

LAERTE JOSÉ FERNANDES

**Ferramentas de corte à base de carbonetos cimentados (metais-
duros) aplicadas ao torneamento de aço AISI 4340 endurecido:
contribuição ao estudo de substituição ao sistema WC-Co por uma
alternativa NbC-Ni**

SÃO PAULO

2021

LAERTE JOSÉ FERNANDES

Ferramentas de corte à base de carbonetos cimentados (metais-duros) aplicadas ao torneamento de aço AISI 4340 endurecido: contribuição ao estudo de substituição ao sistema WC-Co por uma alternativa NbC-Ni

Versão Corrigida

**Tese de Doutorado apresentada à Escola
Politécnica da Universidade de São Paulo**

Orientador: Prof. Dr. Gilmar Ferreira Batalha

SÃO PAULO

2021

LAERTE JOSÉ FERNANDES

**Ferramentas de corte a base de carbonetos cimentados (metais-
duros) aplicadas ao torneamento de aço AISI 4340 endurecido:
Contribuição ao estudo de substituição ao sistema WC-Co por uma
alternativa NbC-Ni**

Versão Corrigida

**Tese apresentada à Escola Politécnica da
Universidade de São Paulo como requisito
parcial para obtenção do título de Doutor em
Ciências**

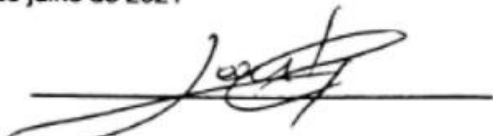
**Área de concentração: Engenharia Mecânica
de Projeto e Fabricação**

Orientador: Prof. Dr. Gilmar Ferreira Batalha

SÃO PAULO

2021

Autorizo a reprodução e divulgação total ou parcial deste trabalho, por qualquer meio convencional ou eletrônico, para fins de estudo e pesquisa, desde que citada a fonte.

Este exemplar foi revisado e corrigido em relação à versão original, sob responsabilidade única do autor e com a anuência de seu orientador.	
São Paulo, <u>10</u> de julho de 2021	
Assinatura do autor:	
Assinatura do orientador:	<u>Gilmar Ferreira Batalha</u>

Catálogo-na-publicação

Fernandes, Laerte José

Ferramentas de corte à base de carbonetos cimentados (metais-duros) aplicadas ao torneamento de aço AISI 4340 endurecido: contribuição ao estudo de substituição ao sistema WC-Co por uma alternativa NbC-Ni / L. José Fernandes -- versão revisada -- São Paulo, 2021.

264 p.

Tese (doutorado) – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Mecânica de Projetos e Fabricação.

1.Material de ferramenta de corte 2.Carboneto de nióbio (NbC) 3.Niquel (Ni) 4.Metalúrgia do pó 5.Sinterização por fase líquida 6.SinterHip
Departamento de Engenharia Mecânica de Projetos e Fabricação

AGRADECIMENTOS

Aos professores, Gilmar Ferreira Batalha e Rodrigo Lima Stoeterau, por acreditarem e terem me guiado com paciência nesta jornada do conhecimento, desafiando-me, acreditando e incentivando. Ao professor Amilton Sinatora por confiar nesta jornada. Ao Dr. Daniel Rodrigues pela grande amizade e disponibilidade para conversas sempre ricas e paciência para que eu pudesse entender o mundo da metalurgia. Além de sua grande contribuição de conhecimento técnico e, finalmente, por abrir as portas da empresa Brats Indústria e Comércio de Produtos Metálicos Especiais Ltda para realizações das sinterizações.

Ao Sr. Eduardo Cannizza pela amizade de mais de trinta anos, abrindo a porta para que eu pudesse entrar no mundo do NbC. Ao longo de várias jornadas, continuamos nos divertindo, discutindo, mas sempre com respeito e admiração mútua.

Agradeço à estrutura providenciada pela Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Aos professores Izabel Machado e Roberto Martins de Souza por serem sempre solícitos quando necessitei utilizar o Laboratório de Fenômenos de Superfície (LFS). Agradeço especialmente aos meus amigos Cassio Junqueira, Rafael Melchior, Raphael Ferreira, Rodnei dos Santos e Henrique Rodrigues por toda ajuda. A Gustavo Tressia e a Arnaldo Oliveira Lima pela inestimável ajuda de apoio nos testes de riscamento e nano endentação e ao Fábio Miranda pelas longas conversas sobre sinterização.

Agradeço à disponibilização da estrutura do Centro de Competência em Manufatura (CCM) do Instituto Tecnológico de Aeronáutica (ITA) ao professor Anderson Vicente Borille e aos meus amigos Régis Izidoro, Givan Macedo, Mateus Ferreira, Leonardo Miranda e Paula Montenegro por todo o auxílio dado.

Especialmente, para Simone Tavares Fernandes e Yasmin Tavares Fernandes, que acompanharam, acreditaram e me apoiaram, enquanto eu me divertia com a Ciência. E, finalmente, para meu pai, Getúlio Fernandes, que nos deixou agora (abril/2021) e para a minha mãe, Maria Fernandes, que também já nos deixou (junho/2000). Por toda a dedicação, carinho, amor e por me ensinarem que estudar é o melhor caminho para alcançar os seus sonhos.

E para não deixar ninguém com ciúmes, obrigado a toda minha família: meu irmão Laércio; meus cunhados Jeferson e Marcelo; minhas cunhadas Cleusa, Silmara e Silvana e meus sobrinhos Lucas, Gabriel, Giovanna e Ághata.

RESUMO

FERNANDES, L. J., Ferramentas de corte à base de carbonetos cimentados (metais-duros) aplicadas ao torneamento de aço AISI 4340 endurecido: Contribuição ao estudo de substituição ao sistema WC-Co por uma alternativa NbC-Ni. Tese (Doutorado), Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, 2021.

O desenvolvimento de ferramentas de corte é desafio constante, que visa melhorar o desempenho e reduzir a dependência de matérias-primas como WC e Co. A demanda por Co, já escasso, vem aumentando com uso em baterias para carros elétricos, ocasionando flutuação de preços. Além disto, matérias-primas usadas na produção de WC-Co são associadas a doenças de trabalho (toxicidade). O objetivo deste estudo é investigar a alternativa para ferramentas de corte, NbC, investigando relações entre fabricação-microestrutura-propriedades no desempenho durante torneamento do aço AISI 4340, possibilitando a substituição de ferramentas tradicionais, WC. Foram desenvolvidas cinco classes de insertos (testes de torneamento), NbC-Ni, variando formulação e condições de sinterização. Estas foram caracterizadas (dureza, tenacidade a fratura e densidade), mecanismos de desgaste foram abordados, e o tempo médio de vida da aresta de corte determinado. Como referência quanto ao desempenho, incluiu-se um inserto de metal-duro comercial, classe ISO P10. A classe NbC_Ni-967 (10%p Ni) apresentou resultado superior se comparado com os obtidos para outras classes NbC-Ni e para o ISO P10. Entretanto, a vida da aresta apresentou dispersão (15%) superior à obtida para a referência (3%), fato que deve estar ligado a heterogeneidades microestruturais, como porosidade e contiguidade entre carbonetos, que foram mitigadas com uma moagem mais intensa (dobro do tempo) e com uma ressinterização sob pressão (SinterHip), dando origem as classes SH1 e SH2. O desempenho para a classe SH2 foi estatisticamente igual ao da classe NbC_Ni-967, portanto superior ao WC-Co referência, porém com uma redução na dispersão do tempo de vida da aresta (4%). Houve redução da porosidade, mas a microestrutura continuou heterogênea. Concluiu-se que há potencial para ferramentas de corte à base de NbC-Ni, podendo estas substituírem parcialmente as convencionais.

