

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

**AVALIAÇÃO DO ATRITO E DO COMPORTAMENTO DO DESGASTE DE UM
AÇO ABNT H13 REVESTIDO COM Cr_3C_2 -25(NiCr) E WC-10Co-4Cr ATRAVÉS
DO PROCESSO DE ASPERSÃO TÉRMICA OXICOMBUSTÍVEL DE ALTA
VELOCIDADE (HVOF)**

VANESSA MOURA DE SOUZA

Dissertação para obtenção do título de Mestre em Engenharia

Porto Alegre

2017

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

**AVALIAÇÃO DO ATRITO E DO COMPORTAMENTO DO DESGASTE DE UM
AÇO ABNT H13 REVESTIDO COM $\text{Cr}_3\text{C}_2-25(\text{NiCr})$ E $\text{WC}-10\text{Co}-4\text{Cr}$ ATRAVÉS
DO PROCESSO DE ASPERSÃO TÉRMICA OXICOMBUSTÍVEL DE ALTA
VELOCIDADE (HVOF)**

VANESSA MOURA DE SOUZA
Engenheira Mecânica

Trabalho realizado no Centro de Tecnologia da Escola de Engenharia da UFRGS, dentro do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M, como parte dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia.

Área de Concentração: Processos de Fabricação

Porto Alegre

2017

Esta dissertação foi julgada adequada para obtenção do título de Mestre em Engenharia, área de concentração Processos de Fabricação, e aprovada em sua forma final pelo Orientador e pela Banca Examinadora do Curso de Pós-Graduação.

Orientador: Prof. Dr. Alexandre da Silva Rocha

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Mario Wolfart Júnior

Prof. Dr. Rafael Menezes Nunes

Prof. Dr. Vinícius Martins

Prof. Dr. Carlos Perez Bergmann
Coordenador do PPGE3M

"Eles (pessoas que nunca trabalharam com aço) associam o metal com dadas formas... tubos, bielas, ferramentas, componentes... todas elas fixas e invioláveis, e pensam nelas primeiramente como entidades físicas. Mas uma pessoa que lida com usinagem, fundição, forjamento ou solda enxerga o aço como tendo absolutamente nenhuma forma. O aço pode ter a forma que você quiser se for habilidoso o bastante, e qualquer forma menos a que você quiser se não for. Formas são onde você chega, o que você dá ao aço. O aço em si não tem mais forma que uma pilha de sujeira em um motor. As formas todas saíram da mente de alguém. Isto é importante perceber. O aço? Droga, até o aço é o produto da mente de uma pessoa. "

Adaptado de Robert M. Pirsig, em *Zen and the Art of Motorcycle Maintenance*

AGRADECIMENTOS

Em primeiro lugar, à minha família, Neusa Moura de Souza, Olímpio Martins de Souza, Priscila Moura de Souza, Tim Augusto Braum e Henrique Braum pelo amor, compreensão e apoio.

Agradeço a todos que de alguma forma colaboraram para a realização deste trabalho. E um muito obrigada especial para:

- Prof. Dr. Alexandre da Silva Rocha, pela oportunidade e orientação;
- Aos colegas e amigos Angela Selau Marques, Lucas Travi e Gustavo Gehlen;
- Metalúrgica Rijeza;
- Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico – CNPQ, pela bolsa de mestrado;
- Grupo de Engenharia de Superfícies do Laboratório de Transformação Mecânica– GES – UFRGS;
- Laboratório de Processamento Mineral – LAPROM – UFRGS;
- Richard de Medeiros Castro – Faculdade SATC;
- Vinicius Martins – Instituto Federal Sul- Riograndense Campus Sapucaia do Sul.

RESUMO

O desgaste é um dos fatores que causam a maior parte das falhas e redução na vida útil de ferramentas, além de resultar em produtos com condições superficiais inadequadas. A crescente demanda da indústria por menores custos, maior produtividade e melhor qualidade estão entre as justificativas para que se busquem maneiras de incrementar o desempenho dessas ferramentas. Neste contexto, o trabalho tem como objetivo avaliar e caracterizar superfícies projetadas para resistência ao desgaste utilizando o processo de aspersão térmica oxicombustível de alta velocidade (HVOF). Fez-se um estudo comparativo de caracterização e comportamento tribológico de um aço ferramenta com deposição por aspersão térmica de dois diferentes revestimentos. O estudo abrange o aço ABNT H13, utilizando o tratamento superficial de aspersão térmica HVOF com revestimentos de $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-}25(\text{NiCr})$ e $\text{WC-}10\text{Co-}4\text{Cr}$. A avaliação da superfície e do comportamento tribológico envolveu perfis de microdureza, análise de fases por difração de raios X, metalografias, obtenção da composição química, caracterização da rugosidade, ensaio de abrasão e adesão, pino-disco e ensaio do anel. O objetivo de conseguir aumentar a resistência ao desgaste utilizando um aço ferramenta com deposição via processo de HVOF, bem como o de caracterizar este processo foi alcançado. A utilização do aço ABNT H13 com deposição via aspersão térmica HVOF e revestimentos à base de carboneto de cromo e tungstênio demonstrou-se recomendável para proteção de substratos, fornecendo alta dureza e boa resistência ao desgaste. O revestimento de $\text{WC-}10\text{Co-}4\text{Cr}$ obteve o melhor desempenho geral, apresentando uma microdureza 192% maior frente ao aço sem revestimento, uma redução de 315% do coeficiente de atrito, além de uma adesão maior ao substrato quando comparado com o revestimento $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-}25(\text{NiCr})$.

Palavras-chave: *HVOF*, aspersão térmica, desgaste, atrito, H13, $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-}25(\text{NiCr})$, $\text{WC-}10\text{Co-}4\text{Cr}$.

ABSTRACT

Wear is one of the factors that cause most of the failures and reduction of lifespan for tools, it also results in products with no quality in the surface conditions. The increasing demand of the industry for lower costs, higher productivity and better quality are among the justifications for finding ways to increase the performance of these tools. In this context, the objective of this work is to evaluate and characterize surfaces designed for wear resistance using the high velocity oxyfuel (HVOF) thermal spray process. A comparative study of characterization and tribological behavior of a tool steel with thermal spray deposition was performed for two different coatings. The study covers the ABNT H13 steel, using the surface treatment of HVOF thermal spray with coatings of $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-}25(\text{NiCr})$ and $\text{WC-}10\text{Co-}4\text{Cr}$. The surface and the tribological behavior evaluation involved microhardness profiles, phase analysis by x-ray diffraction, metallography, chemical composition, roughness characterization, abrasion and adhesion test, pin-on-disk and ring test. The objective of increasing the wear resistance using a tool steel with deposition through HVOF process, as well as to characterize this process was achieved. The use of ABNT H13 steel with chrome and tungsten carbide coatings deposited by thermal spray HVOF has proved to be recommended for substrates protection, providing high hardness and good wear resistance. The $\text{WC-}10\text{Co-}4\text{Cr}$ coating had the best overall performance, presenting a microhardness 192% higher than the steel with no coating, a reduction of 315% of the coefficient of friction, and a higher adhesion to the substrate compared to the $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-}25(\text{NiCr})$ coating.

Keywords: *HVOF*, thermal spraying, wear, friction, $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-}25(\text{NiCr})$, $\text{WC-}10\text{Co-}4\text{Cr}$.

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO.....	10
2	REVISÃO DE LITERATURA	12
2.1	AÇO FERRAMENTA– ABNT H13.....	12
2.2	TRIBOLOGIA.....	15
2.2.1	Aspectos tribológicos da conformação mecânica.....	16
2.2.1	Rugosidade superficial	20
2.2.2	Atrito e desgaste	20
2.3	ASPERSÃO TÉRMICA (THERMAL SPRAY COATINGS).....	23
2.3.1	Aspersão térmica oxicomustível de alta velocidade - High velocity oxyfuel (HVOF).....	26
2.3.2	Preparação da superfície para deposição do revestimento.....	28
2.3.3	Limpeza e obtenção de rugosidade no substrato	28
2.3.4	Porosidade	29
2.4	CARBONETO DE TUNGSTÊNIO	29
2.5	CARBONETOS DE CROMO	31
2.6	PRESSÃO DE CONTATO (PRESSÃO DE HERTZ).....	33
2.7	ENSAIOS TRIBOLÓGICOS	34
2.7.1	Pino-sobre-disco (Pin-on-disk).....	34
2.8	ASPECTOS TRIBOLÓGICOS DE REVESTIMENTOS DEPOSITADOS VIA HVOF.....	36
2.9	ENSAIO DO ANEL	40
3	MATERIAIS E MÉTODOS.....	42
3.1	CONFECÇÃO DOS CORPOS DE PROVA.....	43
3.2	PÓ UTILIZADO NA ASPERSÃO TÉRMICA (HVOF).....	44
3.3	PROCESSO DE ASPERSÃO TÉRMICA – HVOF	45
3.4	MICROSCOPIA ÓPTICA	47
3.5	MICRODUREZA VICKERS.....	47
3.6	RUGOSIDADE SUPERFICIAL E PERFILOMETRIA	47
3.7	DIFRAÇÃO DE RAIOS-X	48
3.8	ENSAIO DE ABRASÃO – RODA DE BORRACHA E AREIA (RUBBER WHEEL)	49
3.9	ENSAIO DE ADESÃO	51
3.10	PINO-SOBRE-DISCO	52
3.11	MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA.....	54
3.12	ENSAIO DO ANEL	55

3.13	IMAGEJ	57
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	58
4.1	MICROSCOPIA ÓPTICA	58
4.2	MICRODUREZA VICKERS.....	59
4.3	RUGOSIDADE SUPERFICIAL.....	60
4.4	DIFRAÇÃO DE RAIOS-X.....	61
4.5	ENSAIO DE ABRASÃO – RODA DE BORRACHA E AREIA (RUBBER WHEEL)	62
4.6	ENSAIO DE ADESÃO	65
4.7	PINO-SOBRE-DISCO E PERFILOMETRIA DAS TRILHAS.....	66
4.8	MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA.....	68
4.9	ENSAIO DO ANEL.....	70
5	CONCLUSÕES.....	72
6	SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS	74
	REFERÊNCIAS	75

1 INTRODUÇÃO

As empresas necessitam de flexibilidade de produção, trabalhando geralmente com uma grande variedade de produtos devido o atual mercado ser muito dinâmico e competitivo. Esta realidade consequentemente influencia as estratégias de trabalho em relação à produção das ferramentas para o processo de conformação, exigindo uma maior durabilidade. O desgaste é um dos principais problemas industriais comumente encontrados, que levam à substituição de componentes e equipamentos em engenharia. As perdas econômicas consequentes de desgastes não envolvem somente os custos de reposição, mas também os custos de depreciação de equipamentos, perdas de produção, de competitividade e de oportunidades de negócios (DAVIS, 2004).

A possibilidade de se recuperar esses componentes, ou prepará-los para suportar melhor as condições de trabalho, é constantemente estudada e novas técnicas são propostas, sempre no sentido de aumentar a vida útil e reduzir custos operacionais (ASM INTERNATIONAL HANDBOOK COMMITTEE, 1997). Esta é a razão para o aumento da importância dos sistemas de revestimentos. Devido a isso se tornou necessário o aperfeiçoamento e desenvolvimento de processos de deposição de revestimentos, como o processo de aspersão térmica oxicomustível de alta velocidade – *HVOF*. O processo de aspersão térmica por *HVOF* possui importantes vantagens em comparação com os outros processos de deposição, além de funcionar através de uma pistola que proporciona grande mobilidade e não requer câmaras com ambiente controlado, dentre as quais é possível citar (SCHNEIDER, 2006):

- ✓ Baixo ataque térmico ao substrato;
- ✓ Possibilidade de deposição de diversos revestimentos com elevada adesão;
- ✓ Baixa porosidade em comparação com os outros processos de aspersão.

A deposição de revestimentos do tipo WC-Co é muito comum para melhorar a resistência a abrasão e diminuir a fricção em projetos de engenharia. A elevada dureza, densidade e possibilidade de formar inúmeras ligas com variadas propriedades tornam este material muito útil e versátil. Outro carboneto que vem sendo utilizado é o Cr_3C_2 , associado ao níquel como ligante, este material é capaz de formar revestimentos com ótimas propriedades mecânicas, resistentes ao desgaste e a elevadas temperaturas (AGUILA, 2005).

Este trabalho tem como objetivo geral realizar um estudo voltado para a aplicação de revestimentos do tipo $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25(NiCr)}$ e WC-10Co-4Cr depositados via *HVOF* no aço ferramenta ABNT H13 através de ensaios físicos, mecânicos e análise do seu comportamento em desgaste.

Como objetivos específicos, estão:

- Verificar e comparar o comportamento em desgaste dos revestimentos em um aço ABNT H13;
- Realizar ensaios de compressão de anéis de aço ABNT 1020 em matrizes com ambos os revestimentos;
- Caracterizar os revestimentos $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25(NiCr)}$ e WC-10Co-4Cr .

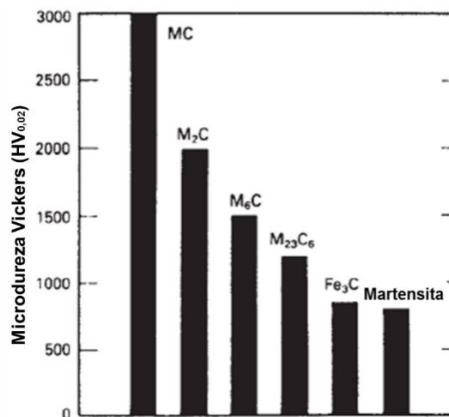
2 REVISÃO DE LITERATURA

2.1 AÇO FERRAMENTA– ABNT H13

O aço ferramenta ABNT H13 (*American Iron and Steel Institute*) é um dos mais populares aços-ferramenta para trabalho a quente e é usado em uma grande variedade de ferramentas. A letra “H” significa *hot application*, isto é, aplicação em operações a quente e o número 13 indica uma liga dentro da classe de aços onde particularmente o teor de Vanádio encontra-se elevado na ordem de 0,9 % em massa. Os aços para trabalho a quente têm sido desenvolvidos para resistir a combinações de aquecimento, pressão e abrasão associada com punção, cisalhamento ou conformação de metais em altas temperaturas. Entre eles, os aços para trabalho a quente ao cromo têm boa resistência ao amolecimento térmico por causa de seu médio teor de cromo e a adição de elementos formadores de carbonetos tais como molibdênio, tungstênio e vanádio. O baixo teor de carbono da liga promove tenacidade numa dureza normal de trabalho de 40 a 55 HRC. O alto teor de tungstênio e molibdênio aumentam a resistência a quente, mas reduz ligeiramente a tenacidade. Vanádio é adicionado para aumentar a resistência ao desgaste abrasivo em altas temperaturas (ISHIKAWA *et al.*, 2010).

A resistência ao desgaste do material é incrementada à medida que aumenta a quantidade e a dureza dos carbonetos. A Figura 1 traça um comparativo entre os valores de dureza da matriz e diferentes carbonetos, é possível perceber que a dureza do material se eleva conforme o volume de carbonetos dispersos na matriz martensítica do aço ferramenta (KRAUSS, 2015).

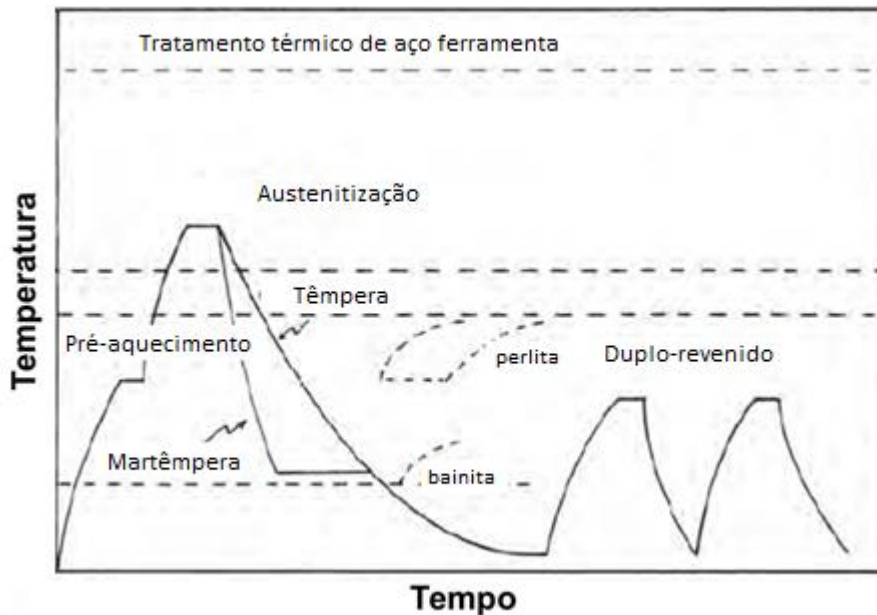
Figura 1 - Comparativo entre a dureza das diversas fases encontradas em aços ferramentas



Fonte: BRANDIS, HARBELING e WEIGARD (1980)

A Figura 2 apresenta a rota usual de tratamentos térmicos pela qual passa um aço ferramenta. A temperatura de austenitização é importante na microestrutura do aço após a têmpera, quanto maior a temperatura de austenitização, mais carbonetos estão dissolvidos na austenita e carbonetos presentes na matriz poderão crescer excessivamente devido a elevadas taxas de difusão. O revenimento é uma etapa fundamental após a têmpera dos aços ferramenta, neste tratamento térmico será feito o balanço entre dureza e tenacidade desejados para a aplicação do material, além de transformar austenita retida em martensita (KRAUSS, 2015).

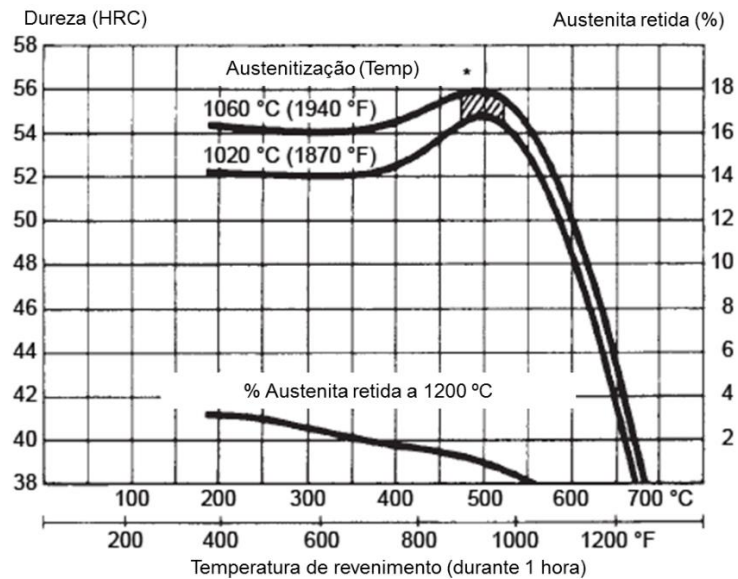
Figura 2 - Tratamento térmico padrão de um aço ferramenta



Fonte: BRANCO e KRAUSS (1987)

O revenimento ocorre em duas ou até mesmo três etapas para assegurar que a tenacidade do aço ferramenta seja alcançada, além disso, temperaturas mais elevadas, acima de 500 °C, são utilizadas. Durante o primeiro revenimento poderá acontecer a formação de uma nova martensita não revenida durante o resfriamento, diminuindo novamente a tenacidade do material. Como pode ser visto na Figura 3, as temperaturas mais elevadas de revenimento permitirão uma difusão mais elevada na rede cristalina, fazendo com que haja a formação de carbonetos refinados de elementos de liga como cromo, tungstênio e molibdênio, este fenômeno é chamado de endurecimento secundário.

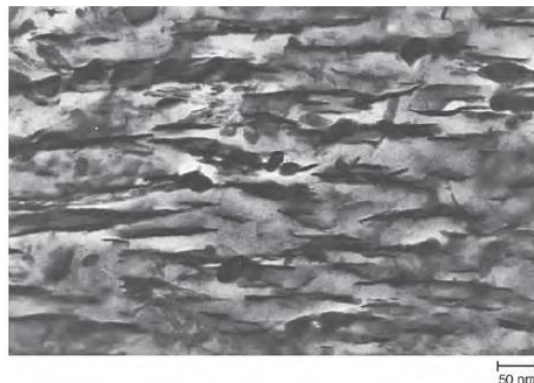
Figura 3 - Curva de dureza em função da temperatura para o aço ferramenta ABNT H13 revenido por uma hora



Fonte: KRAUSS (2015)

Os carbonetos formados em aços ferramenta terão uma estrutura refinada devido ao fato de a difusão não ser suficiente para haver o deslocamento dos átomos de elementos como W, Mo, Cr, etc., apenas por pequenas distâncias, o coalescimento de carbonetos de elementos de liga ocorre em taxas menores do que a cementita, por exemplo (KRAUSS, 2015). A Figura 4 apresenta uma imagem obtida via microscopia eletrônica de transmissão do aço ferramenta ABNT H13, onde é possível perceber o coalescimento de alguns carbonetos após o tratamento de revenimento durante 100 horas.

Figura 4 -Imagem de microscopia eletrônica de transmissão da microestrutura do aço ferramenta ABNT H13 revenido por 100 horas a 550 °C



Fonte: KRAUSS (2015)

2.2 TRIBOLOGIA

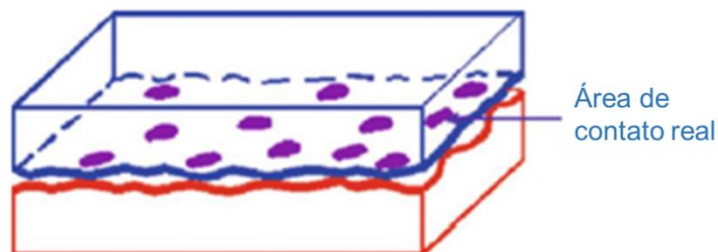
A tribologia é definida como a ciência e tecnologia envolvidas na relação entre duas superfícies com movimento relativo entre si. Esta ciência envolve o estudo de fricção, desgaste e lubrificação. No momento que dois corpos sólidos se tocam, forças de ação e reação surgem, além disso, a estrutura da superfície é alterada durante a interação. Pequenas porções de material também podem ser transferidas entre as duas superfícies, caracterizando uma maneira diferente de desgastar as superfícies (MENEZES *et al.*, 2013)(BHUSAN, 2013).

Vários fatores irão afetar no comportamento tribológico de um sistema, como por exemplo o material dos corpos em contato, a rugosidade e tipo de acabamento dado a cada superfície, a lubrificação, meio em que o sistema tribológico se encontra, carga aplicada no sistema, velocidade de deslizamento entre os corpos, etc (MENEZES *et al.*, 2013)(BHUSAN, 2013).

Há diversas formas de analisar esse comportamento, as principais delas são através de ensaios tribológicos para obtenção do coeficiente de atrito do sistema em função do tempo ou da distância percorrida, associado com a taxa de desgaste ou perda de massa do material (MENEZES *et al.*, 2013)(BHUSAN, 2013).

Considerando um aço ferramenta, seu módulo de elasticidade e a rugosidade superficial é possível verificar a influência na área de contato real (Figura 5) que será formada durante o deslizamento em relação a outro material e como as asperezas da superfície se comportarão, se irão aderir às asperezas do segundo corpo e romper, formando um *debris*¹o que poderá aumentar ou não a taxa de desgaste.

Figura 5 - Área de contato real entre dois corpos



Fonte: MENEZES *et al.*(2013)

¹ Partículas de terceiro corpo que se formam em determinado material.

Materiais com boa ductilidade são desejáveis, todavia a deformação plástica excessiva e o arrastamento/junção do material causando adesão (*galling*) é prejudicial para o aço ferramenta (PUJANTE *et al.*, 2013). Hase e Michina (2009) propuseram um modelo (Figura 6) no qual óxidos e filmes adsorvidos também afetam o contato entre dois corpos.

