A.; RONKAINEN, H. Coatings tribology - contact mechanisms and surface design. **Tribology International**, Hull, v. 31, n. 1–3, p. 107–120, 1998.

HUFF, J. A. **Avaliação do desempenho de matrizes para forjamento a quente revestidas por carboneto de cromo através do processo de HVOF**. 2015. 137 f. Dissertação - Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais (PPGE3M), UFRGS, Porto Alegre, 2015.

KARAOGLANLI, A. C. et al. Comparison of tribological properties of HVOF sprayed coatings with different composition. **Surface and Coatings Technology**, [s. l.], v. 318, p. 299–308, 2017.

KARLSRUHE, F. **Inorganic Crystal Structure Database - ICSD**. 2017. Disponível em: <<https://icsd.fiz-karlsruhe.de>>. Acesso em: 6 abr. 2017.

KIM, D. H. et al. Estimation of die service life against plastic deformation and wear during hot forging processes. **Journal of Materials Processing Technology**, Jinju, v. 166, n. 3, p. 372–380, 2005.

KUMAR, A. et al. High-temperature tribological studies of plasma-nitrided tool steels. **Surface Engineering**, Gandhinagar, v. 34, n. 8, p. 620–633, 2017.

LAN, J.; ZHANG, B.; HUA, L. Abrasion-resistance at high temperature of HVOF-sprayed WC-12Co coating on H13. **Advanced Materials Research**, Auckland, v. 151, p. 1714–1721, 2011.

LaserBond. 2019. Disponível em: <<https://www.laserbond.com.au/services/thermal-spray.html>>. Acesso em: 6 jan. 2019.

- LIMA, C. C.; TREVISAN, R. **Aspersão Térmica**. 2º Edição ed. São Paulo: Artliber, 2007.
- LUGSCHEIDER, E.; HERBST, C.; ZHAO, L. Parameter studies on high-velocity oxy-fuel spraying of MCrAlY coatings. **Surface and Coatings Technology**, Aachen, v. 109, p. 16–23, 1998.
- LYPHOUT, C. et al. Tribological Properties of Hard Metal Coatings Sprayed by High-Velocity Air Fuel Process. **Journal of Thermal Spray Technology**, Long Beach, v. 25, n. 1, p. 331–345, 2016.
- MARANHO, O. **Influência da preparação da superfície na aderência de revestimentos de alumínio depositados por aspersão térmica a chama**. 1996. 140 f. Dissertação - Programa de pós-graduação em engenharia mecânica, UFSC, Florianópolis, 1996.
- MARQUES, A. S. et al. INFLUÊNCIA DA GRANULOMETRIA DA AREIA NO ENSAIO DE ABRASÃO PARA MATERIAIS METÁLICOS. **Revista Ferramental**, Joinville, v. Jan/Fev, p. 30–36, 2018.
- MARTINS, V. et al. Avaliação da Influência da Rugosidade Superficial Sobre o Atrito no Ensaio de Compressão do Anel. **66th ABM Congress**, São Paulo, p. 2220–2227, 2011. Disponível em: <<http://www.ufrgs.br/ldtm/publicacoes/2011/18137.pdf>>
- Metalurgica Rijeza**. 2018. Disponível em: <<http://www.rijeza.com.br>>. Acesso em: 20 ago. 2018.
- MIRAMONTES, J. A. C. et al. Parameter Studies on High-Velocity Oxy-Fuel Spraying of CoNiCrAlY Coatings Used in the Aeronautical Industry. **International Journal of Corrosion**, Apodaca, v. 2014, n. 703806, p. 8, 2014.
- MUDGAL, D.; SINGH, S.; PRAKASH, S. Evaluation of Ceria-Added Cr₃C₂-25(NiCr) Coating on Three Superalloys under Simulated Incinerator Environment. **Journal of Thermal Spray Technology**, Roorkee, v. 24, n. 3, p. 496–514, 2014.
- MURTHY, J. K. N.; VENKATARAMAN, B. Abrasive wear behaviour of WC-CoCr and Cr₃C₂-20(NiCr) deposited by HVOF and detonation spray processes. **Surface and Coatings Technology**, Kanchanbagh, v. 200, n. 8, p. 2642–2652, 2006.
- MURUGAN, K. et al. Optimizing HVOF spray process parameters to attain minimum porosity and maximum hardness in WC-10Co-4Cr coatings. **Surface and Coatings Technology**, Annamalainagar, v. 247, 2014.
- OERLIKON METCO. **Thermal Spray Materials Guide**, 2014. Disponível em: <www.oerlikon.com/metco>
- PAINTER, B.; SHIVPURI, R. K.; ALTAN, T. Prediction of die wear during hot-extrusion of