Palavras-chave: usinagem, torneamento, desgaste, ferramentas de corte, metal-duro, cermet, NbC, Níquel, aço AISI 4340, metalurgia do pó, Sinterização, SinterHip.

ABSTRACT

FERNANDES, L. J. Cemented carbide cutting tools used for turning hardened AISI 4340 steel: Contribution to the study of the substitution of WC-Co system by a NbC-Ni alternative system. Thesis (Doctorate), Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2021.

The development of cutting tools is a constant challenge and aims to improve performance and reduce dependence on raw materials such as WC and Co. Demand for Co, already scarce, has been increasing with use in batteries for electric cars, causing price fluctuations. In addition, raw materials used in the production of WC-Co are associated with occupational diseases (toxicity). The objective of this work was to develop a new alternative material for cutting tools (NbC), investigating relationships between manufacturing process, microstructure and properties in the performance of cutting tools in the turning of AISI 4340 steel, allowing the analysis of these as a substitute for traditional cutting tools (WC). Five classes of material for cutting tools were developed (NbC-Ni), with varying composition and sintering conditions. These grades were characterized (hardness, fracture toughness and density), wear mechanisms were approached, and the average life of the cutting edge was determined. As a reference for performance, a commercial carbide insert, class ISO P10, was included. NbC_967 class (Ni-10Wt%) showed superior performance when compared to those obtained for other NbC-Ni classes and for ISO P10. However, the edge life showed a dispersion (15%) higher than that obtained for the reference (3%), a fact that must be linked to microstructural heterogeneities, such as porosity and contiguity between carbides, which were mitigated with a more intense milling (double the time) and with a re-sintering under pressure (SinterHip), originating the SH1 and SH2 classes. The performance obtained in the SH2 class were statistically equal to the NbC_967, therefore superior to the reference WC-Co grade, but with a reduction in the dispersion of the edge life (4%). Although there was a reduction in porosity, the microstructure remained heterogeneous. It was concluded that there is potential for cutting tools based on NbC-Ni, which can partially replace conventional ones.

Keywords: Machining, turning, cutting tools, hardmetal, cermet, NbC, Nickel, AISI 4340 steel, wear, powder metallurgy, sintering, SinterHip.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Distribuição do mercado global de ferramentas de corte	25
Figura 2 - Comparação entre as durezas dos carbonetos de nióbio, titânio, tungstênio, molibdênio e cromo.....	26
Figura 3 - Problema de pesquisa com suas possíveis causas e efeitos	29
Figura 4 - Etapas para desenvolvimento da pesquisa.....	33
Figura 5 - Modelo de cadeia de três elos do paradigma central da ciência e engenharia de materiais.....	34
Figura 6 - Diagrama de desenvolvimento das ferramentas de NbC-Ni com foco em aplicações de corte de metal.....	35
Figura 7 – Exemplo de uma estrutura do cermet	39
Figura 8 – Mecanismo de formação do cavaco	41
Figura 9 – Tipos de cavacos em função das propriedades do material	42
Figura 10 – Classificação de materiais de ferramentas de corte para usinagem	44
Figura 11 - Formas de desgaste e medidas do desgaste na ferramenta de corte de acordo com a Norma ISO 3685.....	46
Figura 12 – Diagrama de distribuição dos mecanismos de desgaste das ferramentas de corte	49
Figura 13 – Metal-duro: Micrografias típica	53
Figura 14 – Divisão de alguns materiais de ferramentas em função da quantidade de partículas duras que contém	54
Figura 15 – Diagrama γ - β para metal-duro de acordo com classificação ISO para classes	54
Figura 16 – Diagrama de fase Nb-C.....	57

Figura 17 – Microdureza da fase NbC em função da relação C/Nb	57
Figura 18 – Diagrama de fase W-C	58
Figura 19 – Dureza a quente de metais-duros a base de NbC e WC	60
Figura 20 – Microdureza máxima dos grupos de metais-duros IV _B , V _B e VI _B	61
Figura 21 – Resistência relativa a trincas dos metais-duros	61
Figura 22- Comparação entre classes de NbC-Co e WC-Co (a) coeficiente de atrito e (b) Coeficiente total de desgaste.....	62
Figura 23 - Comportamento da ferramenta com excitação periódica	64
Figura 24 – Ciclo tempo/temperatura do processo clássico de sinterização	66
Figura 25 – Diagrama de fase binária hipotético: características favoráveis para a sinterização de fase líquida para o componente B através da adição do componente A.....	69
Figura 26 – Esquema dos eventos sobrepostos na sinterização por fase líquida	69
Figura 27 – Mapa da densificação e interação do conteúdo líquido para determinar os eventos de densificação.....	70
Figura 28 – Diagrama esquemático do ciclo do processo de sinterização assistida por pressão	73
Figura 29 – Formação de poros bimodais	74
Figura 30 – Classificação das porosidades Tipo A.....	76
Figura 31 – Classificação das porosidades Tipo B.....	76
Figura 32 – Classificação das porosidades Tipo C	76
Figura 33 – Ligantes alternativos	83
Figura 34 – Seção vertical do diagrama de fase de WC-10 p%Co	85

Figura 35 – Seção vertical do diagrama de fase W-C-Co - 10p%Co	86
Figura 36 – Seção vertical do diagrama de fases W-C-Ni - 10 p% Ni	86
Figura 37 – Dureza x Tenacidade dos ligantes testados no metal-duro a base de NbC – SPL	88
Figura 38 – Dureza x Tenacidade dos ligantes testados no metal-duro a base de NbC – SPS	89
Figura 39 – Micrografias de metais-duros de NbC sinterizados em forno a vácuo a 1420°C	91
Figura 40 – Influência do teor de carbono no parâmetro de rede do NbC e a fase ligante de Ni.....	92
Figura 41 – Propriedades mecânicas do NbC-12Vol%Ni e NbC-5Vol%Ni, (a) Dureza Vickers – HV ₃₀ e (b) Tenacidade (K _{IC}).....	93
Figura 42 – (a) Representação esquemática das medidas das trincas radiais Palmqvist (b) Exemplo de uma endentação de uma amostra de NbC-Ni.....	97
Figura 43 - Representação esquemática dos mecanismos de remoção de material no desgaste abrasivo	100
Figura 44 – Exemplo de um riscamento em uma amostra de metal-duro WC-Co ..	101
Figura 45 – Exemplo de Coeficiente de atrito aparente (CoF) – Amostra NbC-Ni ..	101
Figura 46 – Perfil médio de um risco	102
Figura 47 – Representação esquemática da carga do endentador x profundidade de endentação para um experimento de endentação	104
Figura 48 – Moinho atritor semi-contínuo	106
Figura 49 – Imagem de elétrons secundários (MEV) – Tamanho médio dos pés dos carbonetos:	106