Figura 6 -Modelo que propõe a influência de óxidos, filmes adsorvidos e lubrificação de contorno influenciando na área de contato entre dois corpos



Fonte: HASE e MISHINA (2009)

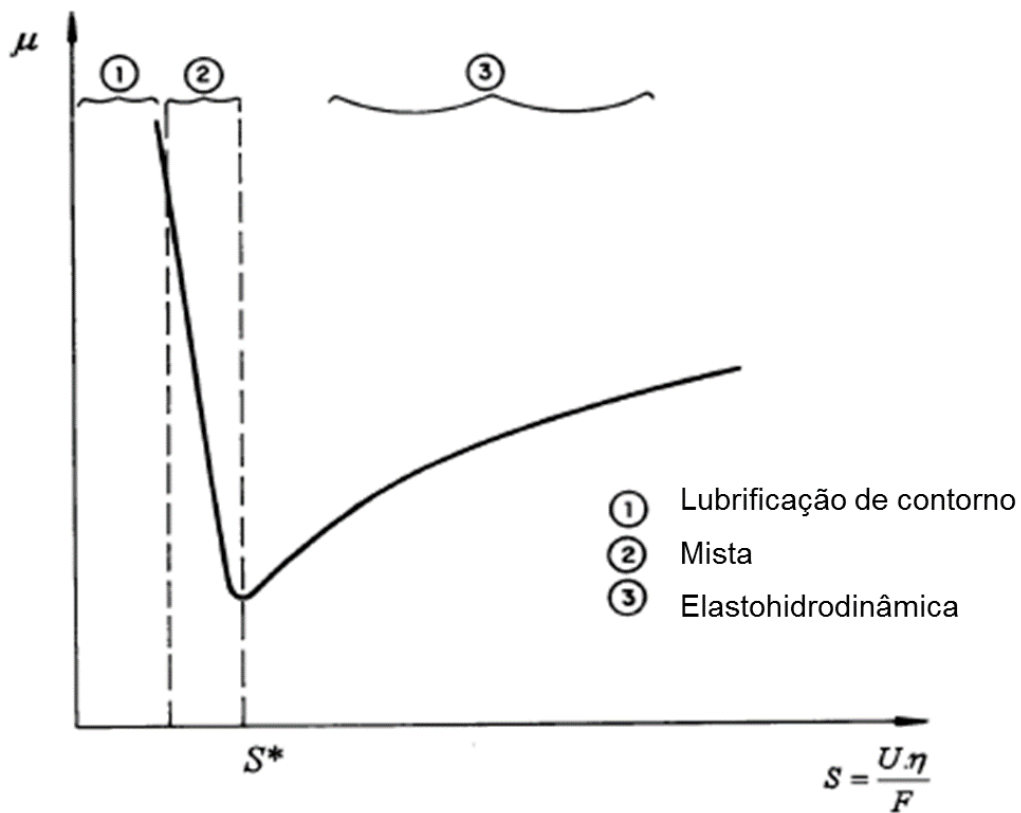
2.2.1 Aspectos tribológicos da conformação mecânica

A principal aplicação dos aços ferramenta tipo H está na conformação a quente, mas devido a sua composição e propriedades mecânicas (KRAUSS, 2015), este aço poderá ser utilizado nas demais áreas da conformação mecânica.

Irregularidades superficiais, também chamadas de asperezas, e seu comportamento durante o deslizamento associadas à lubrificação e propriedades químicas da superfície são fatores chave para entender o comportamento friccional de ferramentas de conformação mecânica (ASM INTERNATIONAL HANDBOOK COMMITTEE, 1997). Processos de conformação, geralmente, consistem do movimento de pelo menos uma ferramenta em relação à geratriz (peça a ser conformada), sendo necessária a aplicação de elevadas tensões para que haja a deformação do material. A influência da fricção no desgaste da ferramenta é mais visível em processos de forjamento e extrusão a quente, devido a maior dificuldade em a matriz reter lubrificante. A curva

de Stribeck (Figura 7) é uma ferramenta muito utilizada para analisar regimes de lubrificação, onde o coeficiente de atrito (μ) será função do número de Stribeck (S), definido através da velocidade de deslizamento entre as superfícies (U), a viscosidade do lubrificante (η) e a carga aplicada na interface (F) para os três regimes de lubrificação: elastohidrodinâmica, mista e de contorno (DAVIM, 2013).

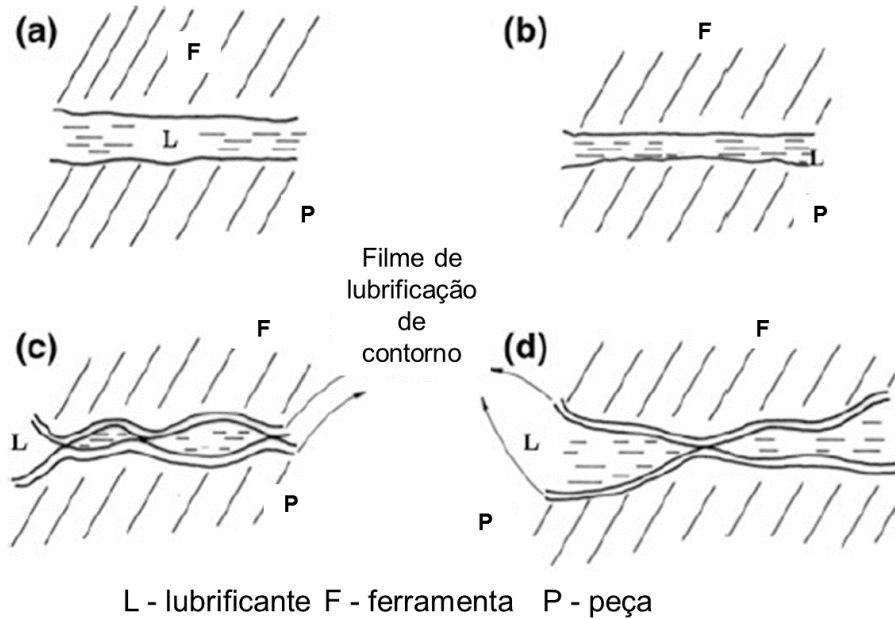
Figura 7 - Curva de Stribeck



Fonte: DAVIM(2013)

A lubrificação de contorno (Figura 8) apresenta alguns regimes de lubrificação durante processos de conformação mecânica. Quando os filmes de lubrificante com espessura igual ao tamanho de algumas moléculas do lubrificante (Figura 8.c,d), a fricção é fortemente afetada pela rugosidade e propriedades-físico químicas das superfícies (DAVIM, 2013).

Figura 8 - Regimes de lubrificação na conformação mecânica



Fonte: DAVIM(2013)

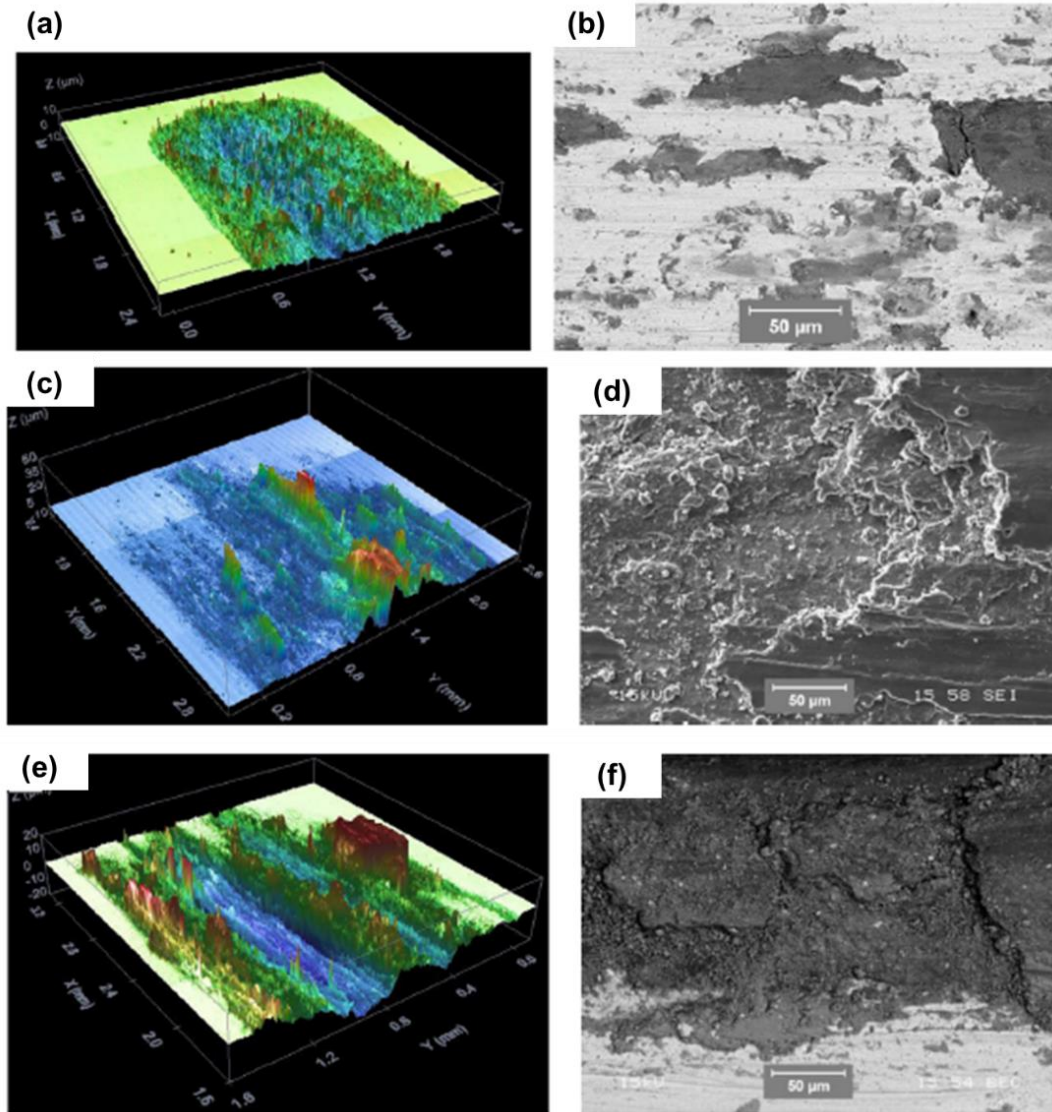
O desgaste das ferramentas começa através da adesão entre as duas superfícies em deslizamento, formando junções de asperezas, que com a deformação contínua, rompem e são arrancadas das superfícies. Estas partículas duras poderão causar o desgaste abrasivo das superfícies, além disso *debris* duros formados com oxigênio ou outros elementos químicos presentes podem acelerar ainda mais o desgaste da ferramenta (DAVIM, 2013)(MENEZES *et al.*, 2013).

Pujante *et al* (2013) desenvolveram um estudo no qual é analisado o fenômeno de *galling*² de alumínio comercialmente puro em aço ferramenta ABNT H13 com diferentes temperaturas durante os ensaios tribológicos. Para os ensaios feitos a 30 °C (Figura 9. a,b) o alumínio apresentou alguns pontos de adesão ao longo da trilha desgasta; os ensaios realizados a 150 °C (Figura 9. c,d) o fenômeno de *galling* é extremamente severo devido à maior conformabilidade do alumínio; já os ensaios feitos a 450 °C (Figura 9. e,f), onde o alumínio apresenta altas taxas de oxidação, o qual limitou a adesão de alumínio na superfície de ABNT H13, todavia, houve a

²Fenômeno de adesão.

formação de *debris* extremamente duros de óxido de alumínio (Al_2O_3) que formaram sulcos profundos na superfície do aço ferramenta (PELCASTRE, HARDELL e PRAKASH, 2013).

Figura 9 - Topografias tridimensionais da *cross-section* das trilhas desgastadas (a, c, e) e imagens de microscopia eletrônica de varredura das trilhas desgastadas no aço ABNT H13 (b, d, f)



Fonte: PUJANTE *et al.*(2013)

A relevância deste trabalho foi demonstrar que um aço ferramenta pode sofrer diversos tipos de desgaste para conformar um mesmo material, dependendo das condições nas quais o processo é realizado.

2.2.1 Rugosidade superficial

O tipo de topografia e o grau de rugosidade do revestimento são fatores importantes referentes a interpretação de resultados relativos à qualidade e a estabilidade dimensional.

A rugosidade de uma superfície é caracterizada através da Rugosidade Superficial Média (Ra), que é a média aritmética dos desvios de uma linha média, medidos dentro de um deslocamento (Equação 1). A rugosidade também pode ser caracterizada através da medição da rugosidade total (*ten point height*) (Rz) que é uma média entre os 5 maiores picos e os 5 vales mais profundos (Equação 2), o que impede que alguns riscos e irregularidades da superfície interfiram no resultado (MENEZES *et al.*, 2013)(BHUSAN, 2013).

$$Ra = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n |z_i - \bar{z}| \quad (\text{Equação 1})$$

$$Rz = \frac{1}{n} \left(\sum_{i=1}^n R_{picos} - \sum_{i=1}^n R_{vales} \right) \quad (\text{Equação 2})$$

2.2.2 Atrito e desgaste

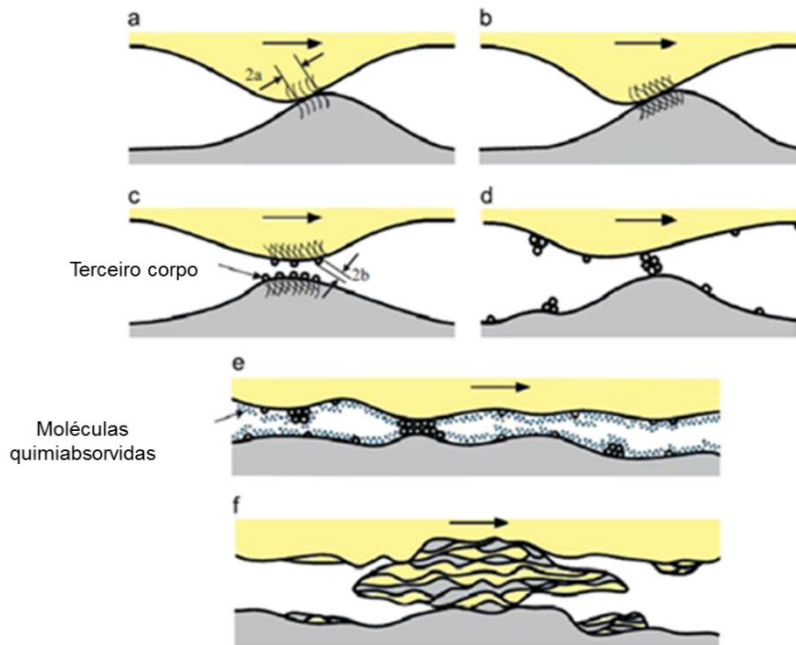
De acordo com Bowden e Tabor (2001), o atrito pode ser definido a partir de duas componentes: uma de adesão e outra de fricção, logo, o coeficiente de atrito (μ) poderá ser expresso a partir da Equação 3. A componente de adesão depende da dureza do material mais macio e da área de contato real entre os dois corpos, enquanto a componente de abrasão depende da capacidade das asperezas do material duro penetrarem no material macio.

$$\mu = \mu_{adesão} + \mu_{abrasão} \quad (\text{Equação 3})$$

O desgaste de um material metálico acontece através da adesão entre as asperezas, e depois do arrancamento de asperezas durante o deslizamento. Todavia, ao ter-se um par tribológico do tipo duro-mole, a tendência é que o desgaste seja adesivo no material duro (LEMM *et al.*, 2015) (KAYABA e IWABUCHI, 2014) (ELLEUCH e FOUVRY, 2015) e

abrasiva no material mole. Na Figura 10 é apresentada a formação de partículas de terceiro corpo, estas partículas são oriundas de reações entre os elementos dos dois corpos em deslizamento com a atmosfera (Figura 10a, b), formando partículas duras que irão acelerar as taxas de desgaste (Figura 10 c, d), principalmente no material duro. Na Figura 10 (e, f) é possível observar o fenômeno de desgaste que essas partículas acarretam.

Figura 10 - Mecanismos de desgaste adesivo-abrasivo durante a formação de partícula de terceiro corpo

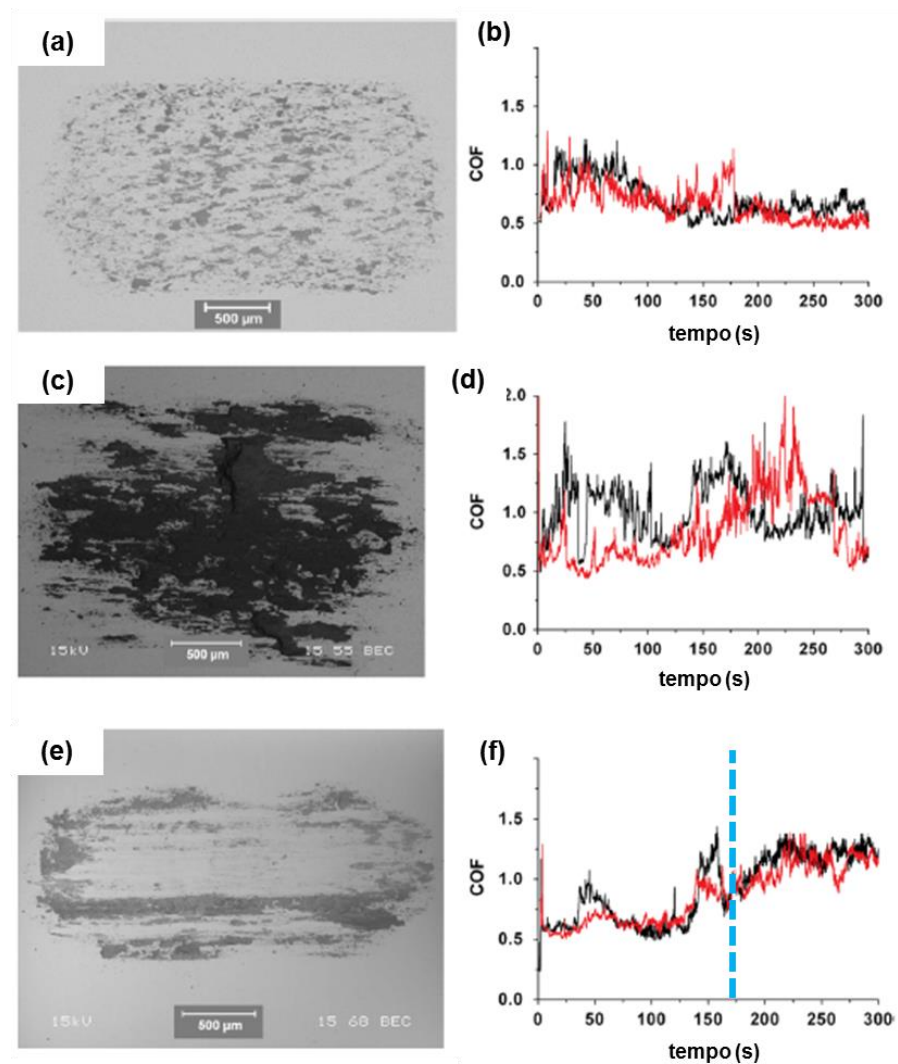


Fonte: SASADA e NOROSE(2014)

Fatores como a temperatura influenciam diretamente no atrito e desgaste de materiais. A Figura 11 apresenta resultados dos ensaios tribológicos (coeficiente de atrito) obtidos no trabalho de Pujante *et al* (2013), onde é possível verificar que temperaturas muito elevadas ocasionam uma maior formação de óxidos superficiais, formando mais particulados duros durante o deslizamento dos corpos, este fato pode ser explicado pelo fato de temperaturas mais elevadas aumentarem a atividade de gases não inertes, como oxigênio e nitrogênio, por exemplo (ATKINS e DE PAULA, 2007). Na Figura 11 (a,b) é possível notar que o ensaio tribológico realizado na temperatura mais baixa (30 °C) obteve os menores coeficientes de atrito e uma trilha com áreas

quase que pontuais de adesão, enquanto no ensaio realizado a 150 °C (Figura 11 c,d) o *galling* foi intenso e o coeficiente de atrito manteve-se oscilante e com valores elevados ao longo de todo o ensaio, já para os ensaios feitos a 350 °C e com uma inibição da adesão devido a uma oxidação mais elevada, o desgaste apresenta-se em rastros, possivelmente devido à formação de *debris* (partículas de terceiro corpo) duros que desgastaram a superfície do aço ferramenta de forma abrasiva, o que explica o aumento do coeficiente de atrito a partir dos 175 segundos de ensaio (linha tracejada azul).

Figura 11 - Imagens obtidas via microscópio eletrônico de varredura das trilhas desgastadas no aço ferramenta ABNT H13 (a, c, e) e gráficos do coeficiente de atrito (COF) em função do tempo para os ensaios realizados a 30, 150 e 350 °C respectivamente (b, d, f)

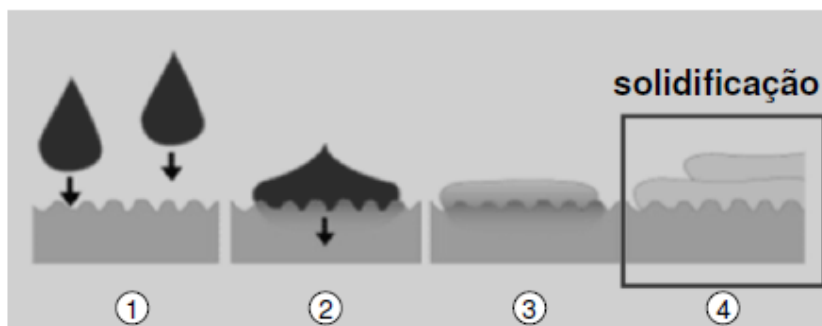


Fonte: PUJANTE *et al.* (2013)

2.3 ASPERSÃO TÉRMICA (*THERMAL SPRAY COATINGS*)

O processo de aspersão térmica consiste em uma técnica de aplicação de revestimento onde gotas de material fundido ou semi-fundido (estado pastoso) são geradas e direcionadas à superfície do material base em uma temperatura entre 2526°C ~ 2843°C (MATTHEWS, HYLAND e JAMES, 2004). As partículas são assim conformadas em forma de finas lâminas, formando um revestimento com características especiais, como mostra a Figura 12. Os revestimentos conferem proteção de natureza mecânica (desgaste), química (corrosão) e física (calor e eletricidade). Os materiais sólidos são aquecidos mudando para um estado pastoso ou fundido e acelerados por um gás comprimido em direção ao substrato (metal-base). As partículas aspergidas aderem ao substrato por mecanismos mecânicos, químicos, metalúrgicos e físicos, dependendo da temperatura da fonte de calor e velocidade imposta às partículas, que pela sobreposição formam camadas de estrutura lamelar (LIMA e TREVISAN, 2007) (BAYER e WALTON, 1990).