- engine valves. **Journal of Materials Processing Technology**, Ohio, v. 59, p. 132–143, 1996.
- PAREDES, R. C. **Aspersão térmica**. 2012. 102 f. Apostila. UFPR - Universidade Federal Do Paraná - Departamento de engenharia mecânica laboratorio de aspersão térmica e soldagem especiais aspersão, Curitiba, 2012.
- PASCHKE, H. et al. Optimized plasma nitriding processes for efficient wear reduction of forging dies. **Archives of Civil and Mechanical Engineering**, Remscheid, v. 12, n. 4, p. 407–412, 2012.
- PASCHKE, H. et al. Adapted surface properties of hot forging tools using plasma technology for an effective wear reduction. **Wear**, Braunschweig, v. 330–331, p. 429–438, 2015.
- PAWLOWSKI, L. **The Science and Engineering of Thermal Spray Coatings**. Second ed. England: Wiley, 2008.
- PEREIRA, M. H. **Caracterização do Desgaste em Punção de Forjamento a Quente em Prensa Horizontal Automática de Múltiplos Estágios**. 2017. 122. Dissertação (Mestrado) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, USP., São Paulo, 2017.
- ROBERTS, G.; KRAUSS, G.; KENNEDY, R. **Tool Steels: 5th Edition**. fifth ed. Ohio: Materials Park, 1998.
- RYCERZ, P.; OLVER, A.; KADIRIC, A. Propagation of surface initiated rolling contact fatigue cracks in bearing steel. **International Journal of Fatigue**, London, v. 97, p. 29–38, 2017. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2016.12.004>>
- SANTOS, G. R. Dos. **Caracterização e avaliação do comportamento tribológico do aço DIN X100CrMoV8-1-1 com tratamento dúplex**. 2015. Porto Alegre, 169 f. Tese, (Doutorado) - Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais., 2015.
- SCHIEFLER, M. F. D. O. **Estudo microestrutural e eletroquímico de revestimentos metálicos depositados por aspersão térmica Mostrar registro completo**. 2004. 313 f. Tese (Doutorado) - Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, UFSC, Florianópolis, 2004.
- SELVADURAI, U. et al. Influence of the handling parameters on residual stresses of HVOF-sprayed WC-12Co coatings. **Surface & Coatings Technology**, Dortmund, v. 268, p. 30–35, 2015.
- SJÖSTRÖM, J. **Chromium martensitic hot-work tool steels Chromium martensitic hot-work tool steels**. 2004. Karlstad University Studies, 54 f. Karlstad, 2004.
- SJÖSTROM, J.; BERGSTRÖM, J. Thermal fatigue testing of chromium martensitic hot-work tool steel after different austenitizing treatments. **Journal of Materials Processing**

Technology, Karlstad, v. 153–154, n. 1–3, p. 1089–1096, 2004.

SKONIESKI, A. F. O. **Desenvolvimento de superfícies com filmes de “diamond-like carbon” com adesão melhorada e baixo coeficiente de atrito aplicáveis em conformação mecânica**. 2013. 147 f. Tese, (Doutorado) - Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais. - UFRGS, Porto Alegre, 2013.

SOUZA, V. M. DE. **AVALIAÇÃO DO ATRITO E DO COMPORTAMENTO DO DESGASTE DE UM AÇO ABNT H13 REVESTIDO COM Cr₃C₂-25(NiCr) E WC-10Co-4Cr ATRAVÉS DO PROCESSO DE ASPERSÃO TÉRMICA OXICOMBUSTÍVEL DE ALTA VELOCIDADE (HVOF)**. 2017. 81. Dissertação (Mestrado) - Escola de Engenharia. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Minas, Metalúrgica e de Materiais, UFRGS., Porto Alegre, 2017.

SOUZA, V. et al. Analysis of Forging Dies Coated with Tungsten Carbide through HVOF Processing. **Journal of Mechanics Engineering and Automation**, Porto Alegre, v. 6, n. 7, p. 373–378, 2016.

STACHOWIAK, G. W.; BATCHELOR, A. W. FATIGUE WEAR. **Engineering Tribology**, Burlington, v. Third Edit, p. 595–619, 2006.

STACHOWIAK, G. W.; BATCHELOR, A. W. **Engineering Tribology**. 4th Editio ed. Boston: Butterworth-Heinemann, 2013. Caracterização da topografia de uma superfície Ra, Rz e Rqpag. 511.

STARLING, C. M. D.; BRANCO, J. R. T. Thermal fatigue of hot work tool steel with hard coatings. **Journal of Electroanalytical Chemistry**, Belo Horizonte, v. 33, n. 2, p. 480, 1997.