Figura 50 – Matrizes para compactação (a) matriz flutuante para produção de amostras (b) matriz manual para fabricação das pré-formas das ferramentas de corte de NbC-Ni	107
Figura 51 – Exemplo de uma curva dilatométrica – NbC_Ni-959.....	107
Figura 52 – Esquema da medição da contração linear para obtenção da curva dilatométrica.....	108
Figura 53 – Curva de dilatometria das ligas a) WC-11(Co, Ni) -1,2SiC a 1380 °C e WC-11(Co, Ni) a 1420 °C. b) WC-11(Co, Ni)-1,2SiC a 1380 °C estabilizado a 120 minutos (patamar duplo) e WC-11(Co, Ni)-1,2SiC a 1380 °C estabilizado a 60 minutos (único patamar).	109
Figura 54 – Forno de sinterização – <i>cold wall</i>	109
Figura 55 – Processo de sinterização das ferramentas de corte a base de NbC-Ni	110
Figura 56 – Endentação de uma amostra de NbC-Ni.....	111
Figura 57 – Obtenção das dimensões sobre o perfil médio de riscamento – NbC-Ni_967(uma repetição).....	115
Figura 58 – Seção transversal do risco para amostra NbC-Ni_967 (n= Uma repetição)	116
Figura 59 – Esquema dos testes de riscamento	116
Figura 60 – Exemplo da curva de carregamento pelo deslocamento – NbC-Ni_967	117
Figura 61 - Corpo de prova: aço AISI 4340	120
Figura 62 – Comparação da microestrutura e dureza entre a região “A” e “B”	120
Figura 63 – Fluxo de trabalho dos experimentos	121
Figura 64 – Ciclo de Sinterização via SinterHIP	124

Figura 65 – Micrografias das classes NbC-Ni e referência WC-Co (MEV).....	128
Figura 66 – Micrografias das classes de NbC-Ni e referência WC-Co (microscópio óptico)	129
Figura 67 - Comparação entre as classes NbC-Ni e referência WC-Co – Molhabilidade (MEV).....	130
Figura 68 – Comparação entre a classe NbC-Ni_967 e referência WC-Co	131
Figura 69– Detalhamento das microestruturas: “coring” ou “core rim”	131
Figura 70 – Diagramas de fases: Ni-Ti; Co-Ti; Ni-W; Co-W; Ni-Nb; Co-Nb.....	132
Figura 71 – Formação de trincas na endentação	133
Figura 72 – CoF médio das classes NbC-Ni e referência WC-Co por número de repetições	134
Figura 73 – Exemplo da imagem e dados obtidos do perfilômetro 3D – NbC-Ni_967 para duas repetições.....	136
Figura 74 – l_p médio das classes de NbC-Ni e referência WC-Co por número de repetições	137
Figura 75 - l_r médio das classes de NbC-Ni e referência WC-Co por número de repetições	138
Figura 76 - S_s médio das classes de NbC-Ni e referência WC-Co por número de repetições	138
Figura 77 - S_p médio das classes de NbC-Ni e referência WC-Co por número de repetições	139
Figura 78 - S_a médio das classes de NbC-Ni e referência WC-Co por número de repetições	139
Figura 79 - S_q médio das classes de NbC-Ni e referência WC-Co por número de repetições	140

Figura 80 - p médio das classes de NbC-Ni e referência WC-Co por número de repetições	140
Figura 81 - f_{ab} médio das classes de NbC-Ni e referência WC-Co por número de repetições	141
Figura 82 – Micrografia dos riscos: NbC-Ni_900.....	146
Figura 83 - Micrografia dos riscos: NbC-Ni_938.....	146
Figura 84 - Micrografia dos riscos: NbC-Ni_959.....	147
Figura 85 - Micrografia dos riscos: NbC-Ni_965.....	147
Figura 86 - Micrografia dos riscos: NbC-Ni_967.....	148
Figura 87 - Micrografia dos riscos: WC-Co referência.....	149
Figura 88 – Micrografias dos riscos para as classes NbC-Ni e WC-Co: Tensão 1kV	149
Figura 89 – Exemplos da nano endentação nos ligantes da classe NbC_Ni-967 e WC-Co referência.....	151
Figura 90 – Exemplo de desgaste do flanco (V_B) versus tempo de usinagem: NbC-NI_900	153
Figura 91 – Comparação de desempenho médio do desgaste do flanco (V_B) das classes das ferramentas de corte NbC-Ni versus tempo de corte	154
Figura 92 – Comparação de desempenho médio do desgaste do flanco (V_B) das classes de ferramentas de corte NbC-Ni versus ferramenta de referência WC-Co	155
Figura 93 – Vida útil de ferramentas de corte com $V_B= 0,3$ mm: ferramentas de corte NbC-Ni e WC-Co referência.....	156

Figura 94 – Comparações de desempenhos das ferramentas de corte: (a) (Dureza (HV) x tempo médio vida útil da aresta (minuto) e (b) tenacidade à fratura (MPa.m ^{1/2}) versus tempo médio da vida útil da aresta.....	158
Figura 95 – Exemplo de mecanismo de desgaste lupa estereoscópica: NbC-Ni_967	158
Figura 96 – Comparação dos desgastes da classe NbC-Ni_967 e WC-Co referência	159
Figura 97 - Micrografias das classes SH (MEV).....	163
Figura 98 – Microestrutura das Classes SH1 e SH2 – MEV	164
Figura 99 – Comparação das microestruturas entre as classes SH1 e SH2 (MEV e óptico)	165
Figura 100– Heterogeneidade da microestrutura e formação de trincas na endentação: Classes SH (MEV)	166
Figura 101 – Detalhamento das microestruturas classes SH: “Coring” (MEV).....	167
Figura 102 - CoF médio das classes SH em relação a WC-Co referência e NbC_Ni-967 por número de repetições	168
Figura 103 - l_p médio das classes SH, NbC_Ni-967i e WC-Co referência por número de repetições.....	170
Figura 104 - l_r médio das classes SH, NbC_Ni-967i e WC-Co referência por número de repetições.....	171
Figura 105 - S_s médio das classes SH, NbC_Ni-967i e WC-Co referência por número de repetições.....	171
Figura 106 - S_p médio das classes SH, NbC_Ni-967i e WC-Co referência por número de repetições.....	172
Figura 107 - S_q médio das classes SH, NbC_Ni-967i e WC-Co referência por número de repetições.....	172

Figura 108 - S_a médio das classes SH, NbC_Ni-967i e WC-Co referência por número de repetições.....	173
Figura 109 - p médio das classes SH, NbC_Ni-967i e WC-Co referência por número de repetições.....	173
Figura 110 - f_{ab} médio das classes SH, NbC_Ni-967i e WC-Co referência por número de repetições.....	174
Figura 111 - Micrografias dos riscos: SH1 e SH2.....	176
Figura 112 - Micrografias dos riscos para as classes SH1 e SH2: Tensão 1kV.....	178
Figura 113 - Comparação entre as classes SH, NbC_Ni-967 e WC-Co referência: n=10 repetições	179
Figura 114 - Comparação de desempenho médio do desgaste do flanco (V_B) das classes de ferramentas de corte classe SH versus ferramenta de referência WC-Co e NbC_Ni-967.....	181
Figura 115 - Vida útil das ferramentas de corte para $V_B = 0,3$ mm: Classes SH, NbC-Ni_967 e WC-Co referência	183
Figura 116 - Mecanismo de desgaste lupa estereoscópica: Classe SH1 e SH2.....	184
Figura 117 - Mecanismo de desgaste por adesão - EDS: SH1	185
Figura 118 - Mecanismo de desgaste por adesão - EDS: SH2	186
Figura 119 - Comparação dos desgastes das classes SH1 e NbC-Ni_967	187
Figura 120 - Comparação dos desgastes das classes SH2 e NbC-Ni_967	188
Figura 121 - Comparação dos desgastes das classes SH1 e WC-Co referência ...	189
Figura 122 - Comparação dos desgastes das classes SH2 e WC-Co	190