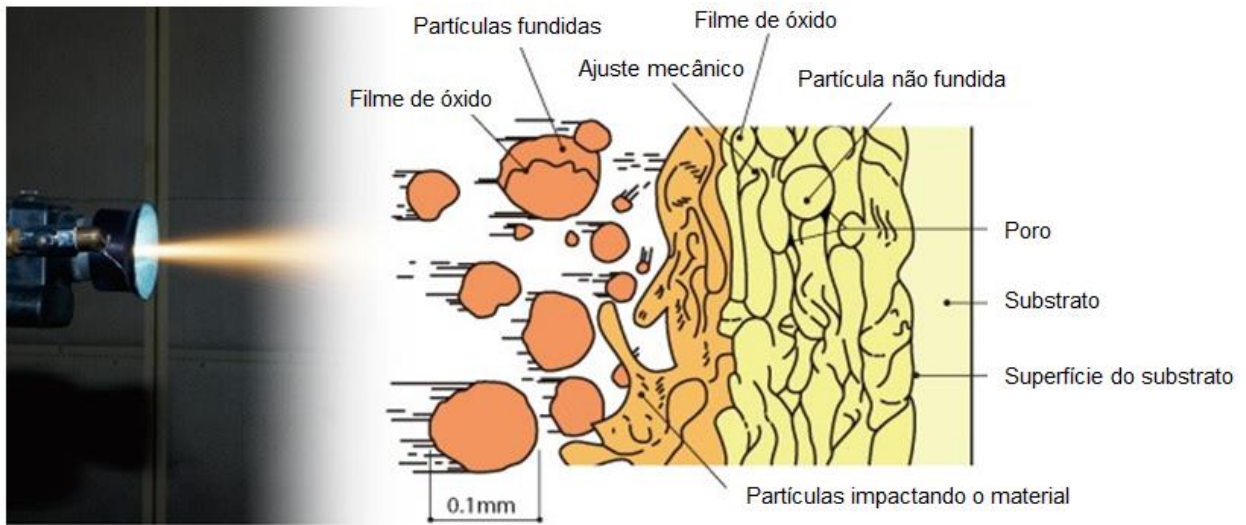
Figura 12 - (1) Gotículas pressurizadas projetadas contra superfície a ser revestida, (2) impacto, (3) escoamento e (4) sobreposição e solidificação



Fonte: LIMA e TREVISAN (2007)

O material resultante fundido ou gotículas próximas ao ponto de fusão são aceleradas em um gás pressurizado e projetadas contra a superfície a ser revestida. Com o impacto as gotículas escoam como pequenas partículas lamelares aderindo à superfície, após sucessivo preenchimento e sobreposição e então se solidificam, conforme ilustra a Figura 13. A total espessura do revestimento é usualmente obtida com múltiplos passes do processo (ASM INTERNATIONAL HANDBOOK COMMITTEE, 1997).

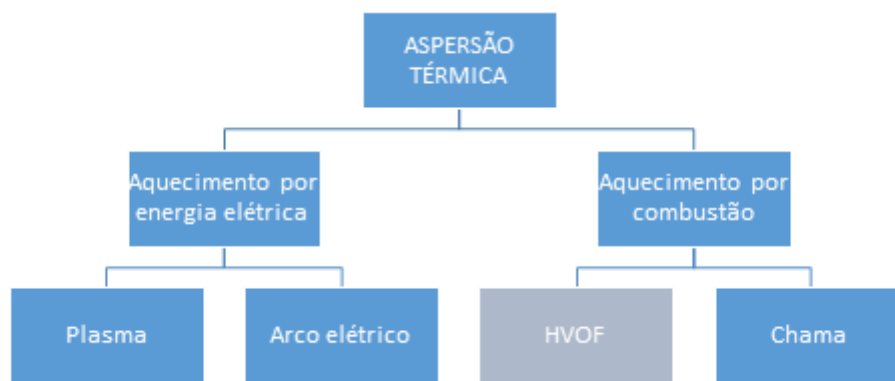
Figura 13 - Características usuais dos processos de aspersão térmica



Fonte: SOUZA *et al.*(2016)

O material de alimentação para formar o revestimento pode estar na forma de pó, vareta, cordão ou arame. Existem diversos processos para deposição de filmes duros e eles são classificados conforme o tipo de aquecimento: por combustão ou por eletricidade, conforme mostra a Figura 14.

Figura 14- Classificação da aspersão térmica



Fonte: LIMA e TREVISAN (2007)

Cada processo possui suas particularidades e variações que promovem diferentes condições de aplicação e processamento dos revestimentos, modificando suas propriedades (BYRER, 1985).

Conforme mostra a Figura 14, e segundo Lima e Trevisan (2007), a classificação dos processos de aspersão térmica distingue-se em dois grupos um que usa a chama e outro que utiliza a energia elétrica como fonte de energia. Para efeito de simplificação, uma nomenclatura baseada em siglas é comumente usada em substituição às denominações completas dos processos. A identificação de cada uma das siglas é a seguinte:

- ✓ FS - *Flame Spraying*: aspersão a chama oxí-gás com material de adição na forma de pó ou arame;
- ✓ ASP - *Arc Spraying*: aspersão a arco elétrico;
- ✓ HVOF - *High Velocity Oxy-Fuel*: aspersão térmica oxícombustível de alta velocidade com material de adição na forma de pó;
- ✓ HVCW - *High Velocity Combustion Wire Flame Spraying*: aspersão a chama de alta velocidade com material de adição na forma de arame;
- ✓ OS - *Plasma Spraying*: aspersão a plasma;
- ✓ D-gun - *Detonation-Gun Spraying*: aspersão por detonação;
- ✓ LS - *Laser Spraying*: aspersão a laser;
- ✓ CS - *Cold Spraying*: aspersão a frio.

Os processos de aspersão pelo método *HVOF*, apesar de terem sido desenvolvidos como uma alternativa ao processo de aspersão D-Gun (Detonação), atualmente emergem como competidores ao processo de aspersão a plasma, possuindo a vantagem do custo inicial de instalação ser bastante inferior a estes dois processos. Além da maior qualidade do revestimento e nível inferior de tensões residuais, as técnicas *HVOF* possuem eficiência de deposição superior, menores sensibilidades a mudanças no ângulo de aspersão e menos variáveis críticas no processo (ASM INTERNATIONAL HANDBOOK COMMITTEE, 1997).

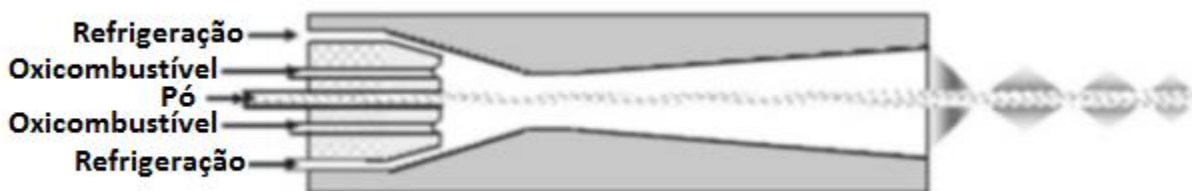
2.3.1 Aspersão térmica oxicom bustível de alta velocidade - *High velocity oxyfuel (HVOF)*

É um processo de aspersão térmica à chama oxi-combustível de alta velocidade com material de adição na forma de pó. A velocidade de impacto das partículas sobre o substrato é muito elevada, o que resulta em características de revestimento melhoradas. A alta energia cinética das partículas atingindo a superfície do substrato torna desnecessária a fusão completa das partículas para a obtenção de um revestimento de qualidade (RAJASEKARAN *et al.*, 2013).

Possui importantes vantagens em comparação com os outros processos de aspersão, além de funcionar através de uma pistola que proporciona grande mobilidade e não requer câmaras com ambiente controlado. Este processo garante às peças baixa porosidade e alta adesão ao substrato (SCHNEIDER, 2006).

No processo HVOF, representado esquematicamente na Figura 15, o fluxo de gás é produzido pela mistura e ignição de oxigênio e combustível (gás ou líquido) em uma câmara de combustão, permitindo que o gás em alta pressão acelere através de um bico. É introduzido pó neste jato, onde ele é aquecido e acelerado em direção à superfície de um componente através de um bocal. O revestimento resultante consiste de finas plaquetas sobrepostas (SELVADURAI *et al.*, 2015).

Figura 15 - Representação esquemática do princípio do processo de deposição por HVOF

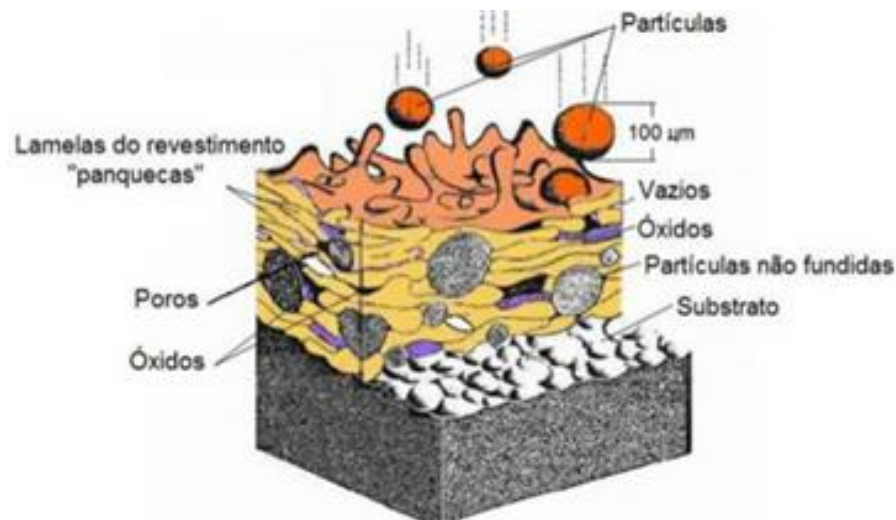


Fonte: FAUCHAIS, HEBERLEIN e BOULOS (2014)

Na Figura 16 é possível ver a representação das partículas do revestimento quando aspergida sobre o substrato, além disso, é possível verificar a estrutura lamelar de óxidos, inclusões, poros e vazios que também ocorrem durante a deposição (FAUCHAIS, HEBERLEIN e BOULOS, 2014). A estrutura dos revestimentos aplicados por aspersão térmica é formada por lamelas sobrepostas, que são oriundas do espalhamento das partículas do pó fundido, no impacto

com o substrato. O revestimento é formado pela ocorrência do mesmo mecanismo nas camadas subsequentes, pois o tempo de solidificação é muito menor que o tempo de projeção das partículas (TAHA-AL, HASHMIA e YILBAS, 2009).

Figura 16 - Seção transversal de um revestimento aspergido por HVOF



Fonte: YILBAS, AL-ZAHARNAH e SAHIN (2014)

O aquecimento da peça é controlado entre 100 e 180°C. Sendo assim, este processo não altera as propriedades do substrato. Outra vantagem é a relação de custo e benefício: o custo para a aplicação do revestimento é em torno de 20% do valor de uma peça nova, porém o tempo de vida útil de uma peça revestida é cerca de 40% maior (SOUZA *et al.*, 2016).

As técnicas HVOF apresentam grande versatilidade na deposição de revestimentos aplicados para a proteção de componentes contra desgaste abrasivo, adesivo, erosivo, fadiga superficial e corrosão, além de funcionarem como barreira térmica (SCHNEIDER, 2006).

O revestimento depois de aspergido é caracterizado principalmente pelas seguintes propriedades (RAJINIKANTH e VENKATESVARLU, 2011): Espessura de camada; Microdureza e dureza superficial; percentual de óxidos; Rugosidade e adesão ao substrato e Resistência à abrasão e erosão.

2.3.2 Preparação da superfície para deposição do revestimento

A preparação da superfície a ser revestida é a etapa mais crítica da operação de aspersão térmica. A adesão do revestimento está diretamente relacionada com a limpeza e a rugosidade da superfície do substrato. A aplicação rigorosa de procedimentos padronizados de preparação da superfície é necessária para garantir o sucesso na aplicação de revestimentos por aspersão térmica. O tipo de material do revestimento e do substrato é um dos fatores principais na determinação do processo e qualidade da preparação necessária da superfície para se obter adesão satisfatória (WANG, 2004).

2.3.3 Limpeza e obtenção de rugosidade no substrato

De acordo com Lima e Trevisan (2007), o primeiro passo na preparação de um substrato para aspersão térmica é a retirada dos contaminantes das superfícies, tais como ferrugem, películas de óxidos, umidade, poeira, óleo, graxa, tintas e pintura. O calor do processo de aspersão não remove os contaminantes da superfície que inibem a adesão do revestimento ao substrato. O jateamento abrasivo é a técnica mais utilizada para obtenção de limpeza e rugosidade da superfície, principalmente em peças de grande porte. Essa técnica consiste no choque de partículas abrasivas na direção do substrato a velocidades relativamente altas. Superior aderência é atingida com abrasivos que sem contaminar a superfície, proporcionam rugosidade adequada (DAVIS, 2004). Diversos tipos de abrasivos estão disponíveis comercialmente, aqueles que melhor se enquadram são os abrasivos à base de Al_2O_3 (óxido de alumínio), SiC (carbeto de silício) e granalha de aço (PAWLOWSKI, 1995).

Segundo Brucelle e Bernhart (2014), o ângulo de jateamento exerce uma forte influência na rugosidade (Ra) em substratos moles, porém pouca influência para materiais de alta dureza. Entretanto, o ângulo de jateamento influencia tanto materiais duros quanto materiais de menor resistência no que se refere à quantidade de geração de incrustação, quanto maior o ângulo de jateamento maior será o nível de incrustação como: óxidos e ou partículas não metálicas. A obtenção de uma rugosidade adequada é tão importante quanto à limpeza, pois auxilia no ancoramento mecânico do revestimento.

2.3.4 Porosidade

A porosidade pode ser classificada como: formada por poros abertos (que são aqueles presentes na superfície da camada), fechados (presentes no interior da camada) e transversais (poros que conectam a superfície da camada ao substrato) (PAWLOWSKI, 1995) (DESHPANDE, 2004). A porosidade afeta diretamente propriedades físicas da camada (mecânicas, térmicas e elétricas), diminuindo também a adesão da camada ao substrato. Porosidades transversais podem prejudicar a proteção do substrato contra corrosão quando a camada é catódica. A formação dos poros está relacionada aos parâmetros do processo de aspersão térmica como a velocidade da partícula, temperatura da partícula, distância entre pistola e substrato, taxa de alimentação e rugosidade do substrato (ASM INTERNATIONAL HANDBOOK COMMITTEE, 1997). Além do contato incompleto entre sucessivas partículas, a presença de partículas semi-fundidas acarreta na formação de poros. Assim também solidificação rápida e alta velocidade de impacto acarretam em poros interlamelares (DESHPANDE, 2004).

2.4 CARBONETO DE TUNGSTÊNIO

A deposição de carbonetos está relacionada ao aumento da resistência ao desgaste. O compósito carboneto de tungstênio (WC) com cobalto pode ser obtido tanto através de processos de sinterização (metal duro), como também por deposição para formar um revestimento de alta resistência ao desgaste em materiais metálicos e reduzir a fricção de sistemas tribológicos (ASM INTERNATIONAL HANDBOOK COMMITTEE, 1997).

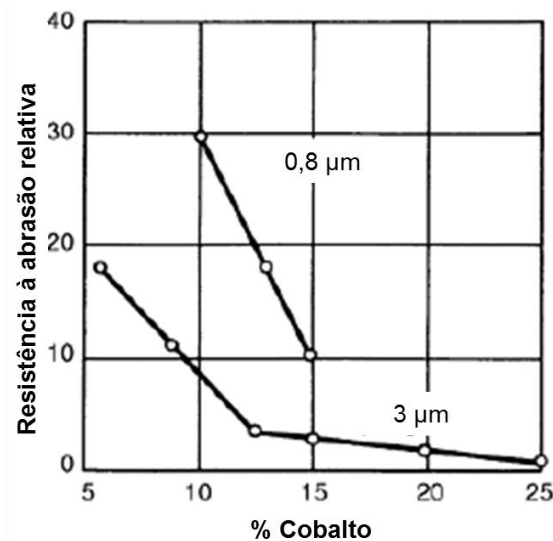
A microestrutura ideal deste material deverá apresentar apenas carbonetos de tungstênio (WC) e a fase ligante de cobalto. Porém teores mais elevados de carbono, entre 6,15 a 6,20% no WC, podem levar a precipitação de grafita nos contornos de grão, enquanto um déficit de carbono poderá resultar na formação de $\text{Co}_3\text{W}_3\text{C}$ e $\text{Co}_6\text{W}_6\text{C}$, conhecidos como fase η (ASM INTERNATIONAL HANDBOOK COMMITTEE, 1997).

Quanto à composição química e tamanho de grão do compósito de WC-10Co-4Cr podem ser feitas algumas observações:

- Quanto mais refinado os grãos, maior a dureza;

- Quanto maior o teor de cobalto, menor a dureza;
- Maiores percentuais em massa de cobalto resultam em tenacidades mais elevadas;
- Maiores percentuais em massa de cobalto resultam em menores resistências ao desgaste (Figura 17);

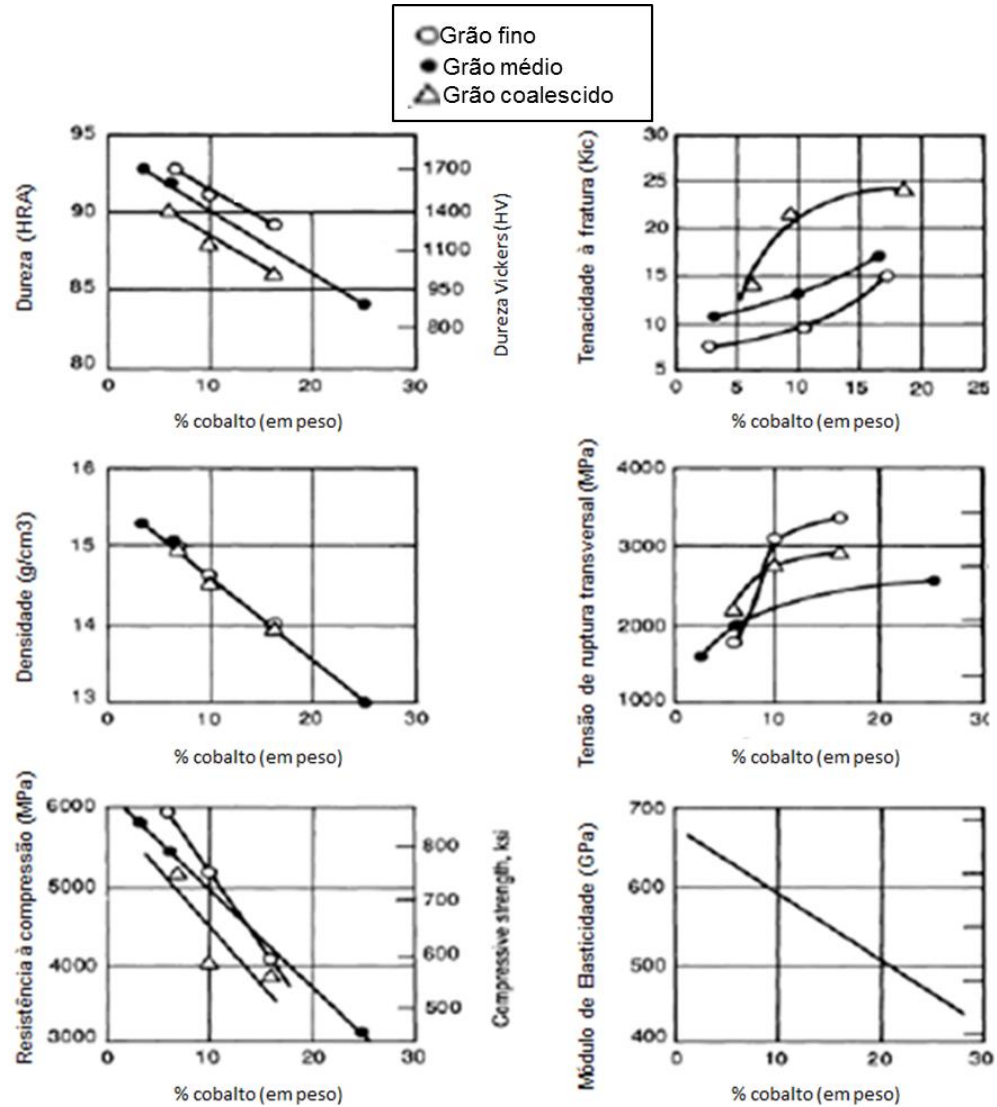
Figura 17 - Resistência à abrasão em função da quantidade de cobalto e do tamanho de grão



Fonte: ASM INTERNATIONAL HANDBOOK COMMITTEE (1997)

O teor de cobalto irá influenciar em diversas propriedades mecânicas do material, a Figura 18 apresenta uma série de propriedades mecânicas afetadas pelo teor de cobalto, como pode-se ver, apenas a tensão de ruptura e a tenacidade apresentam um incremento quando o teor de cobalto aumenta (ASM INTERNATIONAL HANDBOOK COMMITTEE, 1997).

Figura 18 - Variação das propriedades mecânicas em função do teor de cobalto e do tamanho de grão

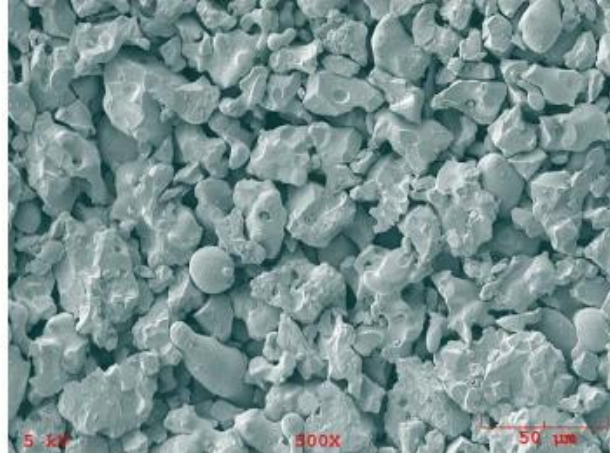


Fonte: ASM INTERNATIONAL HANDBOOK COMMITTEE (1997)

2.5 CARBONETOS DE CROMO

Carbonetos de cromo são materiais duros que podem ser processados através da metalurgia do pó e depositados via HVOF ou a plasma na superfície de materiais metálicos, com o objetivo de aumentar a resistência ao desgaste abrasivo em altas temperaturas (> 540 °C) e situações de desgaste erosivo (ASM INTERNATIONAL HANDBOOK COMMITTEE, 1997). A Figura 19 apresenta a morfologia típica de um composto de $\text{Cr}_3\text{C}_2(\text{Ni } 20\text{Cr})$.

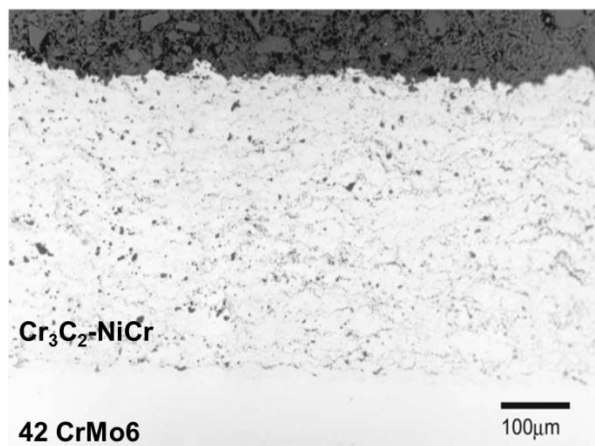
Figura 19 - Imagem obtida em microscópio eletrônico de varredura do pó de carboneto de cromo



Fonte: OERLIKON METCO (2015)

Além de ser um material extremamente duro e resistente, proporciona um bom controle de fricção ao sistema. Um estudo desenvolvido por Guilemany *et al* (2002) demonstra a importância do revestimento do tipo $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$ depositado via HVOF, comprovando que revestimentos mais espessos apresentam uma maior densificação, permitindo uma menor passagem de eletrólito, e com isso aumentando a resistência à corrosão e desgaste, aumentando a vida útil em processo. A Figura 20 apresenta uma micrografia óptica do aço 42CrMo_6 com uma camada de $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$ depositada via HVOF com aproximadamente $430\ \mu\text{m}$, a porosidade do revestimento encontra-se em torno de 1 a 2% e corresponde aos pontos pretos na imagem.

Figura 20 - Imagem de microscópio óptico de um revestimento de $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$

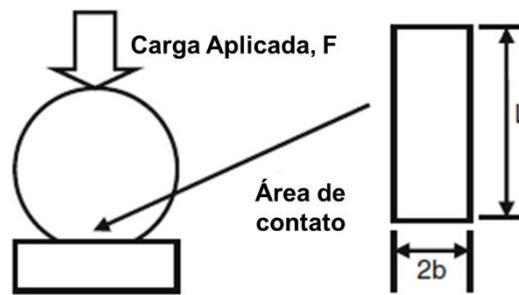


Fonte: GUILMANY *et al.*(2002)

2.6 PRESSÃO DE CONTATO (PRESSÃO DE HERTZ)

O contato mecânico promove elevadas tensões entre os corpos, fazendo com que haja desgaste, fadiga, deformação, formação de fissuras, etc. Predizer estas tensões é algo bastante complicado, do ponto de vista de que as superfícies em contato possuem asperezas de geometrias complexas e muitas vezes imprevisíveis. Dentro destas interações complexas, muitos fenômenos como desgaste e fricção irão ocorrer (MENEZES *et al.*, 2013). Na Figura 21 temos a esquematização da área de contato entre uma esfera e uma superfície plana, considerando o tipo mais simples de contato, ou seja, quando um cilindro entra em contato com uma superfície plana, a região em contato será um retângulo onde é possível calcular a pressão máxima de contato de Hertz através da Equação 4, utilizando o modelo de contato esfera-plano proposto por Hertz e Boussinesq (GEORGES e FROTTEMENT, 2000) (STACHMAIOK e BATCHELOR, 2001).