STEWART, D. A.; SHIPWAY, P. H.; MCCARTNEY, D. G. Microstructural evolution in thermally sprayed WC-Co coatings: comparison between nanocomposite and conventional starting powders. **Acta Materialia**, Nottingham, v. 48, n. 7, p. 1593–1604, 2000.

TAHA-AL, Z. Y.; HASHMI, M. S.; YILBAS, B. S. Effect of WC on the residual stress in the laser treated HVOF coating. Dhahran, v. 9, n. 1997, p. 3172–3181, 2008.

TELASANG, G. et al. Wear and corrosion behavior of laser surface engineered AISI H13 hot working tool steel. **Surface and Coatings Technology**, Kharagpur, v. 261, p. 69–78, 2015.

UDDELHOM. **Uddeholm tool steels for die casting**. 2017. Disponível em: <<https://www.uddeholm.com/app/uploads/sites/46/201>>. Acesso em: 6 jan. 2019.

VASHISHTHA, N.; SAPATE, S. G. Abrasive wear maps for High Velocity Oxy Fuel (HVOF) sprayed WC-12Co and Cr₃C₂-25NiCr coatings. **Tribology International**, Nagpur, v. 114, n.

February, p. 290–305, 2017.

VERDON, C.; KARIMI, A.; MARTIN, J.-L. A study of high velocity oxy-fuel thermally sprayed tungsten carbide based coatings. Part 1: Microstructures. **Materials Science and Engineering A**, Lausanne, v. 246, p. 11–24, 1998.

VIGNESH, S. et al. Identifying the optimal HVOF spray parameters to attain minimum porosity and maximum hardness in iron based amorphous metallic coatings. **Defence Technology**, Tamil Nadu, v. 13, n. 2, p. 101–110, 2017.

VILLABÓN, L.; A. SINATORA. Construção e Instrumentação De Abrasômetro Do Tipo Roda-De-Borracha Para O Estudo Do Comportamento Tribológico De Aços. **Revista da Associação Portuguesa de Análise Experimental de tensões**, [s. l.], p. 1–11, 1991.

VIRTANEN, E. et al. The tempering parameter for evaluating softening of hot and warm forging die steels. **Journal of Materials Processing Technology**, Chicago, v. 213, n. 8, p. 1364–1369, 2013. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2013.03.003>>

WANG, Q. et al. Performance of abrasive wear of WC-12Co coatings sprayed by HVOF. **Tribology International**, Changsha, v. 42, p. 340–344, 2009.

WEBER, M. et al. Potential of Duplex Plasma Deposition Processes for the Improvement of Wear Resistance of Hot Forging Dies. **Key Engineering Materials**, [s. l.], v. 554–557, p. 345–358, 2013.

WOOD, R. J. K. Tribology of thermal sprayed WC-Co coatings. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, Southampton, v. 28, n. 1, p. 82–94, 2010.

WU, Y. S. et al. Microstructure and sliding wear behavior of nanostructured Ni60-TiB₂ composite coating sprayed by HVOF technique. **Surface and Coatings Technology**, Guangzhou, v. 206, n. 6, p. 1102–1108, 2011.

XIE, M.; ZHANG, S.; LI, M. Comparative investigation on HVOF sprayed carbide-based coatings. **Applied Surface Science**, [s. l.], v. 273, p. 799–805, 2013. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1016/j.apsusc.2013.03.010>>

YBARRA, L. A. C. et al. Efeitos das características dos pós industriais de tungstênio e carboneto de tungstênio na microestrutura e dureza de metal duro para ferramentas de perfuração de rochas. **Revista Eletrônica de Materiais e Processos**, Diamantina, v. 2, p. 10–25, 2008.

YILBAS, B.; AL-ZAHARNAH, I.; SAHIN, A. **Flexural Testing of Weld Site and HVOF Coating Characteristics**. Berlin Heidelberg: Springer-Verlag, 2014.

ZAVAREH, M. A. et al. The tribological and electrochemical behavior of HVOF-sprayed Cr₃

C2 – NiCr ceramic coating on carbon steel. **Ceramics International**, Kuala Lumpur, v. 41, n. 4, p. 5387–5396, 2015.

ZHANG, W. C. et al. Comparison between WC-10Co-4Cr and Cr₃C₂-25NiCr coatings sprayed on H13 steel by HVOF. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)**, Guangzhou, v. 25, n. 11, p. 3700–3707, 2015.

ZLATANOVIĆ, M. Deposition of (Ti,Al)N coatings on plasma nitrided steel. **Surface and Coatings Technology**, Bulevar Revolucije, v. 48, n. 1, p. 19–24, 1991.