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Sumário de classificação de saúde e segurança – REACH (extrato).....	27
Tabela 2 – Comparação das propriedades dos materiais entre WC e NbC	58
Tabela 3 – Propriedades básicas físico-mecânicas	80
Tabela 4 – Composição e parâmetros de sinterização das ferramentas de corte a base de NbC-Ni	105
Tabela 5 – Variáveis e parâmetros dos testes de riscamento	115
Tabela 6 – Condições experimentais dos testes de nano endentação para obtenção do módulo de elasticidade das classes NbC-Ni	117
Tabela 7 – Dimensões das ferramentas de corte SNMA/SNMN 190608 e suporte para ferramenta DSSNL3232P 19.....	118
Tabela 8 – Geometria da ferramenta após montagem no suporte	119
Tabela 9 – Parâmetros para o tratamento térmico – aço AISI 4340.....	119
Tabela 10 – Composição química do aço AISI 4340 usinado nos experimentos	121
Tabela 11 – Seleção de faixas de parâmetros de corte	122
Tabela 12 – Exemplo da medição progressiva do desgaste médio do flanco	122
Tabela 13 – Composição e parâmetros de sinterização - ferramentas a base de NbC-Ni – SinterHip.....	123
Tabela 14 – Características das ferramentas à base de NbC-Ni em função das variáveis temperatura e tempo de sinterização.....	126
Tabela 15 – Tipos de porosidades	127
Tabela 16 – Comparação entre as classes NbC-Ni e WC_Co referência - CoF	135

Tabela 17 – Resumo dos comportamentos similares entre as classes de materiais por número de repetições dos parâmetros analisados.....	145
Tabela 18 – Parâmetros médios obtidos via nano endentação.....	151
Tabela 19 – Resumo das comparações entre as classes dos parâmetros analisados na nano endentação	152
Tabela 20 – Percentual médio em peso dos componentes químico das classes NbC-Ni realizado via EDS após sinterização	156
Tabela 21 – Exemplo de mecanismo de desgaste por adesão EDS: NbC-Ni_967 .	158
Tabela 22 - Características das ferramentas classes SH1 e SH2: Processo SinterHip	162
Tabela 23 - Classificação dos tipos de porosidade – Classes SH comparadas com as classes NbC_Ni-967 e WC-Co referência.....	163
Tabela 24 - Comparação entre as classes SH e WC-Co referência e NbC_Ni-967 - CoF	169
Tabela 25 – Comparações dos parâmetros de riscamento das Classes SH1 e SH2 com a NbC-Ni_967 e WC-Co referência.....	176
Tabela 26 – Parâmetros médios obtidos via nano endentação Classes SH em referência às classes NbC_Ni-967 e WC-Co	180
Tabela 27 – Resumo comparativo entre as classes dos parâmetros analisados na nano endentação	180

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
AISI	<i>American Iron and Steel Institute</i>
ASTM	<i>American Society for Testing Materials</i>
CCC	Estrutura Cúbica de Corpo Centrado
CCM	Centro de Competência de Manufatura do ITA
CFC	Estrutura Cúbica de Face Centrada
CNC	Controle Numérico Computadorizado
DIN	Instituto Alemão de Normalização
HC	Estrutura Hexagonal Compacta
HEA	<i>High Entropy Alloys</i>
ISO	Organização Internacional para Padronização
ITA	Instituto Tecnológico de Aeronáutica
LFS	Laboratório de Fenômenos Superficiais
NBR	Norma Brasileira
REACH	Registro, Avaliação, Autorização e Restrição de Substâncias Químicas
SPL	Sinterização por Fase Líquida
SPS	Sinterização por Fase Sólida

LISTA DE SÍMBOLOS

a_p	Profundidade de corte [mm]
d	Densidade [g/cm ³]
d_r	Densidade relativa [%]
E	Módulo de Elasticidade [GPa]
f	Avanço [mm/volta]
f_{ab}	Fator de remoção de material
HB	Dureza [Brinell]
HV	Dureza [Vickers]
h_{max}	Profundidade de endentação no pico da carga de endentação [nm]
h_f	Profundidade final da impressão de contato depois do descarregamento [nm]
K_{IC}	Tenacidade à fratura de modo I
l_p	Largura do risco medida entre os picos (<i>pile up</i>) do risco [μm]
l_r	Largura do risco medida no plano de referência [μm]
p	Profundidade máxima do perfil médio [μm]
P_{max}	Carregamento máximo da endentação [μN]
S_p	Área de material acima da linha de referência, ombros do <i>pile up</i> [μm^2]
S_s	Área do sulco [μm^2]
S	Rigidez inicial de descarregamento [$\mu\text{N}/\text{nm}$]
V_c	Velocidade de corte [m/min]
V_B	Largura média de desgaste do flanco [m]

LISTA DE SÍMBOLOS

α	Fase dura carboneto hexagonal
β	Fase ligante
γ	Fase dura carboneto cúbico de face centrada
ε	Grau de deformação convencional [-]
ε_B	Grau de deformação no campo plástico [-]
ε_0	Grau de deformação no plano de cisalhamento [-]
ε_F	Grau de deformação no ponto de fratura [-]
η	Fase fragilizante $\text{Co}_3\text{W}_3\text{C}$
μ	Coefficiente de atrito [-]
ν	Coefficiente de Poisson [-]
σ	tensão normal [MPa]
τ	tensão de cisalhamento [MPa]
ϕ	Ângulo de cisalhamento [graus]
Ω_0	velocidade rotacional crítica [rad/s]
ω_0	Frequência natural [rad/s]

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	25
1.1	Problema de pesquisa	27
1.2	Relevância	29
1.3	Objetivos	31
1.3.1	Objetivo Geral	31
1.3.2	Objetivos Específicos	31
1.3.3	Limitações da pesquisa	32
1.4	Método	32
1.5	Organização do trabalho	35
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	37
2.1	Ferramentas de corte	37
2.1.1	Mecanismo de formação de cavaco	40
2.1.2	Requisitos e materiais de ferramentas de corte	42
2.1.3	Mecanismos de desgaste de ferramentas de corte	45
2.2	Ferramentas de corte	49
2.2.1	Mecanismos de desgaste de ferramentas de corte	51
2.3	Ferramentas de corte de NbC	55
2.3.1	Componentes microestruturais - NbC	56
2.4	WC vs NbC como fase dura em metais-duros	58
2.4.1	Sinterização por fase líquida	66
2.4.2	Atmosfera de sinterização	70
2.4.3	Técnicas de sinterização	71
2.4.4	Porosidade	73
2.4.5	Metal aglomerante alternativo	76

2.4.6	Diagrama de fase do metal-duro	83
2.5	NbC e seus ligantes	88
2.6	NbC-Ni como alternativa de metal-duro para ferramentas de corte	90
2.7	Dureza	93
2.7.1	Dureza Vickers	93
2.8	Tenacidade à fratura (K_{IC}).....	94
2.9	Densidade de sólidos – princípio de Arquimedes.....	97
2.10	Teste de riscamento – <i>Scratch Test</i>.....	99
2.11	Teste de nanodureza para obtenção do módulo de elasticidade	103
3	MATERIAIS E MÉTODOS.....	105
3.1	Desenvolvimento da ferramenta de corte NbC-Ni	105
3.1.1	Processo de sinterização.....	105
3.1.2	Preparação metalográfica e caracterização das ferramentas de corte à base de NbC-Ni.....	110
3.1.3	Experimentos de usinagem	118
3.1.4	Avaliação do desgaste - vida útil da ferramenta de corte e experimentos de usinagem.....	119
3.2	Desenvolvimento da ferramenta de corte NbC-Ni - SinterHip.....	123
3.3	Análise estatística dos dados	125
4	ANÁLISE DE RESULTADOS	126
4.1	Análise das classes de NbC-Ni	126
4.1.1	Dureza, tenacidade a fratura e densidade.....	126
4.1.2	Microestrutura e porosidade	127
4.1.3	Teste de riscamento	134
4.2	Análise da usinagem.....	152