Figura 21 - Esquematização da área de contato entre uma esfera e uma superfície plana



Fonte: MENEZES *et al.*(2013)

$$Ph_{max} = \frac{1}{\pi} \left(\frac{6FE^{*2}}{R^2} \right)^{1/3} \quad (\text{Equação 4})$$

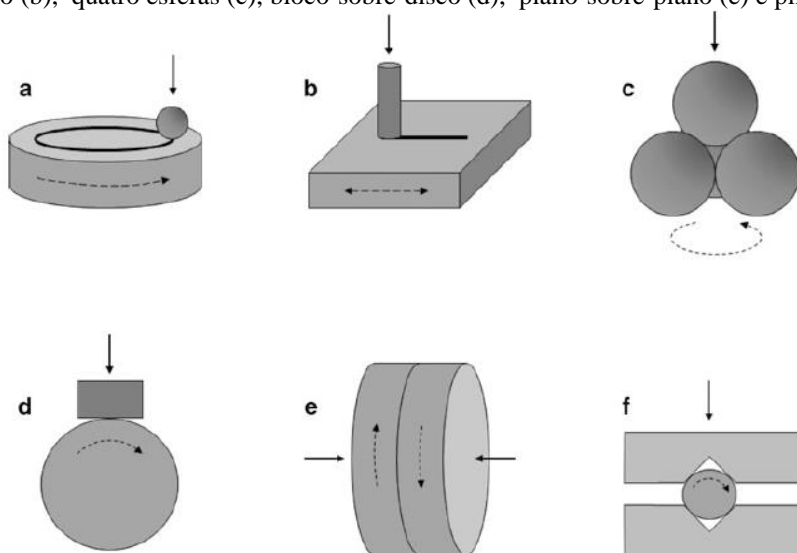
Onde:

R é o raio de contato efetivo e pode ser obtido diretamente da geometria dos corpos em contato e E* é o módulo de Young efetivo e dependendo exclusivamente das propriedades dos materiais. Sendo F a carga aplicada em Newtons.

2.7 ENSAIOS TRIBOLÓGICOS

Dispositivos para medir a fricção entre dois corpos devem ser capazes de realizar movimento relativo entre dois corpos, conforme mostra a Figura 22, com a aplicação concomitante de uma carga conhecida. O coeficiente de atrito é determinado pela medição da carga aplicada e da resistência tangencial ao movimento do sistema tribológico. Atualmente encontram-se várias configurações destes equipamentos, mas o princípio de funcionamento é basicamente o mesmo, na Figura 22 temos a representação esquemática das diversas configurações do tribômetro, havendo alterações apenas na geometria dos corpos postos em contato, capacidades de carga e velocidade.

Figura 22- Representação de diversas configurações de tribômetro, como pino-sobre-disco (a), pino-sobre-plano com movimento recíproco (b), quatro esferas (c), bloco-sobre-disco (d), plano-sobre-plano (e) e pino e bloco-v (f)



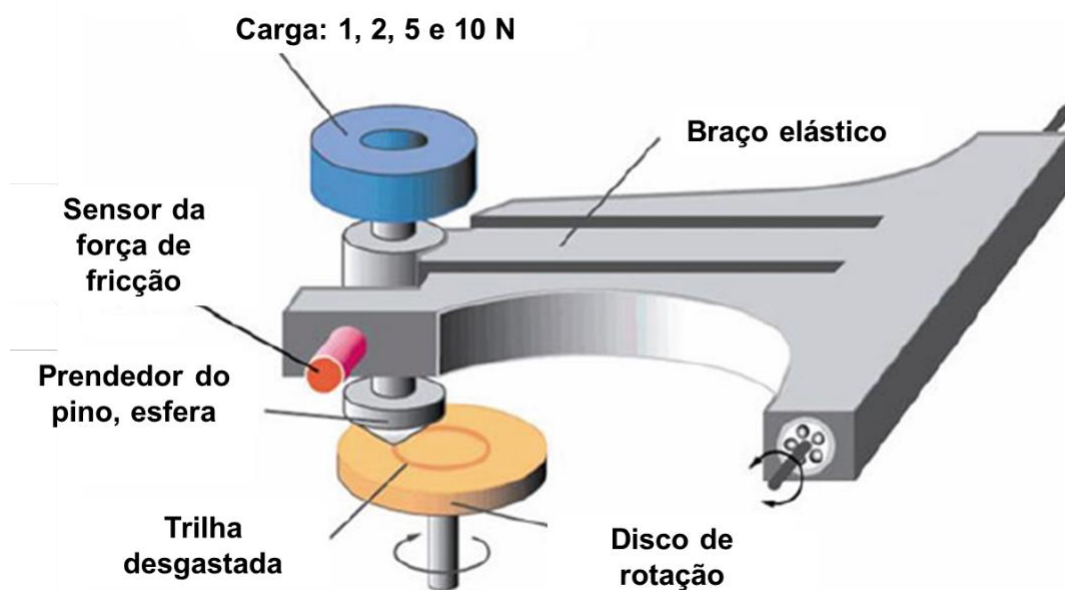
Fonte: MENEZES *et al.*(2013)

2.7.1 Pino-sobre-disco (*Pin-on-disk*)

É a configuração de tribômetro mais utilizada, tanto no modo de rotação quanto no movimento recíproco (MENEZES *et al.*, 2013). As normas ASTM G99 (2000) e ASTM G133-05 (2016) são base tanto para a realização de experimentos com parâmetros e procedimentos padrão que permitem analisar a fricção e taxas de desgaste do material quanto para a calibração do

equipamento de pino-sobre-disco. A Figura 23 apresenta uma esquematização de um equipamento de pino-sobre-disco onde é possível ver os principais componentes do equipamento. O pino poderá ser substituído por uma esfera, segundo a norma ASTM G99 (2000), o padrão é utilizar uma esfera de 6 mm de diâmetro de alumina (Al_2O_3) ou aço rolamento AISI 52100.

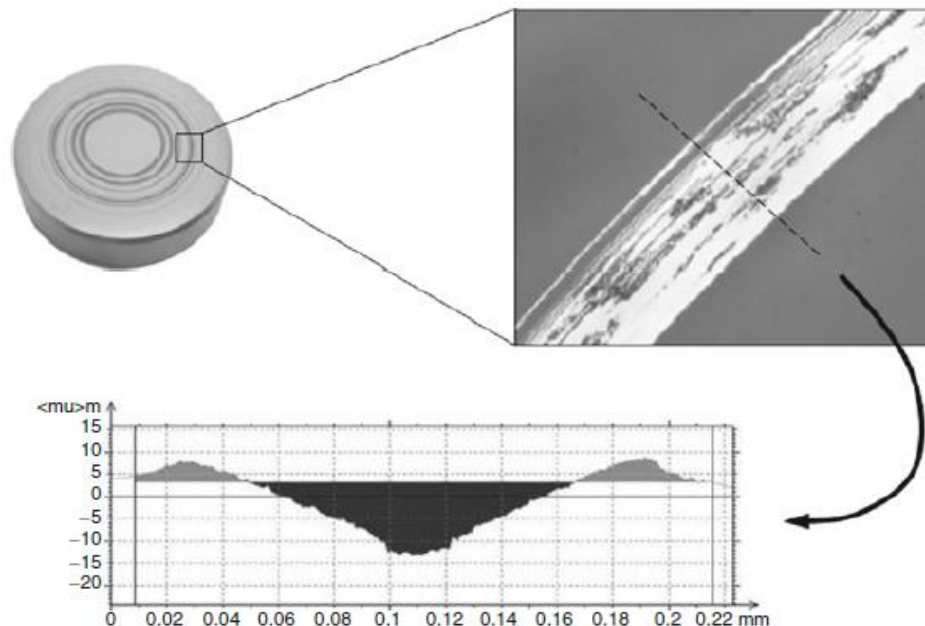
Figura 23 - Esquematização de tribômetro do tipo pino-sobre-disco



Fonte: MENEZES *et al.*(2013)

Além de medir a fricção, ensaios tribológicos muitas vezes servem para analisar o desgaste do material, a partir da trilha desgastada pode-se obter tanto a área quanto o volume desgastado através de uma análise perfilométrica. Na Figura 24 é apresentada a maneira mais comum de analisar uma trilha desgastada, que é através de uma perfilometria bidimensional, onde é analisado o volume e a área desgastada de cada região da trilha através de um gráfico gerado pelo equipamento (MENEZES *et al.*, 2013).

Figura 24 - Determinação do desgaste através de uma perfilometria bidimensional



Fonte: MENEZES *et al.* (2013)

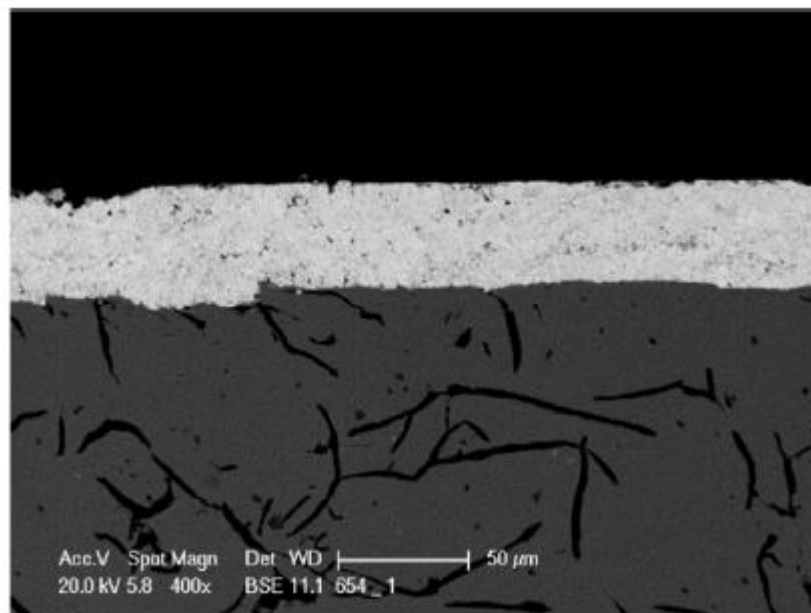
2.8 ASPECTOS TRIBOLÓGICOS DE REVESTIMENTOS DEPOSITADOS VIA HVOF

Quando se trata da deposição de revestimentos, fatores além da dureza, rugosidade e espessura do filme são importantes para uma otimização da vida em desgaste. A adesão e a densificação do revestimento são fatores determinantes na hora de escolher os melhores parâmetros de deposição do filme (MENEZES *et al.*, 2013). Thiruvikraman *et al* (2014) demonstraram a importância do fluxo de oxigênio na força de ligação do revestimento de WC-CrC-Ni ao substrato de aço AISI 304L, enquanto Murugan *et al* (2014) estudou a importância de parâmetros como o fluxo gasoso, taxa de alimentação de pó e distância do bocal para a peça na densificação e dureza do revestimento de WC-10Co-4Cr. Wang *et al* (2004) demonstrou que revestimentos depositados em multicamadas apresentam maior resistência ao desgaste, principalmente para cargas mais elevadas. Outros pesquisadores analisaram a importância de fatores como tamanho de grão, quantidade de ligante, composição do revestimento, e demais parâmetros de aspersão na resistência ao desgaste e controle do atrito (ZAVAREH *et al.*, 2015)

(HONG *et al.*, 2015) (RAHBAR-KELISHAMI *et al.*, 2016). Ma *et al* (2014) comprovaram que grãos de WC-Co mais refinados (granulometria entre 0,01 e 1 μm) obtiveram maior dureza e tenacidade a fratura e, conseqüentemente, menores taxas de desgaste e coeficientes de atrito que revestimentos aspergidos com granulometrias maiores. Pileggi *et al* (2015) demonstrou uma melhoria nas propriedades tribocorrosivas do aço AISI 304 ao depositar o revestimento $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$.

Federici *et al* (2016) analisaram a importância da rugosidade superficial média (R_a) de um revestimento do tipo WC-Co depositado via HVOF em um disco de ferro fundido cinzento (Figura 25). Foram comparadas as vidas em desgaste do material logo após a deposição dos revestimentos, com aproximadamente 5 μm e após etapas de lixamento e polimento, obtendo um acabamento superficial com 0,04 μm de rugosidade superficial (R_a).

Figura 25 -*Cross-section* do revestimento de WC-Co depositado em um disco de ferro fundido

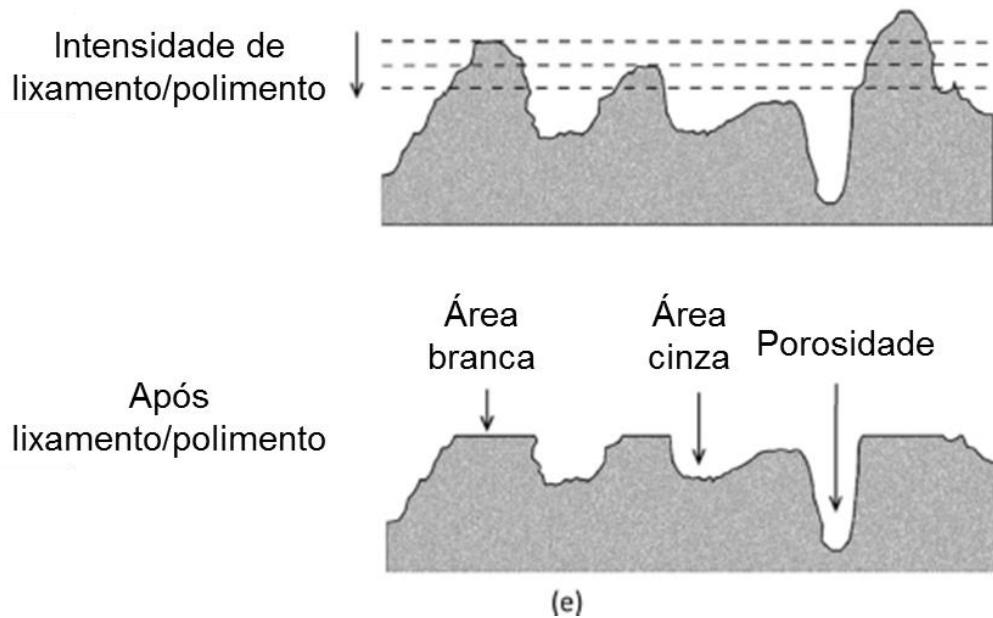
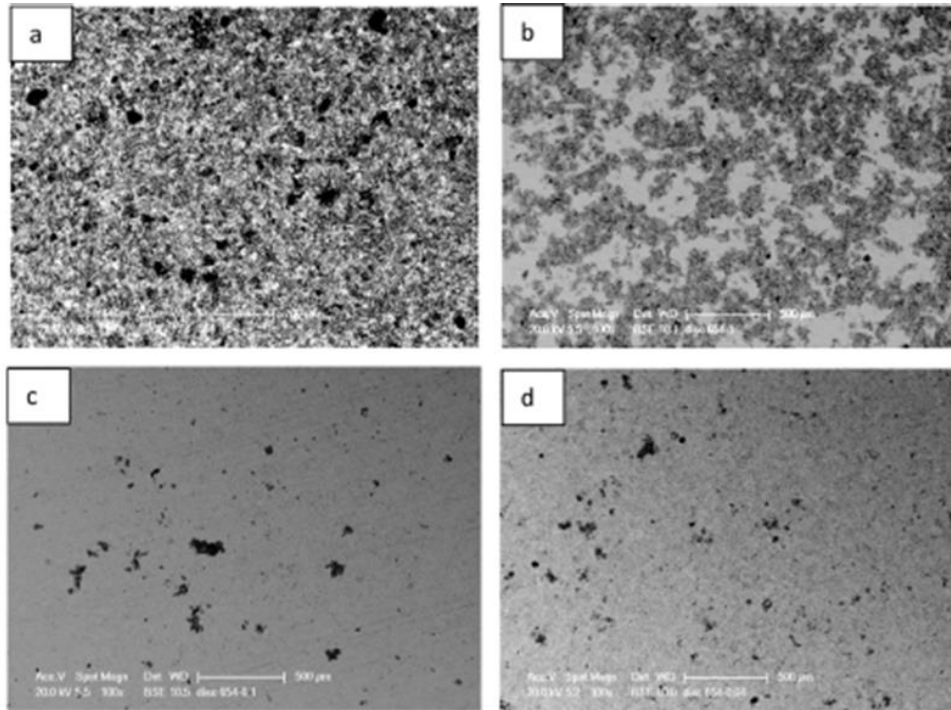


Fonte: FEDERICI *et al.*(2016)

A Figura 26 explica o efeito das etapas de lixamento e polimento na superfície revestida através de imagens de microscópio eletrônico de varredura com elétrons retro espalhados, onde pode-se perceber que o revestimento obtém um aspecto muito mais liso e livre de porosidades (Figura 26 c,d). Federici *et al* (2016) mostra que para a superfície como aspergida (5 μm) a taxa

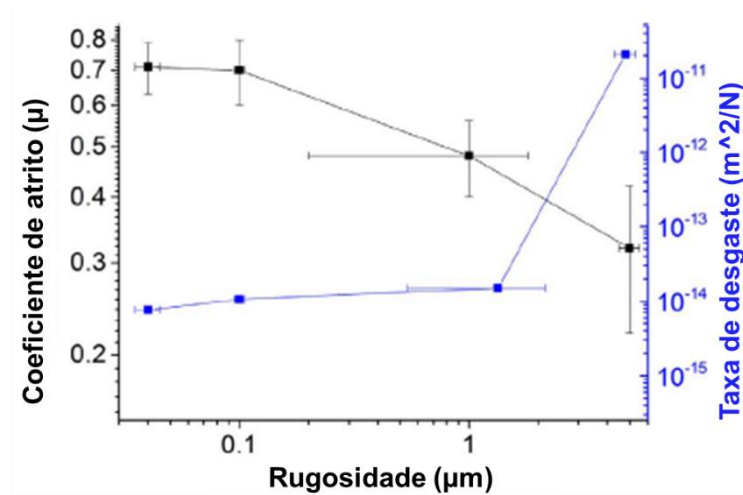
de desgaste é extremamente severa quando comparada às taxas de desgaste das superfícies menos rugosas (Figura 27).

Figura 26 - Imagens de microscópio eletrônico de varredura do topo das superfícies revestidas com WC-Co (a-d) e representação do efeito do lixamento e polimento nas imagens obtidas (e)



(e)
Fonte: FEDERICI *et al.*(2016)

Figura 27 - Coeficiente de atrito (preto) e taxa de desgaste (azul) em função da rugosidade superficial dos revestimentos de WC-Co



Fonte: FEDERICI *et al.*(2016)

O coeficiente de atrito é relativamente baixo porque as interações são basicamente abrasivas entre o disco revestido e o pino (rugosidade muito elevada), enquanto para rugosidades inferiores as interações adesivas passam a ter uma maior participação nos fenômenos de fricção e desgaste, pois o material do pino ficou aderido nas porosidades do revestimento, como está representado na Figura 28.

Figura 28 - Esquematização do fenômeno de agarramento dos fragmentos do pino nas superfícies revestidas de menor rugosidade superficial e aumento das interações adesivas

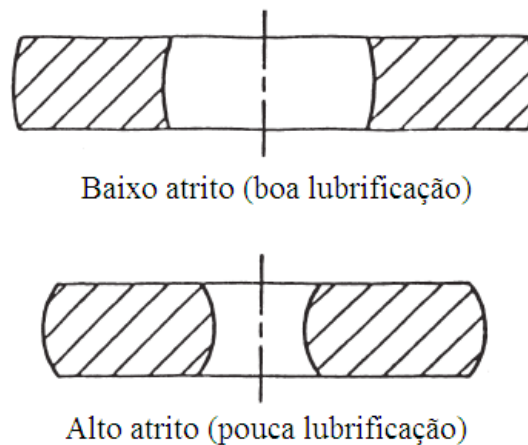


Fonte: FEDERICI *et al.*(2016)

2.9 ENSAIO DO ANEL

O teste de compressão do anel é um dos mais utilizados, devido à sua conveniência prática: o atrito pode ser avaliado somente a partir da deformação, em detrimento de outras técnicas que envolvem medidas de forças ou mudanças dimensionais da amostra. Essa técnica utiliza as alterações dimensionais de uma amostra de teste para quantificar o coeficiente de atrito. Quando um anel liso é comprimido entre duas placas planas, um alto atrito resulta em um fluxo interno do material; um baixo atrito resulta em escoamento do material, como esquematicamente mostrado na Figura 29.

Figura 29-Efeito do atrito sobre o fluxo do metal durante o teste compressão do anel

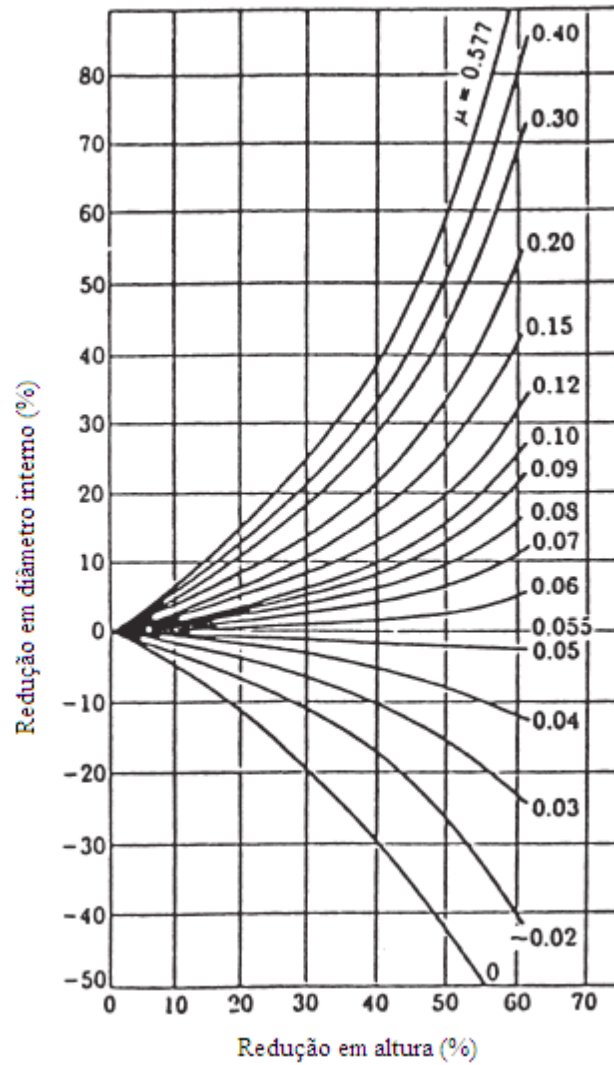


Fonte: BÖESCH JÚNIOR, MARTINS e SCHAEFFER (2011)

O ensaio funciona da seguinte maneira: para um determinado percentual de redução da altura do anel durante o teste de compressão, haverá uma variação do diâmetro interno da amostra; através dessa medição, é possível, indiretamente, conhecer o fator de atrito na interface peça/matriz. Se a amostra tem a dimensão do diâmetro aumentada durante a deformação, o atrito é baixo; se o diâmetro interno da amostra diminui durante a deformação, o atrito é alto. Usando essa relação, os coeficientes de atrito podem ser plotados em curvas específicas (BÖESCH JÚNIOR, MARTINS e SCHAEFFER, 2011). As curvas de calibração de atrito foram geradas por Male e Cockcroft (1964), e foram plotadas com o percentual de redução do diâmetro interno do

corpo de prova em função do percentual de redução em altura, para diferentes graus de coeficiente de atrito em uma mesma temperatura, como mostrado na Figura 30.

Figura 30-Curvas de calibração para a determinação de atrito em termos de μ .



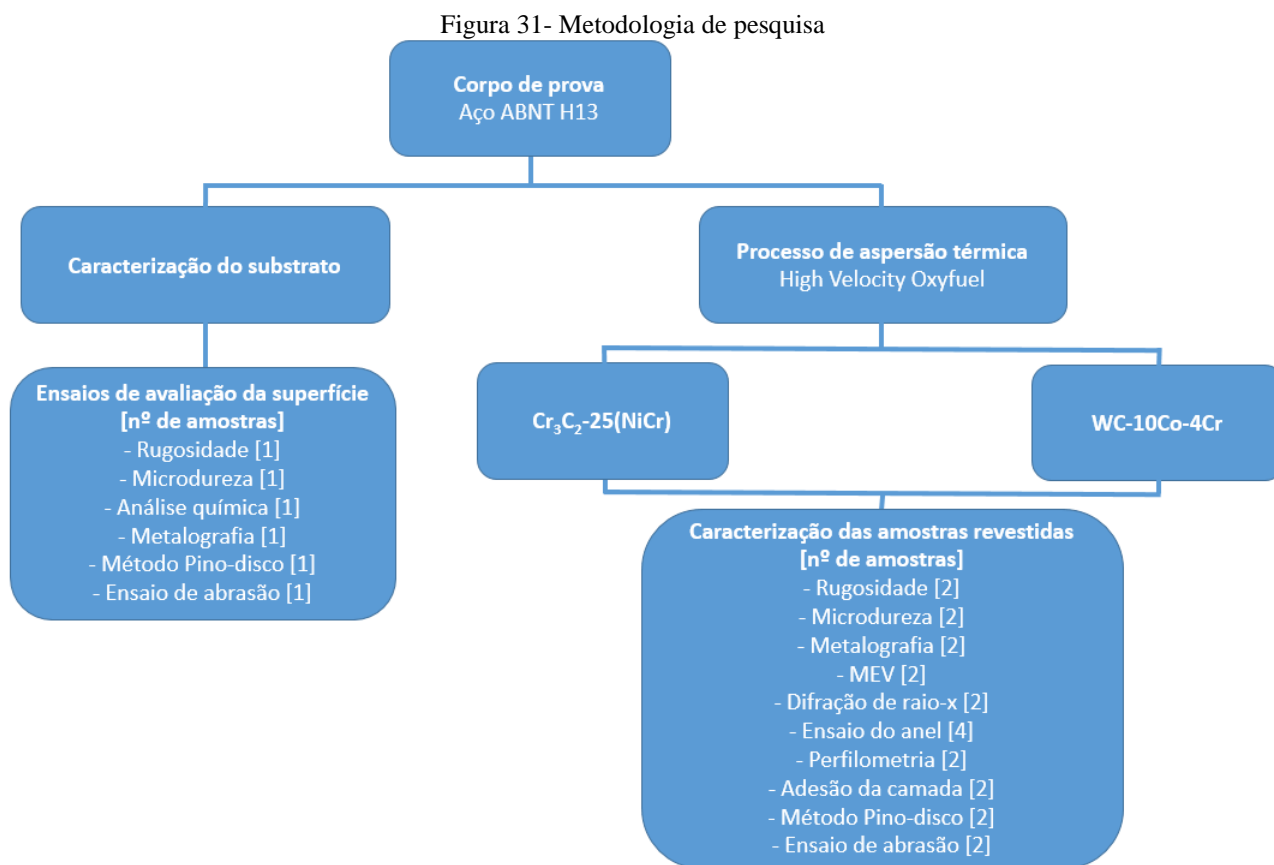
Fonte: MALE e COCKCROFT (1964)

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Para obtenção de revestimentos de qualidade, com o desempenho desejado, é necessário controle e avaliação das diversas etapas do processo, tanto antes como após a finalização do revestimento.

Embora a aspersão térmica seja bastante utilizada na indústria, a avaliação das propriedades dos revestimentos ainda não é normalizada. Isso ocorre pois as próprias propriedades de um determinado revestimento não são uniformes, o que está relacionado ao fato dos revestimentos possuírem características anisotrópicas e microestrutura lamelar alinhada com o plano do substrato.

As propriedades de um revestimento efetuado por aspersão térmica dependem diretamente da adesão entre a camada e o substrato, bem como da coesão entre as partículas depositadas. Em função disso, e para caracterização das superfícies, optou-se por realizar os ensaios descritos na Figura 31:

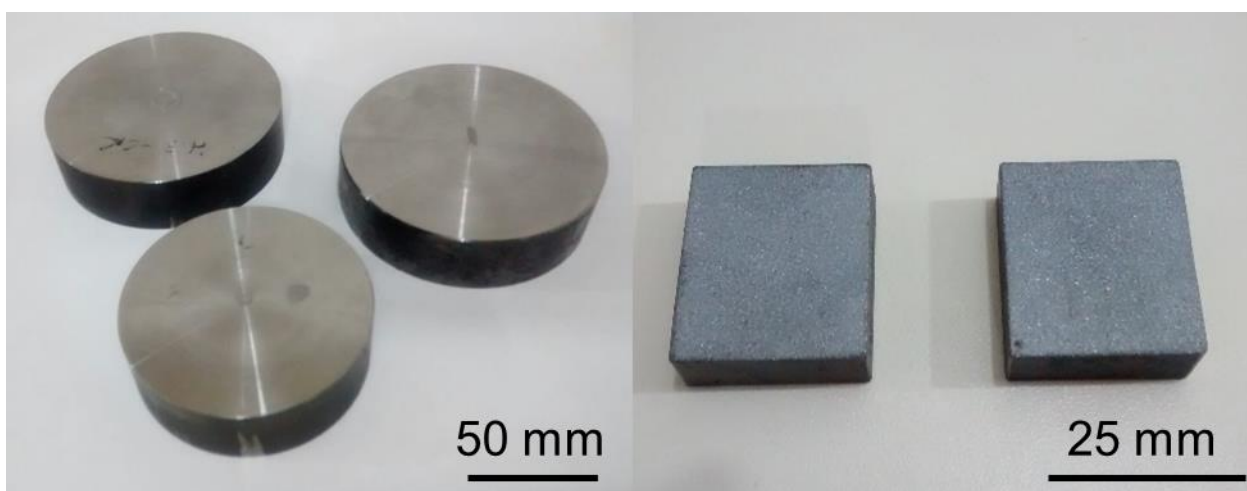


Fonte: Autor

3.1 CONFECÇÃO DOS CORPOS DE PROVA

As amostras foram obtidas a partir do aço ABNT H13, através dos processos de usinagem e retificação. Foram fabricadas amostras no formato de disco com dimensões de 40 mm de altura e 50 mm de raio além de amostras quadradas com dimensões de 25,4 mm e 10 mm de espessura, conforme mostra a Figura 32. Após a realização do tratamento térmico de têmpera e duplo revenimento a 560 °C, conforme especificações para o aço, atingiu-se a dureza de 51HRC.

Figura 32 - Amostras fabricadas para o ensaio



Fonte: Autor

A composição do material foi obtida através de espectrometria de emissão óptica por centelha (Tabela 1) e está de acordo com a ASTM A681. As amostras base, de aço ABNT H13, sem revestimento utilizadas neste trabalho foram retificadas após o tratamento térmico, obtendo-se uma rugosidades em torno de $Ra=0,7 \mu m$.

Tabela 1 - Composição (% peso) obtida via espectrometria de emissão óptica por centelha

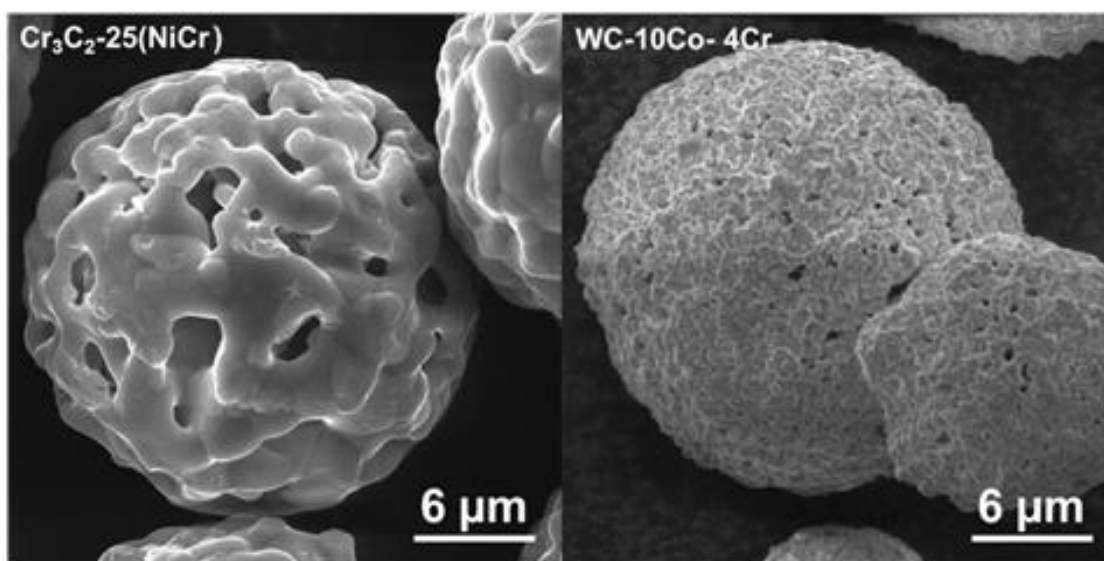
Elemento	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Co	Cu	V	Fe
Límite mínimo*	0,32	0,80	0,20	n.e.	n.e.	4,75	1,10	n.e.	n.e.	n.e.	n.e.	0,80	n.e.
% em massa	0,369	0,973	0,316	0,006	<0,001	5,180	1,220	0,135	0,027	0,027	0,063	0,840	em balanço
Límite máximo*	0,45	1,25	0,60	0,03	0,03	5,50	1,75	n.e.	n.e.	n.e.	n.e.	1,20	n.e.

* Segundo ASTM A681

3.2 PÓ UTILIZADO NA ASPERSÃO TÉRMICA (HVOF)

Os pós utilizados no processo de aspersão térmica são dos materiais WC-10Co-4Cr e Cr₃C₂-25(NiCr), fabricados pela empresa Oerlikon Metco. Na Figura 33, através de análises obtidas pela técnica de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), foi possível verificar a morfologia dos grãos e a diferença no formato das partículas que compõem os dois materiais utilizados na aspersão.

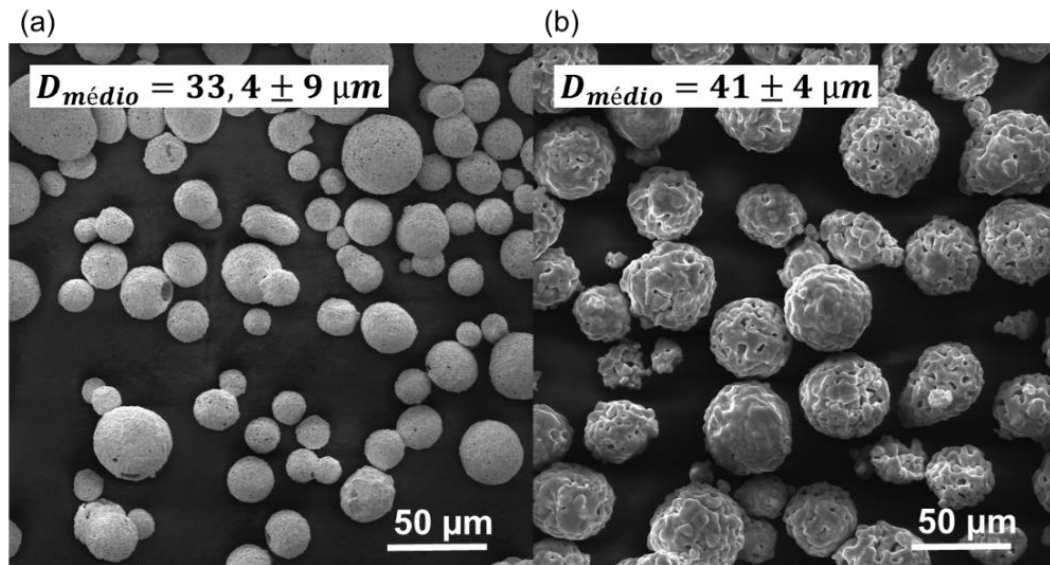
Figura 33- Morfologia dos pós utilizados no processo de aspersão térmica



Fonte: Autor

O *software ImageJ* foi usado para auxiliar na medição do diâmetro médio dos grãos, como pode ser visto na Figura 34. O modo de fabricação determina a morfologia dos pós. Essa característica tem grande influência na troca de calor entre as partículas e os gases de combustão, pois diferencia os pós pela área de troca de calor e capacidade de absorver a energia térmica. A morfologia dos pós é determinante também na maneira que as partículas ao se chocarem com o substrato, se deformarão e se adaptarão a ele, distribuindo homogeneamente as fases duras, formando a estrutura da camada.

Figura 34 - Morfologia dos pós de (a) WC-10Co-4Cr(b) Cr₃C₂-25(NiCr) e respectivo diâmetro médio



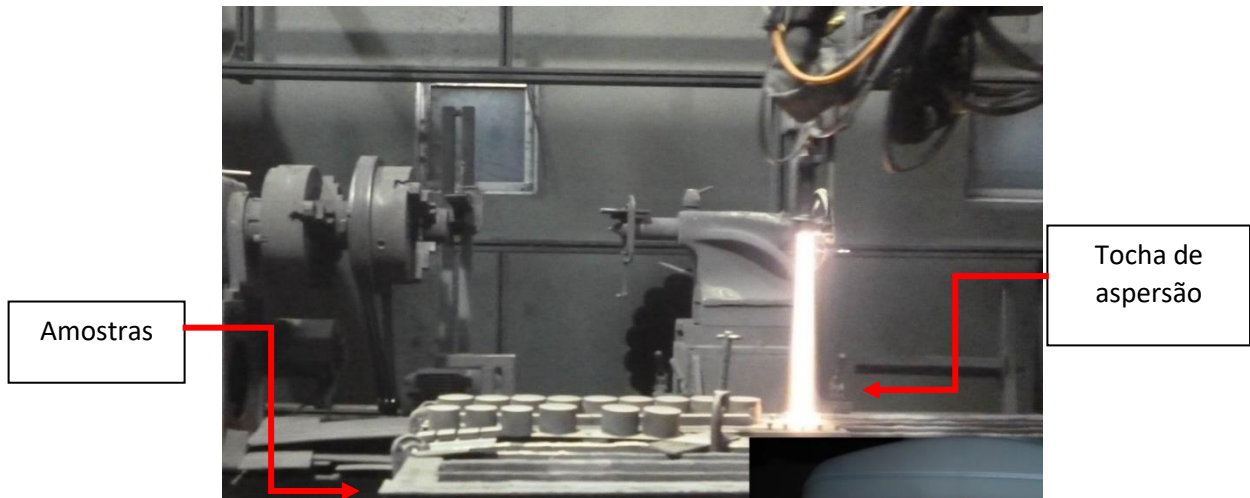
Fonte: Autor

Comparando e analisando a Figura 33 e Figura 34, pode-se verificar que a morfologia dos pós são similares porém com características singulares. Ambas possuem forma de partícula esférica e tamanho de grão variando entre 35 μm porém a morfologia do pó de Cr₃C₂-25(NiCr) apresenta uma estrutura no formato esfera oca com porosidades tipo concha com partículas mais espaçadas já o pó WC-10Co-4Cr um grão poroso e mais denso e bem distribuído o que consequentemente formará uma melhor camada aspergida devido as partículas mais densas e homogêneas que se espalham e adaptam melhor a superfície (YILBAS, AL-ZAHARNAH e SAHIN, 2014).

3.3 PROCESSO DE ASPERSÃO TÉRMICA – HVOF

A aplicação dos revestimentos de Cr₃C₂-25(NiCr) e WC-10Co-4Cr realizou-se através do processo de aspersão térmica HVOF utilizando o equipamento TAF A JP 5000 HP/HVOF System Modelo 5120, da fabricante PRAXAIR e uma pistola TAF A GUN Model 5220 na empresa Rijeza Metalurgia em São Leopoldo/RS. A Figura 35 apresenta as amostras posicionadas para receber o revestimento.

Figura 35 - Aspersão térmica HVOF nos corpos de prova



Fonte: Autor

Os parâmetros de aspersão utilizados estão apresentados na Tabela 2. Antes da deposição dos revestimentos foi feito um jateamento com óxido de alumínio branco (*Alundum 38A*) em forma de pó (granulometria 30 mesh com pressão de 100 psi; distância de 100 mm e ângulo de 90°) para aumentar a rugosidade e melhorar a adesão do revestimento ao substrato, obtendo-se uma rugosidade superficial média (R_a) de $7,12 \pm 0,38 \mu\text{m}$. Após a aplicação dos revestimentos, as amostras passaram por uma etapa de acabamento superficial (lixamento com lixa de granulometria 1000 MESH) até a obtenção de uma rugosidade em torno de $0,4 \mu\text{m}$.

Tabela 2 - Parâmetros de deposição via HVOF para ambos os revestimentos

Dados do Processo	Valores
Taxa de alimentação	80-90 g/min
Canhão	6"
Pressão de oxigênio	136 +/- 5 psi
Vazão de oxigênio	2000 scfh
Pressão de combustível	120 +/-10 psi
Vazão de combustível	6 gph
Pressão de nitrogênio - gás de arraste	70 psi
Vazão de nitrogênio - gás de arraste	15 +/- 4 scfh
Pressão de ar comprimido	116 psi
Velocidade do disco alimentador	5,5 rpm
Distância da pistola à superfície	300 mm
Velocidade de deslocamento da pistola	19000 mm/s
Camada esperada	0,2 mm

3.4 MICROSCOPIA ÓPTICA

A microscopia óptica foi utilizada para analisar a microestrutura do aço ABNT H13 e mensurar a espessura dos revestimentos do tipo $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25(NiCr)}$ e WC-10Co-4Cr . Para realizar este procedimento, as amostras foram cortadas no seu sentido transversal (*cross-section*), embutidas com baquelite, lixadas (80 a 1200 MESH) e polidas com pasta de diamante ($1\mu\text{m}$). As amostras sem revestimento foram atacadas com reagente Nital (2% HNO_3) para revelar a microestrutura. As amostras revestidas não foram atacadas e a microscopia óptica serviu para verificar a espessura dos revestimentos após sua deposição e etapa de preparação superficial, com auxílio do *software ImageJ*. O microscópio utilizado foi um Olympus GX 51 *Inverted Metallurgical Microscope* com software de aquisição de imagens *analysis 5.1* do Laboratório de Transformação Mecânica da UFRGS.

3.5 MICRODUREZA VICKERS

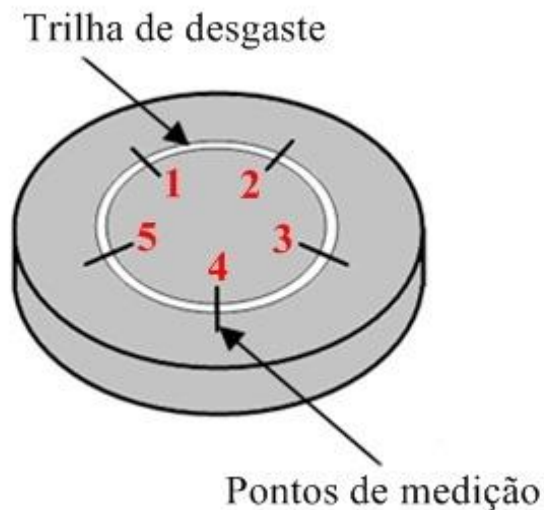
As indentações foram feitas com uma carga de 2N com espaço entre as leituras de 0,04mm para o perfil de microdureza através do método Vickers em um microdurômetro Buehler, modelo 1600-6100. O primeiro ponto foi selecionado a uma distância de 1 mm da superfície para evitar desprendimento de material devido a porosidade comum a este processo de deposição, também com o mesmo objetivo não houve medição muito próxima da interface camada e substrato.

3.6 RUGOSIDADE SUPERFICIAL E PERFILOMETRIA

Os testes de rugosidade foram realizados com um rugosímetro Taylor Hobson, modelo Form Talysurf Séries, tipo 50i, baseado no método recomendado da norma brasileira NBR ISO 4287. Em cada superfície analisada foram realizadas cinco medições nas posições de topo em 90° , 180° , 270° , 0° e central obtendo assim os resultados de R_a e R_z . Previamente, as superfícies foram limpas com álcool isopropílico para evitar a interferência de partículas estranhas no teste.

O ensaio de perfilometria foi realizado nas superfícies revestidas na região de topo a fim de verificar o grau de porosidade e nas trilhas do ensaio do pino-disco para avaliar o perfil de desgaste. É possível visualizar os pontos de medição na Figura 36. O equipamento utilizado foi um perfilômetro modelo XP-2 do fabricante Ambios Technology e o *software* True Surf® para aquisição de dados; no laboratório de Laser e Ótica do IF – Instituto de Física da Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS). Os parâmetros empregados neste ensaio foram os seguintes: comprimento de varredura de 2 mm, velocidade de 0,5 m/s e carga de 0,1 mg.

Figura 36 - Região de medição das trilhas de desgaste do ensaio pino-disco



Fonte: BOWDEN e TABOR (2001)

3.7 DIFRAÇÃO DE RAIOS-X

O ensaio de difração de raios-X foi utilizada para determinar as fases presentes no pó e nas superfícies revestidas através do difratômetro GE Seifert Charon XRDM com radiação $\text{Cr-K}\alpha$ do Grupo de Ensaio Não-Destrutivo do Laboratório de Metalurgia Física (LAMEF) da Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Este equipamento possui detector linear de 19° modelo Spectris Meteor 1D e colimador de 2mm. As medições foram realizadas para ângulos de 2θ que variaram de 35 a 166° , com passo de $0,02^\circ$ e tempo de medição por passo de 200

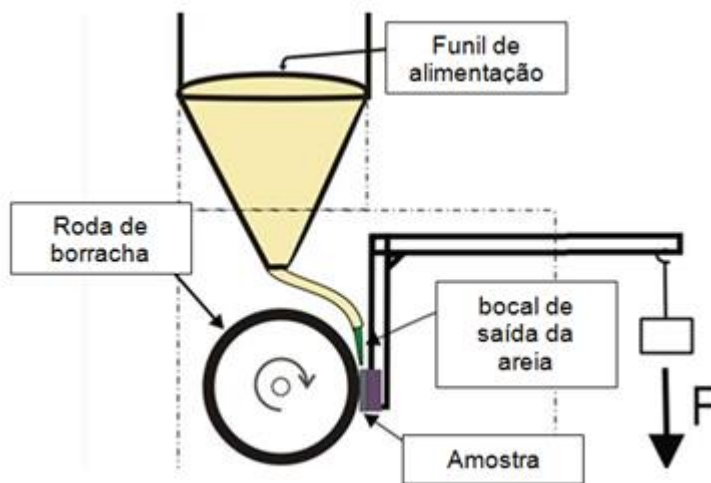
segundos. O tratamento e indexação dos dados foram realizados utilizando o *software* Analyze®, comparando os resultados com cartas cristalográficas do PDF2- ICDD.

3.8 ENSAIO DE ABRASÃO – RODA DE BORRACHA E AREIA (*RUBBER WHEEL*)

O ensaio de abrasão a três corpos (borracha, areia e amostra) foi realizado baseado na norma ASTM G65-04 (2013) para determinação do desgaste abrasivo pela perda de massa. O procedimento utilizado foi o tipo A, indicado para materiais com extrema resistência abrasiva. O abrasivo utilizado foi areia de quartzo arredondada com granulometria média de 212 μm , conforme especificações da norma. O *software* ImageJ foi utilizado para auxiliar na aquisição de dados.