4.3	Correlação entre resultados do processo de usinagem com o processo de sinterização, microestruturas e propriedades mecânicas como referência das classes NbC-Ni	160
4.4	Análise das classes de NbC-Ni processo SinterHip	161
4.4.1	Dureza, tenacidade a fratura e densidade	161
4.4.2	Microestrutura e Porosidade	162
4.4.3	Teste de riscamento	167
4.5	Análise da usinagem Classes SH	181
4.6	Correlação entre resultados dos testes de usinagem com o processo de sinterização, microestruturas e propriedades mecânicas como referência as classes SH1 e SH2	190
5	CONCLUSÕES	193
5.1	Contribuições do trabalho	193
5.1.1	Conclusões contrastando entre as classes NbC-Ni	193
5.1.2	Conclusões contrastando as classes NbC-Ni e WC-Co referência	195
6	TRABALHOS FUTUROS	197
	REFERÊNCIAS	198
	APÊNDICE A - COEFICIENTE DE ATRITO APARENTE – COF	210
A.1.	Gráficos do CoF versus tempo para os ensaios de riscamento	210
A.2.	Tabelas resultados da média, desvio padrão e IC	214
A.3.	Teste de homogeneidade das variâncias: Método de Barlett	214
A.4.	Análise das médias: Testes simultâneos de Games-Howell	217
	APÊNDICE B - PARÂMETROS DOS RISCOS – TESTE DE RISCAMENTO	219
B.1.	Tabelas resultados da média, desvio padrão e IC	219
B.2.	Teste de homogeneidade das variâncias: Método de Barlett	222
B.3.	Testes simultâneos de Games-Howell e de Tukey	238
	APÊNDICE C - PLASTICIDADE DO LIGANTE: NANO ENDENTAÇÃO	250

C.1. Gráficos profundidade vs força – ensaios de nano endentação para as classes de NbC-Ni e referência de WC-Co	250
C.2. Gráficos profundidade vs força – ensaios de nano endentação para as classes SH1 e SH2	253
C.3. Ensaios de nano endentação: médias e desvios padrão	255
C.4. Teste de homogeneidade das variâncias: Método de Barlett	256
C.5. Parâmetros de plasticidade: Teste simultâneo Games-Howell e Tukey 260	
APÊNDICE D - TESTES DE USINAGEM	263
D.1. Teste de homogeneidade das variâncias: Método de Barlett	263
D.2. Testes simultâneos de Games-Howell e de Tukey	263
D.3. Mecanismo de desgaste por adesão: EDS.....	264

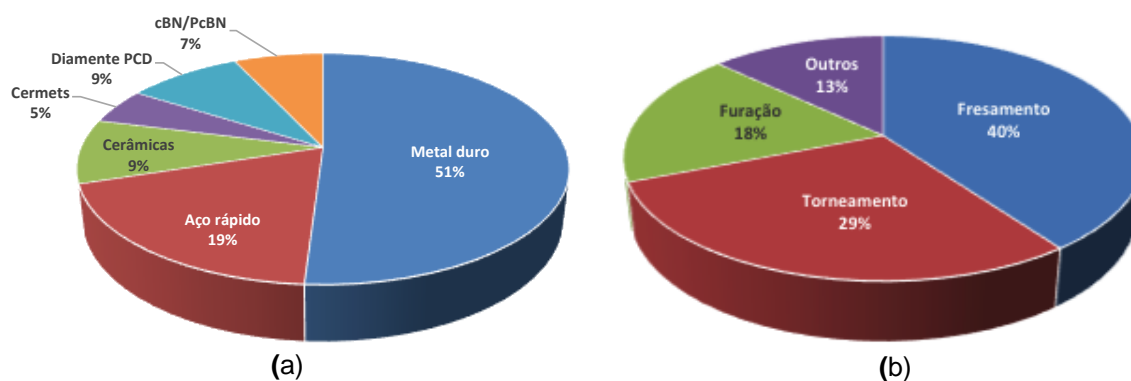
1 INTRODUÇÃO

As operações de usinagem representam o processo de fabricação mais versátil e comum na indústria metal-mecânica. Estes são responsáveis por transformar em cavaco cerca de dez por cento de toda a produção de metal e empregar milhares de pessoas em todo o mundo (TRENT; WRIGHT, 2000). Em alguns casos, como na indústria aeroespacial, a transformação de cavacos pode subir para 90% (SUAREZ, 2008).

O metal-duro é um dos materiais mais populares para ferramentas de corte. Normalmente, uma ferramenta de corte de metal-duro é fabricada com uma mistura de carboneto de tungstênio e cobalto (ligante), com diversas variações no tamanho dos grãos de carboneto e na proporção de carboneto/ligante. A distribuição das ferramentas de corte no mercado global em 2018 pelo material da ferramenta de corte e pelo processo de usinagem é mostrada na Figura 1 (a) e (b), respectivamente.

As ferramentas de metais-duros representam cerca de 51% de todas as ferramentas consumidas no mundo até 2018 (Dedalus Consultoria, 2018 *apud* Rizzo *et al*, 2020). Aproximadamente 65% da produção mundial de tungstênio é extraída na China, sendo que a produção mundial está na faixa 116.500 t/ano (ITIA, 2018). O que faz os fabricantes de metal-duro terem uma forte dependência do fornecimento chinês.

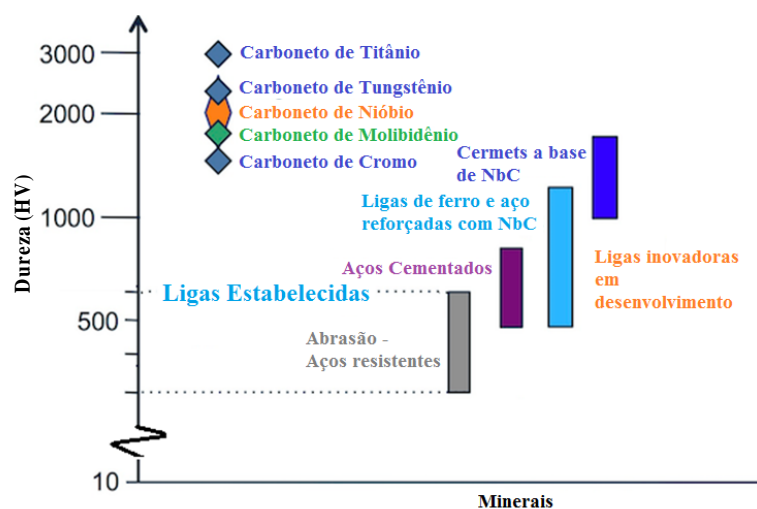
Figura 1 – Distribuição do mercado global de ferramentas de corte



Fonte: Dedalus Consultoria, 2018 *apud* Rizzo *et al*, 2020

O carboneto de nióbio está entre os carbonetos com maior dureza conhecida. Sua dureza é comparável com a dos carbonetos de titânio, tungstênio, molibdênio e cromo. Sua alta dureza torna-o adequado para aplicações de resistência ao desgaste, bem como material de ferramenta de corte. A Figura 2 está apresentada esta comparação.