O princípio de funcionamento deste equipamento consiste em desgastar o corpo de prova com areia de tamanho de grão e composição controlada. O abrasivo é introduzido entre o corpo de prova e um anel de borracha, provocando a abrasão. Na Figura 37 está o esquema dos componentes do ensaio de abrasão:

Figura 37 - Esquemática do ensaio de abrasão a três corpos



Fonte: MARQUES *et al.*(2016)

Neste ensaio o corpo de prova é pressionado contra a roda de borracha que está girando, por meio de um braço de alavanca, enquanto que o fluxo de areia arranca material da superfície

do corpo de prova. Na Figura 38 está o equipamento abrasômetro roda de borracha utilizado no experimento:

Figura 38- Abrasômetro Roda de Borracha



Fonte: Autor

Foram utilizados corpos de prova quadrados idênticos, do substrato de aço ABNT H13 e com os respectivos revestimentos de $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25(NiCr)}$ e WC-10Co-4Cr , utilizando os parâmetros apresentados na Tabela 3.

Tabela 3 - Parâmetros do ensaio de abrasão a três corpos

Diâmetro da roda de borracha	Rotação da roda de borracha	Carga	Revolução (ciclos)	Abrasão linear	Vazão da areia	Tempo de ensaio
228,6 mm	200 RPM	130 N	6000	4309 m	362 g/min	30 min

Para a realização dos ensaios, os corpos de prova foram limpos com álcool 92,8% GL, utilizando uma lavadora ultrassônica CLEANER modelo USC 750, do fabricante UNIQUE. A cada término dos ensaios, os corpos de provas foram novamente limpos e em seguida secos e pesados, em balança semi-analítica com quatro casas de precisão, com capacidade máxima de 200 g. A resposta frente ao desgaste foi obtida a partir de cálculos estabelecidos pela norma, com os respectivos desvios e erros, através da Equação 5.

$$VP = \frac{PM}{\rho} \cdot 1000 \quad (\text{Equação 5})$$

Onde:

VP = Volume Perdido (mm^3)

PM = Perda de massa (g)

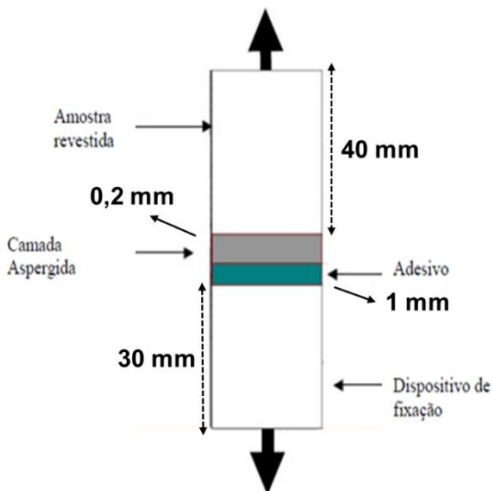
ρ = Densidade do material (g/cm^3)

Em vez de considerar a densidade calculada através do princípio de Arquimedes que foi de $14,98 \text{ g}/\text{cm}^3$ para o WC-10Co-4Cr e de $6,02 \text{ g}/\text{cm}^3$ para o $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25}(\text{NiCr})$, neste trabalho serão consideradas as densidades encontradas na literatura: WC-10Co-4Cr como $15,63 \text{ g}/\text{cm}^3$ (AZO MATERIALS, 2002) e do $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25}(\text{NiCr})$ como $6,68 \text{ g}/\text{cm}^3$ (SHACKELFORD e ALEXANDER, 2000) para tornar os valores de perda de massa e volume mais exatos e poder aproximar de forma bem simplificada a perda em espessura de ambos os revestimentos.

3.9 ENSAIO DE ADESÃO

Este ensaio avalia a adesão da camada ao substrato e é realizado segundo a norma ASTM C633-79-01 (2008). A Figura 39 mostra a montagem do corpo de prova a ser tracionado, assim como os dimensionamentos utilizados: um corpo de prova cilíndrico maciço com o seu topo revestido é ligado a um dispositivo cilíndrico de mesma dimensão do corpo de prova através da utilização de um adesivo de resina epóxi, sendo que a espessura mínima da camada do corpo de prova deve ser maior que $100 \mu\text{m}$ para que o adesivo possa penetrar nos poros do revestimento.

Figura 39 -Esquemática do ensaio de adesão segundo a norma ASTM-C633-79-01



Fonte: ASTM (2008)

De acordo com a norma ASTM C633 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, significa um resultado satisfatório em termos de qualidade em relação a resistência do substrato. Os parâmetros utilizados neste ensaio como Resistência à tração, Tempo e Temperatura estão na Tabela 4:

Tabela 4 - Parâmetros do ensaio de adesão dos revestimentos

Resistência à tração	Tempo	Temperatura
84,2 MPa	90 min	177 °C

3.10 PINO-SOBRE-DISCO

A norma que regulamenta este ensaio é designada pela ASTM como G 99-95 (2000). Esta norma fornece um método padronizado, em nível de laboratório, para a realização dos ensaios de desgaste de materiais, durante o deslizamento, usando a configuração pino sobre disco. O ensaio foi realizado em uma amostras de cada tipo: aço ABNT H13 sem revestimento e nas amostras revestidas com $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25(NiCr)}$ e WC-10Co-4Cr ; sendo que em cada amostra foram geradas três trilhas de desgaste. A velocidade linear de deslizamento dos ensaios foi 0,3 m/s, o raio das trilhas foi de 16,75 mm e a velocidade de rotação 182 RPM. Foi utilizado uma esfera polida de alumina enriquecida com zircônio de 6 mm de diâmetro, aplicando uma carga normal de 20 N da esfera contra o corpo de prova (amostras não revestidas e revestidas). Todos os ensaios transcorreram durante 55 minutos até que o trajeto total percorrido atingisse 1000 metros. As esferas foram limpas em banho ultrassônico com solução de álcool isopropílico por 5 minutos. A temperatura da sala foi mantida em torno de 21 °C e a umidade relativa do ar em aproximadamente 60%. Foi utilizado o equipamento de ensaios tribológicos do tipo pino-sobre-disco da Faculdade SATC-Criciúma, conforme Figura 40.

Figura 40 - Equipamento tribômetro utilizado para o ensaio pino-disco em operação



Fonte: Autor

As propriedades físicas e mecânicas dos materiais utilizados nos ensaios de pino-sobre-disco são muito importantes na discussão dos resultados obtidos. Considerando que o módulo de elasticidade do aço H13 é de aproximadamente 215 GPa (módulo de Poisson = 0,3)(ASM INTERNATIONAL HANDBOOK COMMITTEE, 1997), enquanto para as superfícies revestidas com $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25(NiCr)}$ e WC-10Co-4Cr são respectivamente 620 GPa (módulo de Poisson = 0,24) (ASM INTERNATIONAL HANDBOOK COMMITTEE, 1997) e 373 GPa (módulo de Poisson = 0,24) (SHACKELFORD e ALEXANDER, 2000). Logo, abre-se a possibilidade de calcular a pressão máxima de Hertz através da Equação 4, sabendo que a alumina possui um módulo de elasticidade de aproximadamente 375 GPa e um módulo de Poisson de 0,22 (SHACKELFORD e ALEXANDER, 2000) e considerando os parâmetros usados no tribômetro:

$$Ph_{\max[H13]} = 2109 \text{ MPa}$$

$$Ph_{\max[H13(WC-Co)]} = 2967 \text{ MPa}$$

$$Ph_{\max[H13(CrC)]} = 2559 \text{ MPa}$$

Para calcular o desgaste de forma mais exata, foi utilizado um modelo matemático dado pela norma ASTM G99 (2000), no qual a perda de volume (em mm^3) é dada pela Equação 6.

$$\begin{aligned} & \text{Perda de volume do disco} \\ & = \frac{\pi(\text{raio da trilha}) \times (\text{largura da trilha})^3}{6(\text{raio da esfera})} \end{aligned} \quad \text{(Equação 6)}$$

3.11 MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA

O princípio do microscópio eletrônico de varredura (MEV) consiste em usar um feixe de elétrons de pequeno diâmetro para explorar a superfície de uma amostra. A incidência do feixe de elétrons irá interagir com a amostra, resultando no sinal de imagem. Utiliza um filamento de tungstênio (W) aquecido, operando numa faixa de tensões de 1 a 50 *kV*. O feixe interagindo com a amostra produz elétrons e fótons que podem ser coletados por detectores adequados e convertidos em um sinal de vídeo (DEDAVID, GOMES e MACHADO, 2007).

Quando um feixe primário incide na amostra, parte dos elétrons difundem-se e constituem um volume de interação cuja forma de interação depende principalmente da tensão de aceleração e do número atômico da amostra. Neste volume, os elétrons e as ondas eletromagnéticas produzidas são utilizadas para formar imagens ou efetuar análises físico-químicas (DEDAVID, GOMES e MACHADO, 2007).

A imagem formada a partir do sinal captado na varredura eletrônica de uma superfície pode apresentar diferentes características, uma vez que a imagem resulta da amplificação de um sinal obtido de uma interação entre o feixe eletrônico e o material da amostra. Diferentes sinais podem ser emitidos pela amostra. Dentre os sinais emitidos, os mais utilizados são originários de elétrons secundários ou retroespalhados. Os elétrons secundários no MEV resultam de uma interação do feixe eletrônico com o material da amostra. O contraste na imagem é dado pelo relevo da amostra (DEDAVID, GOMES e MACHADO, 2007).

O microscópio eletrônico de varredura foi utilizado para analisar a morfologia da superfície após a aplicação dos revestimentos, bem como a formação da trilha e mecanismos de desgastes que ocorreram ao longo dos ensaios tribológicos de pino-sobre-disco. O equipamento utilizado foi Microscópio Eletrônico de Varredura Zeiss EVO MA 10, Figura 41, do Centro de Microscopia da Universidade Federal do Rio Grande do Sul.

Figura 41 - Microscópio eletrônico de varredura Zeiss EVO MA10



Fonte: Autor

3.12 ENSAIO DO ANEL

A avaliação das condições tribológicas na interface peça/ferramenta é geralmente determinada experimentalmente durante o processo de conformação ou em ensaios com o uso de amostras de pequena escala de várias formas. Um ensaio largamente aceito é o ensaio de compressão de um anel. Essa técnica utiliza as alterações dimensionais de uma amostra de teste para quantificar o coeficiente de atrito. Quando um anel liso é comprimido entre duas placas planas, um alto atrito resulta em um fluxo interno do material; um baixo atrito resulta em escoamento do material. Para um determinado percentual de redução da altura do anel durante o teste de compressão, haverá uma variação do diâmetro interno da amostra; através dessa medição, é possível, indiretamente, conhecer o fator de atrito na interface peça/matriz. Se a amostra tem a dimensão do diâmetro aumentada durante a deformação, o atrito é baixo; se o diâmetro interno da amostra diminui durante a deformação, o atrito é alto. Usando essa relação, os coeficientes de atrito podem ser plotados em curvas específicas (BÖESCH JÚNIOR, MARTINS e SCHAEFFER, 2011).

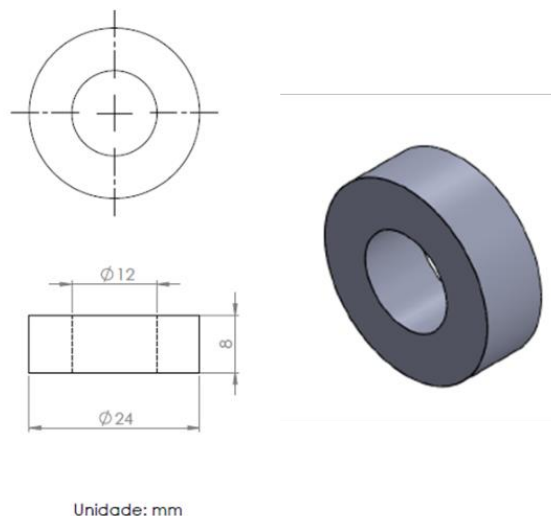
O ensaio do anel foi realizado em uma prensa hidráulica EMIC, modelo 23-600, com capacidade de 600 kN (Figura 42). As matrizes de aço ABNT H13, de dimensões de 50 mm de diâmetro e 40 mm de espessura, revestidas via HVOF com $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25(NiCr)}$ e WC-10Co-4Cr foram utilizadas para comprimir os anéis de aço ABNT1020 usinados e retificados (Figura 43) em 20, 35 e 50% em altura, utilizando calços de aço ABNT H13 para controle da compressão. Todos os ensaios foram realizados com lubrificante a base de grafite, com temperatura ambiente ($\sim 25^\circ\text{C}$) e umidade relativa do ar entre 60 e 70%. A repetibilidade foi de cinco vezes, ou seja, para cada redução foi repetido cinco vezes a conformação (com os mesmos parâmetros e condições) a fim de aumentar a confiabilidade dos dados obtidos. As matrizes e anéis foram previamente limpos com álcool isopropílico.

Figura 42 - Prensa EMIC utilizada na compressão dos anéis



Fonte: Autor

Figura 43 - Geometria dos anéis de ABNT 1020 utilizados no ensaio



Fonte: Autor

3.13 IMAGEJ

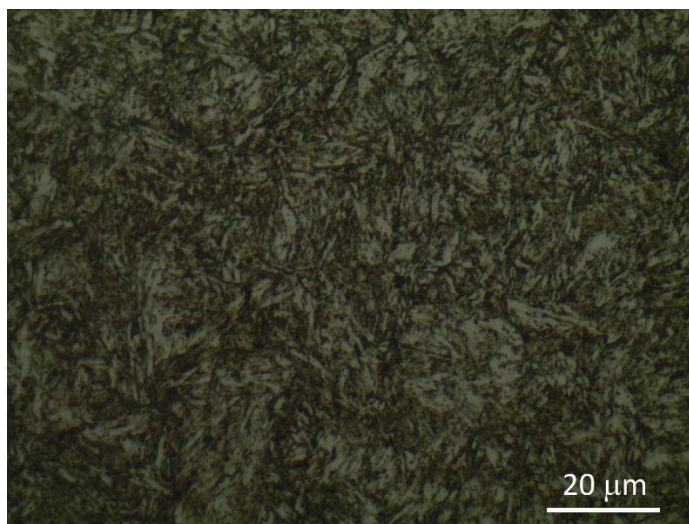
Dentre os recursos computacionais para a mensuração da área de objetos de interesse, o software ImageJ é considerado como um dos programas que mais dispõe de ferramentas úteis e práticas. A utilização do ImageJ foi proposta em estudo de áreas e volume, sendo considerado reprodutível, objetivo e facilmente aplicável. O ImageJ permite a medição tanto manual, a partir da delimitação da área de interesse com auxílio do mouse, como automática. Efetua a binarização da imagem, transformando-a em tons branco e preto, destacando o objeto de interesse (DIAS, 2008). A técnica manual é a mais utilizada, cujos resultados demonstram eficácia e boa confiabilidade, já a técnica automática é pouco encontrada na literatura, observadas as dificuldades em caráter prático para a aferição de área e volumes. Neste trabalho foi utilizado a técnica manual com inserção de dados de entrada sendo o tamanho do pixel medido em mm dentro do próprio software.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 MICROSCOPIA ÓPTICA

A Figura 44 revela a microestrutura típica martensítica do aço ABNT H13 atacado com o reagente Nital 2%. Apresenta uma matriz martensítica com carbonetos finamente dispersos, coerente com a especificação da norma.

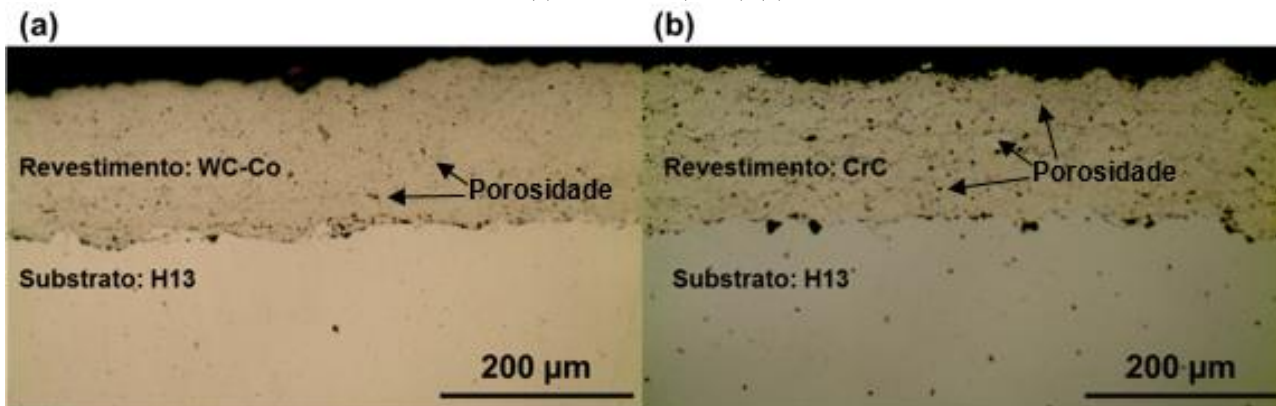
Figura 44 - Microestrutura do aço ABNT H13 atacada com Nital 2%



Fonte: Autor

Na Figura 45, são apresentados os revestimentos $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25(NiCr)}$ e WC-10Co-4Cr depositados no substrato do aço ABNT H13 através das metalografias realizadas em cortes transversais. A camada esperada para ambos os revestimentos era de 0,2 mm, porém devido ao acabamento realizado após o processo de aspersão térmica, o revestimento WC-10Co-4Cr apresentou um valor médio de 0,158 mm e desvio padrão de 0,008 mm, enquanto o revestimento de $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25(NiCr)}$ apresentou um valor médio de 0,151 mm e desvio padrão de 0,008 mm. Ambas as medições de camada foram realizadas através do software ImageJ®. Além disso, na Figura 45, pode-se visualizar que ambos os revestimentos apresentam pontos de porosidade típicos e característicos do processo de aspersão térmica (NAHVI e JAFARI, 2016), porém o revestimento $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25(NiCr)}$ apresenta uma maior quantidade de pontos de porosidade e defeitos superficiais, como pequenos lascamentos e formação de terceiro corpo, que impactam diretamente na performance do revestimento (FAUCHAIS, HEBERLEIN e BOULOS, 2014).

Figura 45 - Micrografias transversais dos revestimentos depositados sobre o substrato de aço ABNT H13: WC-10Co-4Cr (a) e Cr₃C₂-25(NiCr) (b)

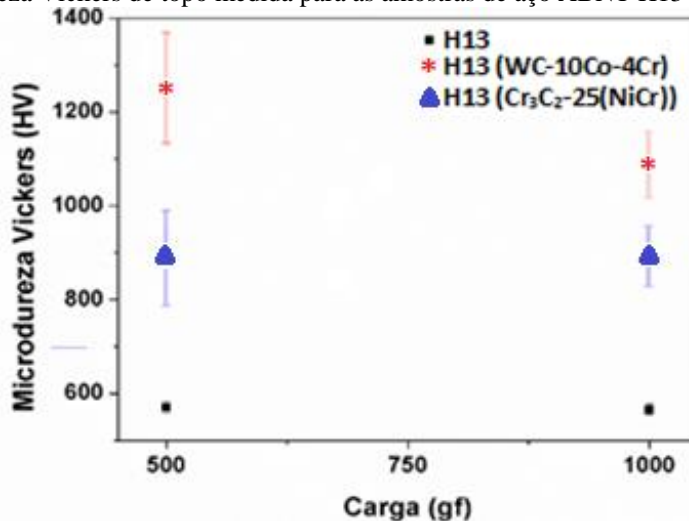


Fonte: Autor

4.2 MICRODUREZA VICKERS

Na Figura 46 observa-se que as amostras revestidas com Cr₃C₂-25(NiCr) e WC-10Co-4Cr obtiveram um aumento de dureza superficial considerável, além disso fica evidente que cargas mais elevadas (1 kgf) apresentaram valores de dureza menores, o que pode ser explicado pelo fato da indentação englobar um maior volume do revestimento, possivelmente contendo mais material ligante (menor dureza) e porosidades. Wu *et al* (2015) obtiveram valores semelhantes de microdureza Vickers para o aço carbono AISI 1045 revestido via HVOF com WC-10Co-4Cr. Mudgal *et al* (2015) apresentou valores de microdureza entre 650 e 950 Vickers para diferentes composições de revestimentos do tipo Cr₃C₂-25(NiCr) depositados via HVOF.

Figura 46 - Microdureza Vickers de topo medida para as amostras de aço ABNT H13 com e sem revestimento

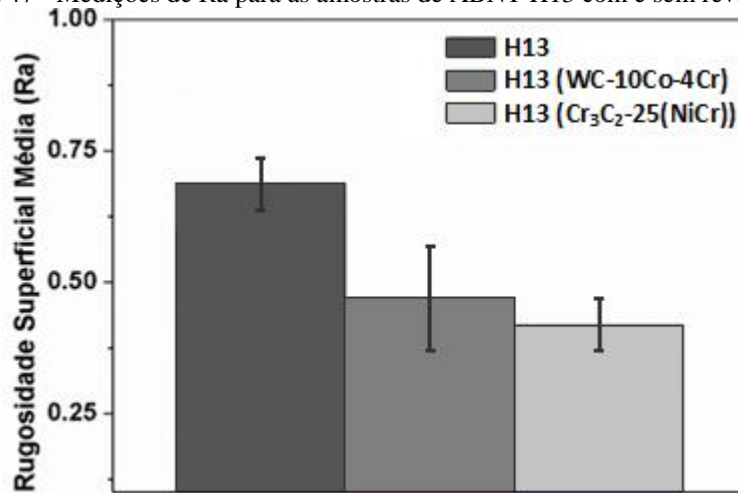


Fonte: Autor

4.3 RUGOSIDADE SUPERFICIAL

Foram realizadas medições de rugosidade superficial do tipo Ra e Rz para melhor caracterizar a topografia das amostras. A Figura 47 apresenta as medições de Ra da amostra sem revestimento e das amostras revestidas após o acabamento. Pode-se notar que as amostras revestidas possuem uma rugosidade superficial bastante similar.

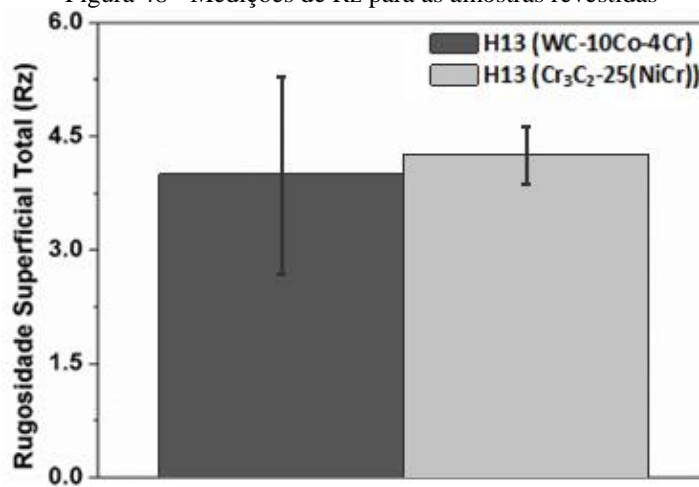
Figura 47 - Medições de Ra para as amostras de ABNT H13 com e sem revestimento



Fonte: Autor

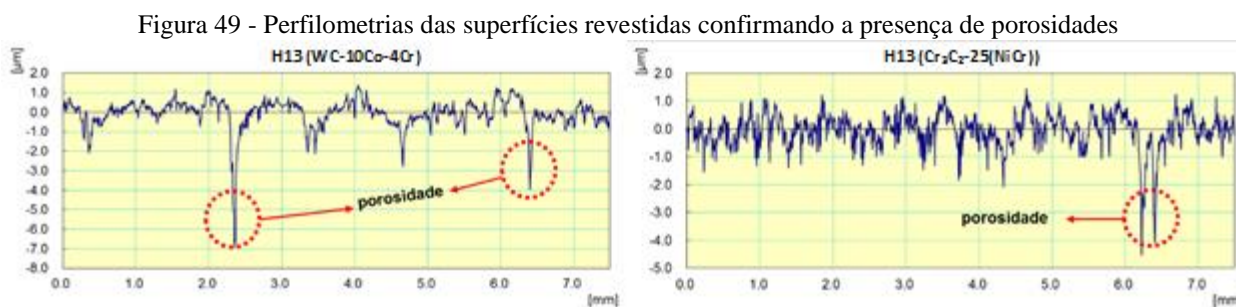
Na Figura 48 fica evidente a importância da medição da rugosidade Rz, onde é possível ver um crescimento dos valores medidos, pois ela consiste na aquisição de valores dos 5 maiores picos e 5 maiores vales da região analisada.

Figura 48 - Medições de Rz para as amostras revestidas



Fonte: Autor

Mesmo com o lixamento realizado para a obtenção de um melhor acabamento superficial, as superfícies revestidas ainda apresentaram alguns defeitos, na forma de porosidades. Este fenômeno foi explicado por Federici *et al* (2016), concluindo que o acabamento elimina a maioria dos picos presentes após a deposição dos revestimentos via HVOF, enquanto as porosidades acabam sendo mantidas. As perfilometrias bidimensionais obtidas para ambos os revestimentos confirmam este fenômeno (Figura 49) onde é possível ver a presença de profundos vales (porosidades) para ambos os revestimentos.

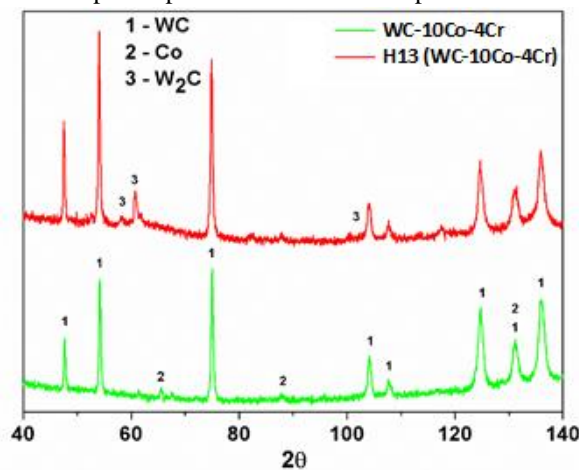


Fonte: Autor

4.4 DIFRAÇÃO DE RAIOS-X

Na Figura 50 estão os difratogramas obtidos para o pó de WC-10Co-4Cr e para a superfície de ABNT H13 após a aspersão do mesmo via HVOF (com acabamento), nestes padrões pode-se constatar a presença das fases WC e Co, como era esperado, além disso após a deposição do revestimento formam-se picos, picos secundários e sobrepostos característicos da fase W_2C , um carboneto intermediário de menor dureza em relação ao WC.

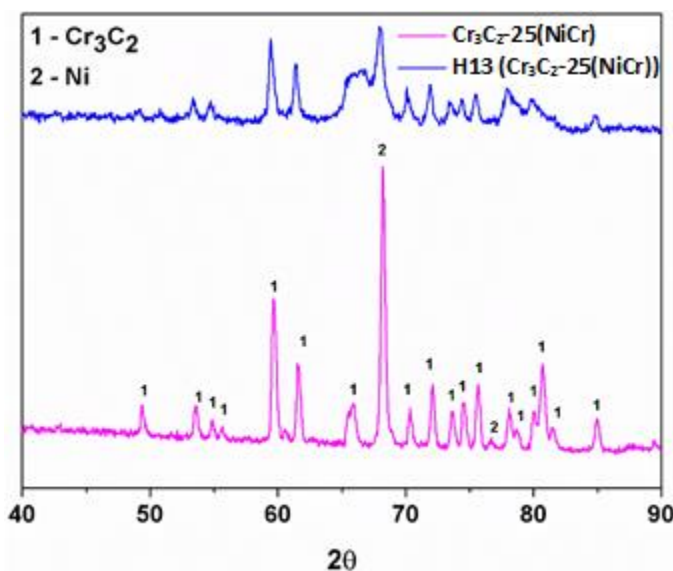
Figura 50 -Difratogramas obtidos para o pó de WC-10Co-4Cr e para o revestimento aspergido via HVOF



Fonte: Autor

Na Figura 51 estão dispostos os difratogramas para o pó de $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25(NiCr)}$ para a superfície revestida com o mesmo via HVOF, no padrão obtido para o pó estão presentes diversos picos da fase Cr_3C_2 e um pico bastante 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. Outros picos definidos no pó ficaram menos evidentes após o processo de aspersão, Mudgal *et al* (2015) justificam este aumento à formação de fases amorfas não cristalinas devido ao resfriamento muito rápido durante o processo de aspersão.

Figura 51 - Difratogramas obtidos para o pó de CrC e para o revestimento aspergido via HVOF



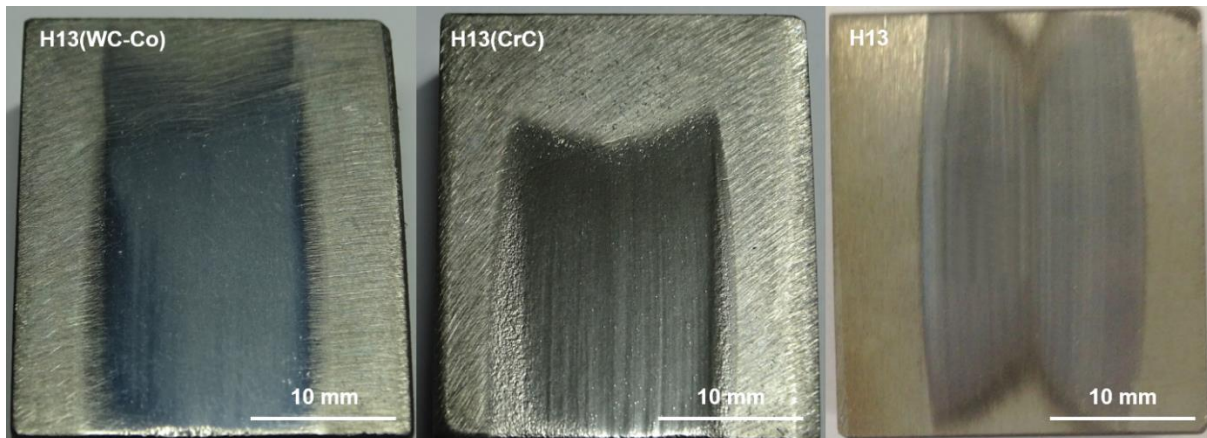
Fonte: Autor

4.5 ENSAIO DE ABRASÃO – RODA DE BORRACHA E AREIA (*RUBBER WHEEL*)

O ensaio de abrasão com roda de borracha foi realizado para quantificar a perda de massa aproximada em cada um dos revestimentos. O ensaio foi realizado em uma amostras de cada tipo: aço ABNT H13 sem revestimento e nas amostras revestidas com $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25(NiCr)}$ e WC-10Co-4Cr; sendo que em cada amostra foi gerada uma trilha de desgaste. Conforme já explicado na seção 3.8, valores aproximados de densidade foram utilizados para estimar a perda de massa e espessura de cada um dos revestimentos. Como pode-se ver na Figura 52, a área desgastada na

amostra revestida com WC-10Co-4Cr foi maior, aproximadamente 356mm^2 , quando comparada com a do revestimento $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-}25(\text{NiCr})$, cerca de 321mm^2 . Já a amostra sem revestimento, do aço ABNT H13, apresentou uma área de desgastada de 492mm^2 demonstrando assim uma grande incremento no quesito abrasão da superfície (o *software ImageJ* foi utilizado para estimar as áreas desgastadas), além disso, quanto maior a rugosidade Ra maior será o desgaste no ensaio de abrasão.

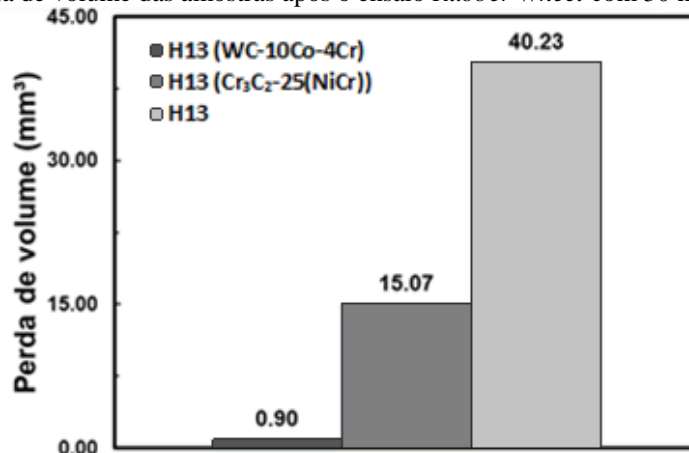
Figura 52 -Imagens das amostras após o ensaio *Rubber Wheel*



Fonte: Autor

Após a medição da perda de massa, verificou-se que a amostra revestida com $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-}25(\text{NiCr})$ perdeu mais massa que a WC-10Co-4Cr, e utilizando a Equação 5 e os valores de densidade aproximados já discutidos na seção 3.8, chegou-se aos valores apresentados na Figura 53, onde é notável a maior perda de volume pela amostra revestida com $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-}25(\text{NiCr})$.

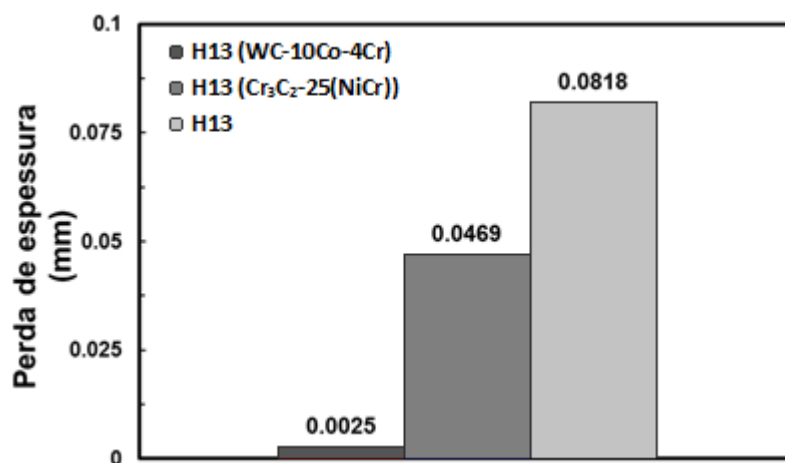
Figura 53 - Perda de volume das amostras após o ensaio *Rubber Wheel* com 30 minutos de duração



Fonte: Autor

Fatores como a maior dureza e densidade podem ajudar a explicar o menor desgaste da superfície WC-10Co-4Cr, isso explica a área desgasta maior formada, devido à dificuldade dos grãos de areia e da borracha em penetrar no revestimento, com isso o desgaste acabou se “espalhando” pela superfície, fazendo com que a amostra WC-10Co-4Cr tivesse uma área desgastada maior que a Cr₃C₂-25(NiCr). Utilizando os valores de volume e área desgastada obtidos, chegou-se a valores aproximados de espessura desgastada para cada um dos revestimentos (Figura 54), pois vale considerar que o desgaste não foi homogêneo ao longo de toda a área desgastada.

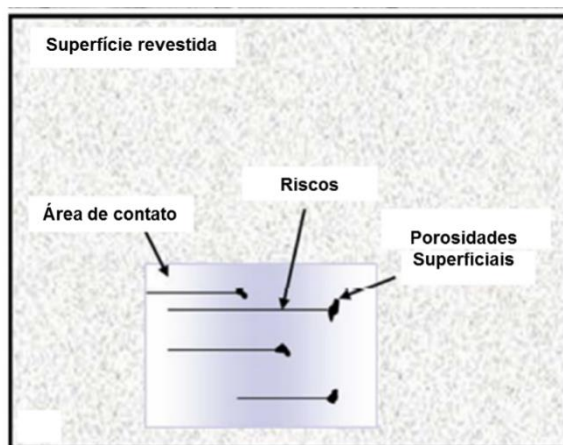
Figura 54 - Estimativa da perda em espessura para cada uma das amostras após o ensaio *Rubber Wheel* com 30 minutos de duração



Fonte: Autor

No entanto, a Figura 52 demonstra que claramente o revestimento WC-10Co-4Cr sofreu uma menor penetração dos abrasivos (SiO₂). De acordo com Ghabchi *et al* (2015), o desgaste começa na forma de riscos paralelos ao movimento da roda de borracha, devido à penetração de alguns grãos de areia que atingiram uma tensão de cisalhamento elevada o suficiente para penetrar no revestimento (WC-10Co-4Cr), criando crateras (Figura 55). Parte dos grãos de SiO₂ ficam retidos nas porosidades do revestimento, enquanto uma parte maior fica aderida à roda de borracha, que devido a sua rotação, irá fornecer a tensão de cisalhamento necessária para desgastar o revestimento.

Figura 55 - Fase inicial do mecanismo de desgaste abrasivo das partículas de SiO₂ (areia) sobre a superfície revestida de WC-10Co-4Cr no ensaio *Rubber Wheel*, adaptada de Ghabchi *et al* (2015)



Fonte: GHABCHI *et al.*(2015)

O revestimento WC-10Co-4Cr desgastou de forma espalhada (lateralmente) (GHABCHI *et al.*, 2015), fenômeno que não é observado para o revestimento Cr₃C₂-25(NiCr). Por sua vez o revestimento Cr₃C₂-25(NiCr) apresentou maior perda de volume (maior desgaste), estudos mais aprofundados deverão ser realizados para analisar melhor este fenômeno, mas fatores como a menor densidade e dureza do revestimento, além da possível formação de partícula de terceiro corpo, *debris* abrasivo, durante o ensaio podem estar atrelados à perda acentuada em volume e espessura deste revestimento quando comparado ao WC-10Co-4Cr.

4.6 ENSAIO DE ADESÃO

O coeficiente de adesão é definido como a razão entre a força necessária para romper junções aderidas com a carga normal com a qual as amostras foram inicialmente unidas. O ensaio foi realizado em cada uma das amostras revestidas: Cr₃C₂-25(NiCr) e WC-10Co-4Cr. A Tabela 5 e a Figura 56 apresentam os resultados obtidos nos ensaios de adesão seguindo a norma ASTM C633-79-01, ambos os valores foram maiores que os 69 MPa, como era esperado de acordo com a literatura (WU *et al.*, 2011). As tensões de rupturas ficaram bastante próximas: o revestimento Cr₃C₂-25(NiCr) apresentou um valor de 71,2 Mpa já o revestimento WC-10Co-4Cr obteve uma ruptura superior à da cola com 85,6 Mpa. É possível constatar uma melhor adesão do

revestimento WC-10Co-4Cr ao aço ABNT H13, devido a sua região de ruptura e a maior tensão suportada. Já o revestimento $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25(NiCr)}$ demonstrou uma característica coesiva pois a ruptura ocorreu na interface do revestimento com o substrato.

Tabela 5 - Dados do ensaio de adesão realizado sob a norma ASTM C633-79-01

Material	Revestimento	Tensão de Ruptura (MPa)	Região de Ruptura
ABNTH13	$\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25(NiCr)}$	71,2	Revestimento / Substrato
ABNTH13	WC-10Co-4Cr	85,6	Cola

Figura 56 -Punções de aço ABNT H13 revestidos após os ensaios de adesão



Fonte: Autor

4.7 PINO-SOBRE-DISCO E PERFILOMETRIA DAS TRILHAS

A Figura 57, apresenta as trilhas de desgaste após o ensaio Pino-sobre disco. Já a Figura 58 apresenta as curvas de coeficiente de atrito dinâmico em função da distância percorrida de ensaio para todas as amostras com e sem revestimento. Pode-se observar na Figura 58 a redução e estabilidade dos valores de coeficiente de atrito obtidos para as amostras aspergidas via HVOF para ambos os revestimentos, enquanto a amostra do substrato de aço ABNT H13 apresentou valores mais altos e com uma certa instabilidade. Isto pode ser explicado devido a menor dureza superficial da superfície sem revestimento pois fenômenos como deformação plástica e até mesmo oxidação aumentam o coeficiente de atrito durante o ensaio de pino-sobre-disco (MUDGAL, SINGH e PRAKASH, 2015). Ambas as amostras revestidas tiveram valores bem

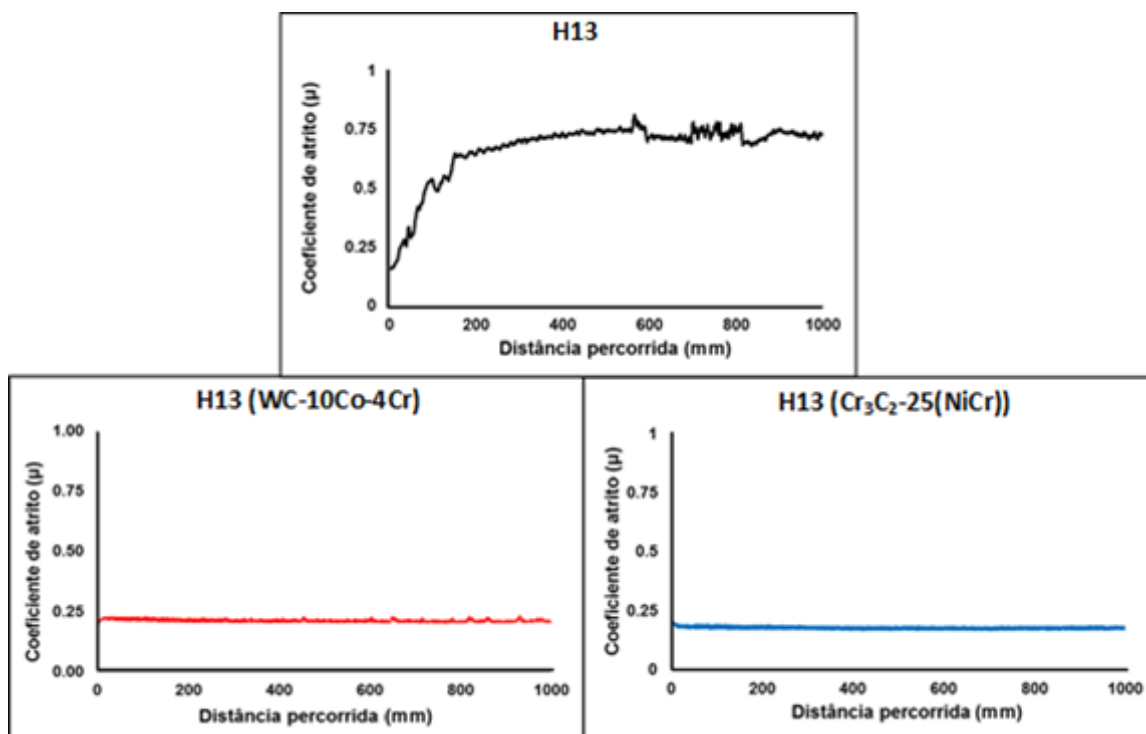
mais baixos de coeficiente de atrito quando comparadas à amostra sem revestimento, e demonstraram valores bem parecidos quando comparadas entre elas. Utilizando as perfilometrias (Figura 59) para auxiliar nesta análise, pode-se perceber que as trilhas são praticamente indetectáveis nas amostras revestidas, podendo-se concluir que a esfera não aderiu (ou penetrou) nos revestimentos e arrancou material, o que explica o baixo coeficiente de atrito, pois as componentes de adesão e abrasão podem ser consideradas bem baixas (Equação 3).

Figura 57 - Trilhas de desgaste após o ensaio pino-sobre-disco, respectivamente: aço ABNT H13, revestimento $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25(NiCr)}$ e revestimento WC-10Co-4Cr



Fonte: Autor

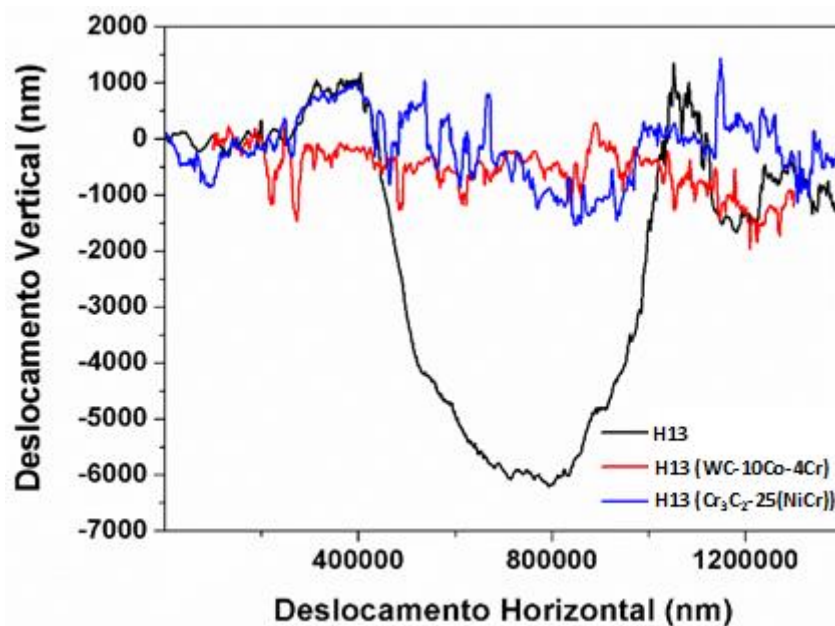
Figura 58 - O coeficiente de atrito em função da distância percorrida obtidos através de ensaios de pino-sobre-disco



Fonte: Autor

Na Figura 59 estão presentes as perfilometrias bidimensionais de cada uma das trilhas geradas através dos ensaios de desgaste. Fica clara a presença de mecanismos de abrasão e deformação plástica (nas bordas da trilha) durante o contato entre o aço ABNT H13 e a esfera de Al_2O_3 , enquanto para as amostras revestidas via HVOF a trilha é praticamente indetectável. Utilizando a norma G99 (2000), com a Equação 6 foi possível estimar o volume desgastado na amostra lixada de ABNT H13. Utilizando o *software ImageJ* para determinar a largura da trilha (aproximadamente 0,6 mm), o raio da trilha (aproximadamente 0,07 mm) e considerando o raio da esfera como exatos 3 mm, o volume desgastado foi de $0,24 (\pm 0,023) \times 10^{-3} \text{ mm}^3$.

Figura 59 - Perfilometria das trilhas desgastadas nos ensaios de pino-sobre-disco

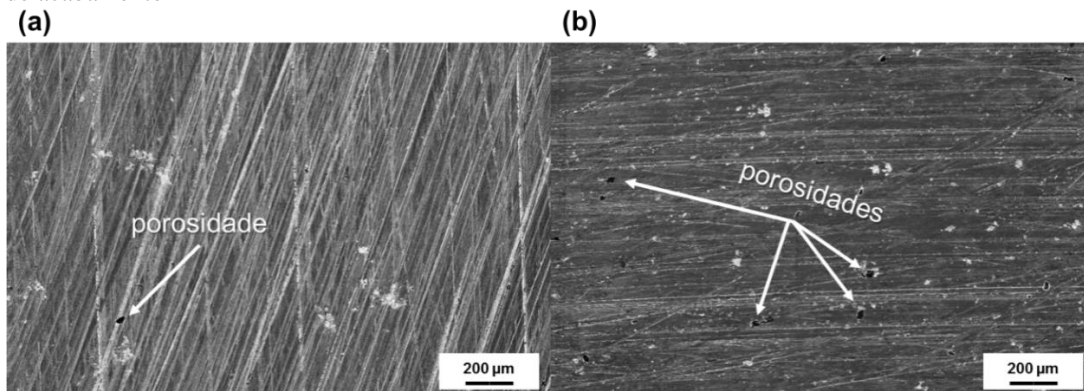


Fonte: Autor

4.8 MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA

A Figura 60 demonstra as superfícies revestidas após o processo de acabamento em microscópio eletrônico de varredura com elétrons secundários, onde pode-se perceber a presença de algumas porosidades devido aos vales observados na medição da perfilometria, como já reportado na Figura 49.