Figura 2 - Comparação entre as durezas dos carbonetos de nióbio, titânio, tungstênio, molibdênio e cromo



Fonte: Adaptado https://www.niobelcon.com/NiobelCon/niobium/niobium_carbide/ acessado 12/09/19

Embora o carboneto de nióbio tenha sido usado como um material de fase dura secundária em ferramentas de aços rápidos, metal-duro e “cermet”, seu uso como fase dura principal na ferramenta de carbonetos cresceu em importância apenas recentemente.

Sua alta dureza fornece alta resistência ao desgaste, desejável para aplicações de ferramentas de corte. Por outro lado, a solubilidade do NbC-Ni a 1400 °C é baixa, aproximadamente de 7%, enquanto a do WC-Co é de 39%. Isto deve ser analisado durante os processos de sinterização que são realizados em altas temperaturas (WOYDT *et al.*, 2016).

O aprimoramento das técnicas de sinterização permitiu a exploração de todo o seu potencial como material de ferramenta de corte. A compactação isostática a quente, sinterização por indução aquecida de alta frequência ou por sinterização a plasma (SPS – *Spark Plasma Sintering*). No entanto, as propriedades mecânicas e tribológicas do NbC permanecem em grande parte inexploradas (WOYDT; MOHRBACHER, 2014; WOYDT *et al.*, 2016).

1.1 Problema de pesquisa

No cenário da indústria metalmeccânica, as ferramentas de corte à base de tungstênio são as principais ferramentas utilizadas, gerando uma forte dependência chinesa na produção de WC.

Outro ponto importante refere-se à toxicidade no processo de produção de ferramentas a base de WC-Co. Vários estudos realizados pelo REACH, que é o regulamento europeu relativo ao registro, à avaliação, à autorização e à restrição das substâncias e misturas químicas, mostram que as composições usadas para obter pó WC-Co por processo de redução, como trióxido de tungstênio (WO_3) e tetróxido de tricobalto (Co_3O_4), receberam várias classificações e rótulos relatados devido à sua relação com toxicidade mutagênica e carcinogênica (WOYDT; MOHRBACHER, 2014; WOYDT *et al.*, 2016; FRANCO *et al.*, 2015; MOHRBACHER *et al.*, 2016; TOLLER, 2017). A Tabela 1 apresenta um extrato do sumário de classificação de saúde e segurança destas substâncias realizado pelo REACH (MOHRBACHER *et al.*, 2016).

Tabela 1 - Sumário de classificação de saúde e segurança – REACH (extrato)

Substância	[CAS] {EINECS}	Classe de perigo e código de classificação			
		Mutagênico Categoria 2	Cancerígeno Categoria 1 ^a	Toxicidade reprodutiva Categoria 1B	Cancerígeno Categoria 2
Co_3O_3	[1308-06-1] {215-157-2}	Sim (H341, suspeito de causar mutações)	Sim (H350, pode causar câncer quando inalado)	Sim (H360, pode prejudicar a fertilidade ou prejudicar o feto)	-
WO_3	[1314-35-8] {215-231-4}	-	-	-	Sim (H351, suspeito de causar câncer)
Nb_2O_3	[1313-96-8] {215-213-6}	-	-	-	-

Fonte: Adaptado de Mohrbacher *et al.* (2016)

O número *Chemical Abstract System* (CAS) é uma referência única atribuída a uma substância. E o EINECS (*European Inventory of Existing Commercial Chemical Substance*) é a lista de substâncias postas no mercado europeu entre 1 de janeiro de 1971 e 1981.

Além dos problemas de saúde, o preço comparativamente alto e crescente do cobalto, uma consequência da sua mineração acontecer em áreas de conflitos e o seu uso para baterias de veículos elétricos, motivaram a busca por um material ligante com menor custo (TOLLER, 2017).

O nióbio é conhecido como um dos metais existentes mais biocompatíveis, podendo ser utilizado em aplicações de resistência contra corrosão e desgaste, sem causar nenhum risco à saúde e ao meio ambiente (MOHRBACHER *et al.*, 2016; WOYDT *et al.*, 2018). Portanto, preocupações com a saúde estão continuamente exigindo que produtores e usuários otimizem, ou mesmo considerem a substituição principalmente do cobalto, dos constituintes atuais da fase do ligante. Outro ponto importante para a sustentabilidade técnica: o carboneto de nióbio pode ser facilmente produzido a partir do óxido de nióbio, através de redução direta com carbono, utilizando o mesmo equipamento para a produção do carboneto de tungstênio. Não sendo necessários, portanto, investimentos específicos para este fim (MOHRBACHER *et al.*, 2016).

É importante o desenvolvimento de uma nova alternativa de ferramenta de corte que tenha o desempenho comparável ao das ferramentas à base de WC-Co. Atualmente os materiais para ferramentas de corte são constituídos de uma fase predominante de carbonetos de alta dureza, sendo o WC o principal carboneto, e uma matriz que confere a tenacidade da ferramenta. Na maior parte, esta fase ligante é baseada em um metal ou liga de transição usando Fe, Ni e, principalmente, o Co como o principal constituinte.

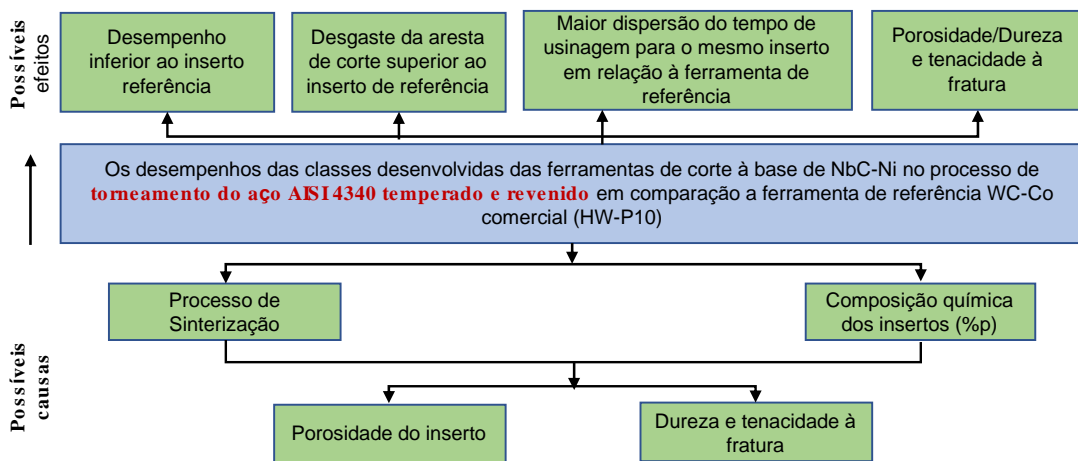
Embora eficaz para a ligação de WC, o cobalto tem suas limitações. Tem uma temperatura de fusão relativamente baixa e dureza a quente limitada e, portanto, se degrada rapidamente em condições de usinagem de alta velocidade. É corrosivo e oxida sob certas condições. (KNY *et al.*, 1986; WANDORF *et al.*, 2008; HEIDER, 2019; TKACZYK *et al.*, 2018).

O conhecimento detalhado dos mecanismos de desgaste levará a um melhor desenvolvimento das ferramentas de corte à base de NbC-Ni obtendo um melhor desempenho destas.

Como os metais-duros possuem características microestruturais distintas dos seus constituintes, o entendimento de seu comportamento mecânico é investigado sob a ótica de uma abordagem multiescala do fenômeno de sinterização e de desgaste após a sua utilização por meio do processo de usinagem. Na microescala, os processos iniciais referem-se à dependência da composição de massas dos constituintes e ao comportamento da deformação plástica e fratura destas fases individuais. Na macroescala, os modelos de mecânica são baseados em parâmetros de dureza e tenacidade. Avaliar os fenômenos microscópicos e trazê-los para a macroescala é essencial para o entendimento das características dos efeitos de desgaste.

A Figura 3 é apresentado o problema de pesquisa, na parte central, apontando as suas principais causas e os seus efeitos. Neste trabalho deu-se o enfoque às possíveis causas, por meio de análises do tempo de vida da aresta de corte no processo de usinagem, quanto ao desgaste, dureza, tenacidade, porosidade, por exemplo.

Figura 3 - Problema de pesquisa com suas possíveis causas e efeitos



Fonte: Autor

1.2 Relevância

No cenário da indústria metalmeccânica, as ferramentas de corte à base de tungstênio são as principais ferramentas utilizadas, gerando uma forte dependência chinesa na produção de WC.

O Brasil detém 98% das reservas de nióbio em operação, sendo que 842,4 milhões de toneladas é a somatória dos depósitos nacionais. As reservas tornam o Brasil estratégico para o fornecimento desse produto ao mercado mundial. A produção anual deste metal no mundo gira em torno de 120 mil toneladas sendo que o Brasil detém 82% da produção deste mercado (VASCONCELOS, 2019).

A oferta atual de nióbio é estável, assim como os preços, e não está exposta a incertezas ou embargos políticos, o que facilita os esforços de compra e permite um cálculo confiável dos custos do produto acabado. As matérias-primas à base de nióbio (óxido, ferroligas) não estão listadas na London Metal Exchange e não estão expostas a uma notável volatilidade de preços. As reservas globais exploradas de tungstênio são estimadas em cerca de 3,1 milhões de toneladas de metal ou 6,38 milhões de toneladas de tungstênio como reservas e recursos. As reservas das minas de nióbio atualmente em operação, incluindo os depósitos e recursos secundários conhecidos, excedem amplamente as de tungstênio em pelo menos uma ordem de magnitude (WOYDT *et al.*, 2016; WOYDT *et al.*, 2018).

Um dos fatores que inibe a demanda internacional de nióbio é o pouco interesse de outros países em investir em pesquisa para desenvolver novas aplicações do nióbio, pois sua exploração está concentrada praticamente em solo brasileiro (VASCONCELOS, 2019). Porém, recentemente há várias publicações internacionais sendo realizadas com o intuito de desenvolvimento deste metal (WOYDT *et al.*, 2016; WOYDT *et al.*, 2018; WOYDT; MOHRBACHER, 2014; HUANG *et al.*, 2015; HUANG *et al.*, 2017; HUANG *et al.*, 2018; MOHRBACHER; ZHAI, 2011; UHLMANN *et al.*, 2018; MONTENEGRO *et al.*, 2018).

Há vários estudos sendo realizados no Brasil para o desenvolvimento de produtos com a adição de nióbio: aços para tubulações *on shore* para dutos de óleo e gás que trabalham em ambientes mais agressivos; aços microligados de nióbio para a redução do peso de produtos; próteses ortopédicas com ligas de nióbio-titânio e titânio-nióbio-zircônio por manufatura aditiva; cermets e recobrimentos a base de nióbio para aplicações em ferramentas, superligas à base de níquel e ligas para aplicações em altas temperaturas (FRANCO, 2015; VASCONCELOS, 2019). Todos estes estudos recentes possibilitam a proposta de uma nova abordagem no processo de sinterização para a fabricação de ferramentas de corte à base de NbC-Ni.

1.3 Objetivos

O objetivo geral e os objetivos específicos deste trabalho são apresentados a seguir.

1.3.1 Objetivo Geral

O objetivo geral deste trabalho é:

- estudar as influências das relações processo-estrutura-propriedades no desempenho de ferramentas de corte à base de NbC-Ni no processo de torneamento do aço AISI 4340 temperado e revenido, permitindo a análise destas em substituição de ferramentas de corte à base de WC-Co tradicionais.

1.3.2 Objetivos Específicos

De forma específica este trabalho tem os seguintes objetivos:

- Estabelecimento da relação entre processo de sinterização clássicos e propriedades mecânicas de materiais a base de NbC-Ni;
- Desenvolvimento de novas abordagens de sinterização de materiais à base de NbC-Ni, visando a melhoria das propriedades e do desempenho de ferramentas à base de NbC-Ni;
- Caracterização da microestrutura e macroestrutura das ferramentas à base de NbC-Ni antes e depois de sua utilização no processo de usinagem;
- Caracterização dos mecanismos e formas de desgastes que atuam neste processo;
- Caracterização do desgaste via ensaio de *scratch test* (teste de riscamento) e estabelecimento da relação com os mecanismos atuantes no processo;
- Analisar a curva de tensão x deformação, via ensaio de nanodureza, para avaliar o índice de plasticidade e sua influência na resistência ao desgaste.

1.3.3 Limitações da pesquisa

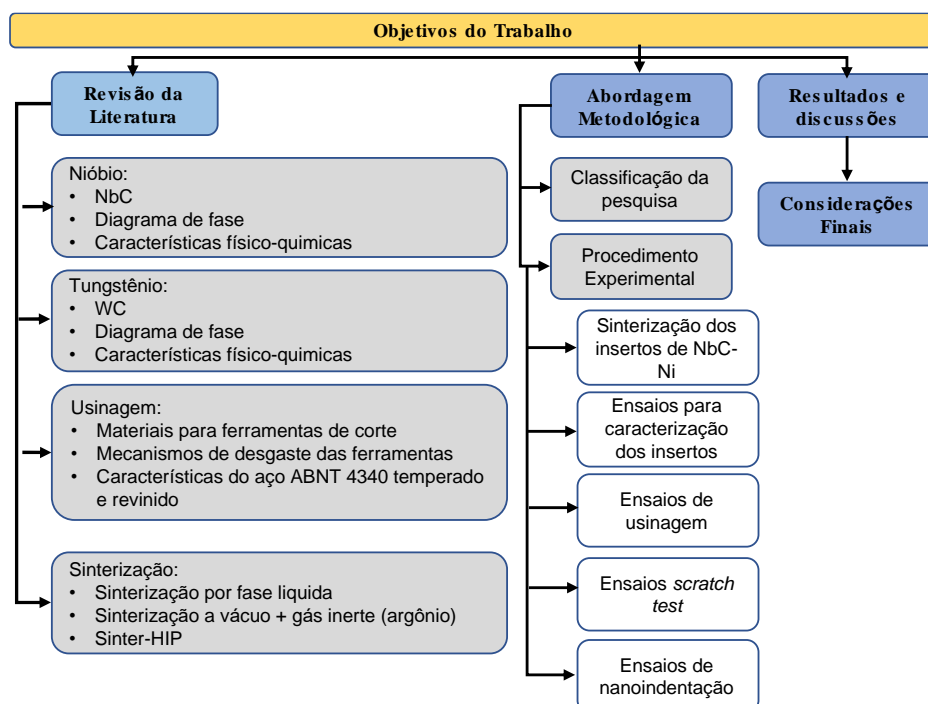
Para não aumentar excessivamente o grau de complexidade, este trabalho restringe-se ao desenvolvimento de novos metais-duros usando, como fase dura, o carboneto de nióbio e o níquel como ligante variando estes dois elementos, tendo fixado o carboneto de tungstênio e titânio como carbonetos secundários. Foram sinterizadas e caracterizadas amostras preliminarmente para definir o percentual em peso do WC e TiC para as classes de NbC-Ni que foram testadas neste trabalho. Comparar o desempenho das classes NbC-Ni com uma classe comercial de WC-Co sem revestimento, no processo de torneamento, com o objetivo de desenvolvimento do substrato não tendo a influência do revestimento nos resultados da usinagem, pois as classes NbC-Ni não tem um processo consolidado nesta área (PVD e CVD). O desenvolvimento experimental do trabalho pode ser dividido em duas etapas, sendo a primeira delas considerada como uma etapa de investigações preliminares, em que se procura aprender e dominar a tecnologia exigida na produção de metais-duros, bem como encontrar algumas possibilidades para a produção de insertos NbC-Ni que tenham desempenho similar na usinagem do aço AISI 4340 ao metal-duro WC-Co. Na segunda parte do desenvolvimento, denominada de etapa de otimização, são estudadas de forma mais profunda e sistemática, as composições que apresentaram melhores resultados na primeira etapa.