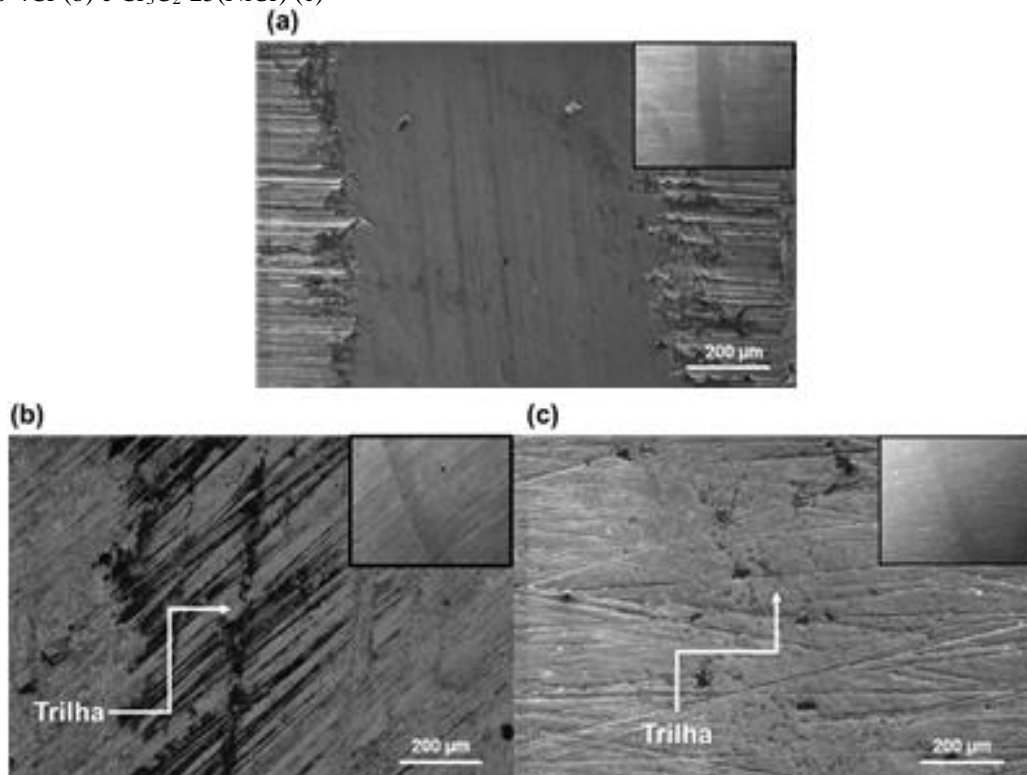
Figura 60 - Imagens obtidas com MEV das superfícies revestidas com WC-10Co-4Cr(a) e Cr₃C₂-25(NiCr) e (b) após a etapa de acabamento



Fonte: Autor

Na Figura 61 estão imagens de MEV com elétrons secundários das trilhas geradas após os ensaios de pino-sobre-disco, nas quais fica evidente os fenômenos de deformação plástica e abrasão na superfície sem revestimento do aço ABNT H13 (Figura 59).

Figura 61 - Imagens obtidas com MEV das trilhas desgastadas para a superfície de ABNT H13 (a), revestida com WC-10Co-4Cr (b) e Cr₃C₂-25(NiCr) (c)



Fonte: Autor

Pujante *et al* (2013) também comprovaram o caráter abrasivo da alumina sobre o aço ABNT H13 em seus estudos. Por outro lado, nas superfícies revestidas tanto com WC-10Co-4Cr

quanto $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25(NiCr)}$ não apresentaram marcas significativas de desgaste, parecendo que a esfera apenas deslizou sobre o revestimento.

A Figura 59 e a Figura 61 demonstram coerência e ajudam a concluir que o desgaste nas superfícies revestidas é praticamente indetectável. Federici *et al* (2016) chegaram em conclusões parecidas utilizando um pino de material compósito (a base de zircônia), tanto que em seus estudos nem apresentaram perfilometria das trilhas após os ensaios de pino-sobre-disco, pelas mesmas não apresentarem marcas de desgaste, e justificando que a principal forma de desgaste encontrada foi o agarramento de material do pino utilizado entre as asperezas da superfície, sendo esta adesão de material reduzida à medida que as rugosidades superficiais dos discos revestidos diminuía. Devido ao fato de as porosidades serem espaçadas, acabamento e densificação dos revestimentos, não foi possível detectar pontos de adesão da esfera de alumina nas superfícies revestidas.

4.9 ENSAIO DO ANEL

Para estabelecer o coeficiente de atrito ao longo dos ensaios do anel realizados neste trabalho foi utilizada curva de calibração para o aço ABNT 1020 comprimido por uma matriz de aço ABNT H13 ($R_a = 0,45 \mu\text{m}$ e 52 RC de dureza) desenvolvida por Sahin *et al*(2016) de forma adaptada, com isso, os valores obtidos nos ensaios de compressão do anel foram sobrepostos a estas curvas. Como já mencionado neste trabalho, Capítulo 3 (Materiais e Métodos), a deformação foi repetida cinco vezes para cada percentual de redução do anel a fim de obter uma maior confiabilidade do dado. Os dados de redução obtidos no ensaio do anel podem ser visualizados na Tabela 6, sendo que os mesmos foram posteriormente utilizados para plotagem na curva de calibração do aço ABNT 1020.

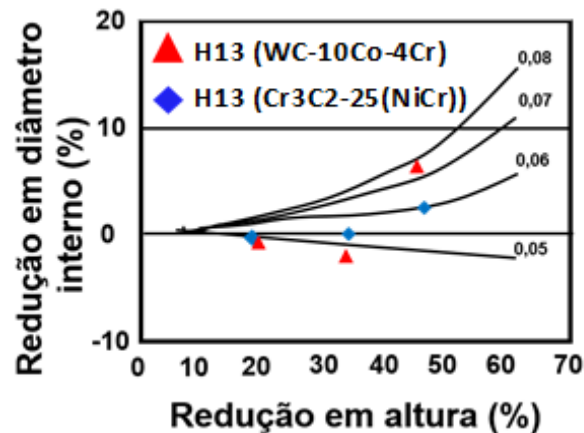
Tabela 6 - Dados obtidos na redução do ensaio do anel

Revestimento	Média redução 20%	Desvio padrão 20%	Média redução 35%	Desvio padrão 35%	Média redução 50%	Desvio padrão 50%
WC-10Co-4Cr	-1,62 mm	1,23 mm	-3,58 mm	1,09 mm	9,31 mm	0,68 mm
$\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25(NiCr)}$	-1,02 mm	0,75 mm	-0,50 mm	0,54 mm	3,37 mm	3,41 mm

Na Figura 62 pode-se perceber que o coeficiente de atrito começa semelhante para ambos os revestimentos, em torno de 0,06, para a compressão de 20% do anel. Para a compressão de

35% do anel o coeficiente de atrito na matriz revestida com WC-10Co-4Cr é inferior, aproximadamente 0,05, enquanto a matriz revestida com Cr₃C₂-25(NiCr) mantém os 0,06. Para deformações mais severas, com compressões em torno de 50%, o coeficiente de atrito entre o anel e a matriz revestida com WC-10Co-4Cr aumenta para 0,08, pois o diâmetro interno do anel sofre uma redução superior a 9%, enquanto o anel comprimido pela matriz revestida com Cr₃C₂-25(NiCr) demonstra uma redução de diâmetro interno em torno de 3%, mantendo assim, um coeficiente de atrito mais baixo. Pode-se concluir que para compressões menores o coeficiente de atrito entre a matriz revestida com WC-10Co-4Cr e o anel de ABNT 1020 são menores, todavia, para compressões mais elevadas a redução de diâmetro interno, e com isso o coeficiente de atrito, são menores para o par formado pela matriz revestida com Cr₃C₂-25(NiCr) e o anel, o que está de acordo com a literatura (SAHIN, CETINARSLAN e AKATA, 2016) (BÖESCH JÚNIOR, MARTINS e SCHAEFFER, 2011).

Figura 62 - Curva de calibração para o aço ABNT 1020 comprimido por uma matriz de aço ferramenta ABNT H13 (adaptada de Sahin *et al* (2016)) e os respectivos pontos de deformação obtidos nos ensaios do anel com as matrizes revestidas via HVOF



Fonte: Autor

5 CONCLUSÕES

O objetivo geral deste trabalho, que foi realizar a análise da performance dos revestimentos do tipo $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25(NiCr)}$ e WC-10Co-4Cr depositados via HVOF no aço ferramenta ABNT H13 foi atingido. Além disso, foi observada uma melhoria de performance tribológica para o aço ABNT H13 aspergido termicamente com os revestimentos de $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25(NiCr)}$ e WC-10Co-4Cr , fator que pôde ser confirmado através das trilhas geradas durante o ensaio de pino-sobre-disco e coeficiente de atrito do sistema tribológico.

Atendendo aos objetivos específicos deste trabalho, ambos os revestimentos foram caracterizados e comparados entre si. Logo, quando testados nas condições de temperatura ambiente e a seco, os revestimentos apresentaram algumas diferenças:

- A espessura e rugosidade superficial dos revestimentos foi bem próxima, o que torna a comparação entre os materiais justificável.
- No ensaio de abrasão com roda de borracha foi possível visualizar que o aço com revestimento WC-10Co-4Cr apresentou uma redução do desgaste (perda de massa) de 4491% quando comparado ao aço sem revestimento ABNT H13, enquanto o revestimento $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25(NiCr)}$ de 267%. Além da densidade e dureza inferiores, fenômenos como a formação de *debris* podem justificar o desgaste mais acentuado do revestimento de carboneto de cromo, todavia, novas técnicas e ensaios com tempos mais curtos devem ser realizados.
- O revestimento de WC-10Co-4Cr apresentou um desgaste abrasivo espalhado e pouco profundo após o ensaio de abrasão, podendo ser caracterizado como um micro-arrancamento de material.
- O revestimento de WC-10Co-4Cr obteve uma microdureza mais elevada que o de $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25(NiCr)}$, sendo 192% maior frente ao aço sem revestimento, enquanto o revestimento de carboneto de cromo foi 158% superior. Porém este fator não se mostrou

tão importante para os ensaios de pino-sobre-disco realizados, pois ambos os revestimentos apresentaram resultados bem similares e superiores aos do aço ABNT H13 sem revestimento.

- As trilhas de desgaste após o 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.
- Ambos os revestimentos promoveram uma redução significativa do coeficiente de atrito avaliado no ensaio do pino-sobre-disco. O revestimento $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-}25(\text{NiCr})$ apresentou uma redução de 380% comparado com o aço não revestido, enquanto o revestimento WC-10Co-4Cr apresentou uma redução de 315%.
- O revestimento WC-10Co-4Cr obteve uma adesão maior ao substrato quando comparado com o $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-}25(\text{NiCr})$ no ensaio de adesão.
- O ensaio abrasão com roda de borracha serviu para mostrar mais diferenças entre os revestimentos do que o ensaio de pino-sobre-disco.
- O ensaio do anel mostrou que para maiores deformações o revestimento de $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-}25(\text{NiCr})$ apresenta um coeficiente de atrito mais baixo que o WC-10Co-4Cr.

Através dos resultados obtidos, pode-se concluir que as camadas aspergidas com $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-}25(\text{NiCr})$ e WC-10Co-4Cr apresentaram resultados satisfatórios quanto às análises estudadas nesse trabalho, mostrando possuir um potencial de aplicação em ferramentas de conformação mecânica, principalmente no que tange à resistência ao desgaste e atrito conferida ao substrato.

6 SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

Este trabalho foi a fase de inicial de um projeto de otimização de ferramentas de conformação mecânica, o qual terá continuidade visando aplicação industrial e o aprofundamento de métodos para aumento da vida útil. A seguir algumas sugestões para os trabalhos futuros:

- Realizar ensaios a quente ou em meio corrosivo.
- Análise da aplicação dos revestimentos em outras ligas de aços ferramenta.
- Realizar misturas entre os pós de Cr_3C_2 -25(NiCr) e WC-10Co-4Cr a fim de obter melhores propriedades.
- Realizar ensaios para indicar porcentagem de poros nas camadas de cada revestimento.

REFERÊNCIAS

AGUILA, J. F. V. **Avaliação de revestimentos resistentes à corrosão e desgastes, aplicados por aspersão térmica ao arco**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal de Santa Catarina. Florianópolis, Brasil, p. 92. 2005.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS. **G99-95a Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus**. [S.l.]: ASTM International, 2000.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS. **ASTM-C633-79-01 Standard Test Method for Adhesion or Cohesion Strength of Thermal Spray Coatings**. [S.l.]: ASTM International, 2008.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS. **G65-04 Standard Test Method for Measuring Abrasion Using the Dry Sand / Rubber Wheel**. [S.l.]: ASTM International, 2013.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS. **G133-05 Standard Test Method for Linearly Reciprocating Ball-on-Flat Sliding Wear**. [S.l.]: ASTM International, 2016.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS. **ASTM A681 - Chemical Compositions of ASTM Alloy Steels**. [S.l.]: ASTM International.

ASM INTERNATIONAL HANDBOOK COMMITTEE. **ASM Handbook - Volume 14: Forming and Forging**. Russell Township: ASM International, 1997.

ASM INTERNATIONAL HANDBOOK COMMITTEE. **ASM Handbook - Volume 18: Friction, Lubrication and Wear Technology**. Russell Township: ASM International, 1997.

ASM INTERNATIONAL HANDBOOK COMMITTEE. **ASM Handbook - Volume 5: Surface Engineering**. Russell Township: ASM International, 1997.

ASM INTERNATIONAL HANDBOOK COMMITTEE. **ASM Handbook - Volume 7: Powder Metals Technologies and Applications**. Russell Township: ASM International, 1997.

ATKINS, P.; DE PAULA, J. **Physical Chemistry**. 8th. ed. [S.l.]: W.H. Freeman and Company, 2007.

AZO MATERIALS. Tungsten Carbide - An Overview. **AZOM**, 2002. Disponível em: <<http://www.azom.com/properties.aspx?ArticleID=1203>>. Acesso em: 15 Novembro 2016.

BAYER, A. M.; WALTON, L. R. Wrought Tool Steel. In: COMMITTEE, A. I. H. **ASM Handbook - Volume 1: Properties and selection: iron, steels and high-performance alloys**. Russel Township: ASM International, 1990. p. 757-779.

BHUSAN, B. **Introduction to Tribology**. [S.l.]: Wiley, 2013.

BÖESCH JÚNIOR, P. R.; MARTINS, V.; SCHAEFFER, L. Determinação do coeficiente de atrito pelo ensaio de compressão do anel: uma revisão. **Revista Thema**, n. 8, p. 1-11, 2011.

BOWDEN, F. P.; TABOR, D. **The friction and lubrication of solids**. [S.l.]: Claredon Press, 2001.

BRANCO, J. R. T.; KRAUSS, G. Tool Materials for Molds and Dies: Heat Treatment and Microstructure of Tools. **Colorado School of Mines Press**, p. 94-117, 1987.

BRANDIS, H.; HARBELING, E.; WEIGARD, H. H. Processing and Properties of High Speed Tool Steels: Metallurgical Aspects of Carbides in High Speed Steels. **TMS-AIME**, p. 1-18, 1980.

BRUCELLE, O.; BERNHART, G. Methodology for service life increase of hot forging tools. **Journal of Materials Processing Technology**, n. 87, p. 237-246, 2014.

BYRER, T. G. **ASM - Forging Handbook: Introduction and applications**. Cleveland: Forging Industry Association, 1985.

CALLISTER JUNIOR, W. D.; RETHWISCH, D. G. **Materials Science and Engineering: An Introduction**. 7th. ed. [S.l.]: John Wiley & Sons, 2007.

DAVIM, J. P. **Tribology in Manufacturing Technology**. [S.l.]: Springer, 2013.

DAVIS, J. R. **Handbook of Thermal Spray Technology**. Russell Township: ASM International, 2004.

DEDAVID, B. A.; GOMES, C. I.; MACHADO, G. **Microscopia Eletrônica de Varredura: Aplicações e preparação de amostras**. [S.l.]: Editora do CEMM-PUCRS, 2007.

DESHPANDE, S. Application of image analysis for characterization of porosity in thermal spray coatings and correlation with small angle neutron scattering. **Surface & Coatings Technology**, n. 187, p. 6-16, 2004.

DIAS, F. C. **Uso do software Image J para a análise quantitativa de imagens de microestruturas de materiais**. INPE. São José dos Campos. 2008.

ELLEUCH, K.; FOUVRY, S. Experimental and modelling aspects of abrasive wear of a A357 aluminium alloy under gross slip fretting conditions. **Wear**, n. 258, p. 40-49, 2015.

FAUCHAIS, P. L.; HEBERLEIN, J. V.; BOULOS, M. I. **Thermal Spray Fundamentals**. New York: Springer, 2014.

FEDERICI, M. et al. Effect of roughness on the wear behavior of HVOF coatings dry sliding against a friction material. **Wear**, n. 368, p. 326-334, 2016.

GEORGES, J. M.; FROTTEMENT, J. M. **Usure et Lubrification**. Paris: Eyrolles, 2000.

GHABCHI, A. et al. Behavior of HVOF WC-10Co-4Cr coatings with different carbide size in fine and coarse particle abrasion. **Journal of Thermal Spray Technology**, n. 19, p. 368-377, 2015.

GUILEMANY, J. M. et al. Effects of thickness coating on the electrochemical behavior of thermal spray Cr₃C₂-NiCr coatings. **Surface & Coatings Technologies**, n. 153, p. 107-113, 2002.

HASE, A.; MISHINA, H. Wear elements generated in the elementary process of wear. **Tribology International**, p. 1684-1690, 2009.

HONG, S. et al. Microstructural and eletrochemical properties of nanostructured WC-10Co-4Cr coating prepared by HVOF spraying. **Surface & Coatings Technology**, n. 235, p. 582-588, 2015.

ISHIKAWA, Y. et al. Sliding wear properties of HVOF sprayed WC-20%Cr₃C₂-7%Ni cermet coatings. **Surface & Coatings Technology**, n. 201, p. 4718-4727, 2010.

KAYABA, T.; IWABUCHI, A. Effect of the hardness of hardened steels and the action of oxides on fretting wear. **Wear**, n. 66, p. 27-41, 2014.

KRAUSS, G. **Steels: Processing, Structure and Performance**. 2nd. ed. [S.l.]: ASM International, 2015.

LEMM, J. D. et al. The influence of surface hardness on the fretting wear of steel pairs - Its role in debris retention in the contact. **Tribology International**, n. 81, p. 258-266, 2015.

LIMA, C. C.; TREVISAN, R. **Aspersão Térmica - Fundamentos e Aplicações**. São Paulo: Artliber, 2007.

MA, N. et al. Improvement on mechanical properties and wear resistance of HVOF sprayed WC-12Co coatings by optimizing feedstock structure. **Applied Surface Science**, n. 320, p. 364-371, 2014.

MALE, A. T.; COCKCROFT, M. G. A method for determination of the coefficient of friction of metals under condition of bulk plastic deformation. **J Inst Metals**, v. 93, p. 38-46, 1964.

MARQUES, A. et al. **Estudo sobre o ensaio de abrasão e a influencia da granulometria da areia**. Inovtec - 5º Seminário de Inovação e Tecnologia do IFSul. Sapucaia do Sul: [s.n.]. 2016. p. 16-28.

MATTHEWS, S.; HYLAND, M.; JAMES, B. Long-term carbide development in high-velocity oxygen fuel/high-velocity air fuel Cr₃C₂-NiCr coatings heat treated at 900°C. **Journal of Thermal Spray Technology**, n. 13, p. 526-536, 2004.

MENEZES, P. L. et al. **Tribology for Scientists and Engineers**. [S.l.]: Springer, 2013.

MUDGAL, D.; SINGH, S.; PRAKASH, S. Evaluation of Ceria-added Cr₃C₂-25NiCr coating on three superalloys under simulated incinerator environment. **Journal of Thermal Spray Technology**, n. 24, p. 496-514, 2015.

MURUGAN, K. et al. Optimizing HVOF spray process parameters to attain minimum porosity and maximum hardness in WC-10Co-4Cr coatings. **Surface & Coatings Technology**, n. 247, p. 90-102, 2014.

NAHVI, S. M.; JAFARI, M. Microstructural and mechanical properties of advanced HVOF-sprayed. **Surface and Coatings Technology**, v. 286, p. 95-102, 2016.

OERLIKON METCO. **Material Product Data Sheet**. Oerlikon Metco. [S.l.], p. 4. 2015.

PAWLOWSKI, L. **The science and engineering of thermal spray coatings**. Chichester: Wiley, 1995.

PELCASTRE, L.; HARDELL, J.; PRAKASH, B. Galling mechanism during interaction of tool steel and Al-Si coated ultra high strength steel at elevated temperature. **Tribology International**, n. 67, p. 263-271, 2013.

PILEGGI, R. et al. Tribo-corrosion behavior of chromium carbide based coatings deposited by HVOF. **Surface & Coatings Technology**, n. 268, p. 247-251, 2015.

PUJANTE, J. et al. Investigation into wear and galling mechanism of aluminium alloy-tool steel tribopair at different temperatures. **Wear**, n. 308, p. 193-198, 2013.

RAHBAR-KELISHAMI, A. et al. Improvement of wear resistance of sprayed layer on 52100 steel by friction processing. **Applied Surface Science**, n. 316, p. 501-507, 2016.

RAJASEKARAN, B. et al. Thick tool steel coatings using HVOF spraying for wear resistance applications. **Surface & Coatings Technology**, n. 205, p. 2449-2454, 2013.

RAJINIKANTH, V.; VENKATESVARLU, K. An investigation of sliding wear behavior of WC-Co coating. **Tribology International**, n. 44, p. 1711-1719, 2011.

SAHIN, M.; CETINARSLAN, C. S.; AKATA, H. E. Effect of surface roughness on friction coefficient during upsetting process for different materials. **Materials and Design**, n. 28, p. 633-640, 2016.

SASADA, T.; NOROSE, S. **The formation and growth of wear particles through mutual material transfer**. International lubricants conference. [S.l.]: Elsevier. 2014. p. 82-91.

SCHNEIDER, K. E. **Thermal Spraying for Power Generation Components**. Weinheim: Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2006.

SELVADURAI, U. et al. Influence of the handling parameters on residual stresses of HVOF-sprayed WC-12Co coatings. **Surface & Coatings Technology**, n. 268, p. 30-35, 2015.

SHACKELFORD, J. F.; ALEXANDER, W. **Materials Science Engineering Handbook**. 3rd. ed. [S.l.]: CRC Press, 2000.

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

STACHMAIOK, G. W.; BATCHELOR, A. W. **Engineering Tribology**. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2001.

TAHA-AL, Z. Y.; HASHMIA, M. S.; YILBAS, B. S. Effect of WC on the residual stress in laser treated HVOF coating. **Journal of Materials Processing Technology**, n. 209, p. 3172-3181, 2009.

THIRUVIKRAMAN, C.; BALASUBRAMANIAN, V.; SRIDHAR, K. Optimizing HVOF spray parameters to maximize bonding strength of WC-CrC-Ni coatings on AISI 304 L stainless steel. **Journal of Thermal Spray Technology**, n. 5, p. 860-875, 2014.

WANG, J. et al. Effects of structure and processing technique on the properties of thermal spray WC-Co and NiCrAl-WC-Co coatings. **Materials Science & Engineering A**, n. 371, p. 187-192, 2004.

WANG, L. Erosion testing and surface preparation using abrasive water-jetting. **Journal of Materials Engineering and Performance**, n. 13, p. 103-106, 2004.

WU, Y. et al. Dry sliding wear properties of HVOF sprayed WC-10Co-4Cr coating. **Transactions of the Indian Institute of Metals**, n. 68, p. 581-586, 2015.

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

YILBAS, B. S.; AL-ZAHARNAH, I.; SAHIN, A. **Flexural testing of weld site and HVOF coating characteristics**. [S.l.]: Springer, 2014.

ZAVAREH, M. A. et al. The tribological and electrochemical behavior of HVOF sprayed Cr₃C₂-NiCr coating on carbon steel. **Ceramics International**, n. 41, p. 5387-5396, 2015.