1.4 Método

Para atingir os objetivos propostos neste trabalho foi adotada uma abordagem teórico experimental. As etapas da abordagem metodológica foram iniciadas com uma definição do problema, seguidas da revisão da literatura, da definição dos processos e materiais necessários, da caracterização dos corpos de prova pós processo, da fabricação dos insertos, da definição dos procedimentos e parâmetros de ensaios, da caracterização pós análise, da apresentação e discussões dos resultados obtidos e, por fim, da elaboração das conclusões do trabalho.

Na Figura 4 é apresentada a visão macro da pesquisa.

Figura 4 - Etapas para desenvolvimento da pesquisa



Fonte: Autor

Para o desenvolvimento do trabalho, esta pesquisa foi classificada de acordo com Gil (2008), como sendo uma pesquisa aplicada que tem como objetivo gerar conhecimentos para aplicação prática à solução de problemas específicos. Quanto aos objetivos, esta é uma pesquisa explicativa, que procura entender os porquês dos fenômenos e suas relações e causas. Por meio da análise dos desgastes ocorridos na aresta de corte das ferramentas testadas foi possível um estudo sobre a influência do processo para obtenção destas ferramentas e sua composição química para buscar o desenvolvimento das ferramentas de NbC-Ni.

Quanto aos procedimentos técnicos, este trabalho utilizou uma abordagem experimental. Para isto, procurou o entendimento da relação entre processo de sinterização clássico e propriedades mecânicas de materiais à base de NbC-Ni. Com base nos resultados, que foram sendo obtidos durante o desenvolvimento das ferramentas de NbC-Ni no processo de usinagem, foram sendo desenvolvidas novas abordagens de sinterização de materiais à base de NbC-Ni visando a melhoria das propriedades e o desempenho destas ferramentas. Para que isto fosse possível, procurou-se o entendimento das formas de desgaste e avaliação microestrutural.

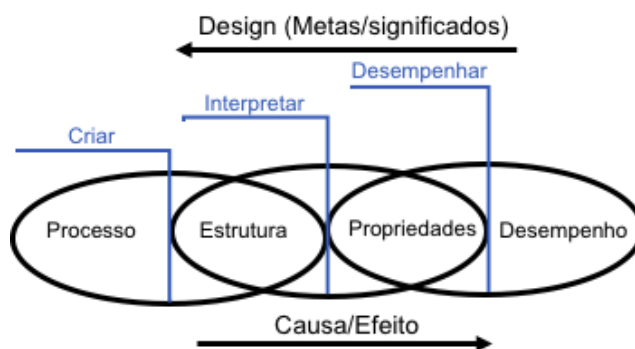
Para a caracterização da microestrutura das ferramentas à base de NbC-Ni, para avaliar os mecanismos de desgastes foram realizados ensaios de teste de riscamento e, para sua análise, técnicas de interferometria 3D e microscopia eletrônica de varredura (MEV).

Para a análise da influência do processo de sinterização, ensaios de usinagem foram realizados para a comparação de desempenho de cada ferramenta desenvolvida e sua caracterização por meio de lupa estereoscópica, microscópio eletrônico de varredura (MEV), microscópio óptico e difração de elétrons retroespalhados.

Para caracterizar a microestrutura destas ferramentas, NbC-Ni, foi avaliado o índice de plasticidade do ligante, determinando o seu módulo de elasticidade e dureza via ensaios de nano endentação.

Para compreender as relações processo-estrutura-propriedades, este trabalho se baseia no estudo de Olson (1997) sobre *design* de materiais que apresenta o princípio de Cohen (1976, *apud* Olson, 1997), que o chamou de "reciprocidade", que pode ser ilustrado pelo exemplo de relações de uma cadeia de três elos: processo-estrutura-propriedades, conforme Figura 5. Embora as propriedades sejam normalmente consideradas como sendo controladas pela estrutura, Cohen (1976, *apud* Olson, 1997), argumenta que a estrutura pode ser igualmente considerada como sendo controlada pelas propriedades, na medida em que a percepção da estrutura é governada pelas propriedades que precisam ser entendidas. Se uma estrutura complexa é examinada do ponto de vista de propriedades específicas, relações úteis podem ser estabelecidas.

Figura 5 - Modelo de cadeia de três elos do paradigma central da ciência e engenharia de materiais

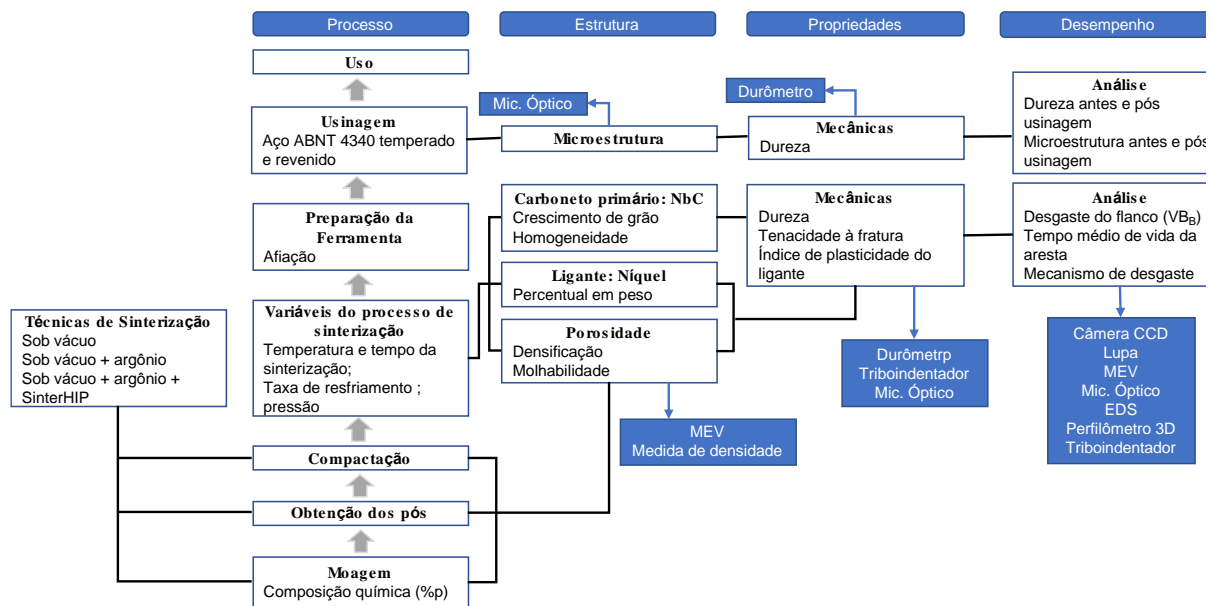


Fonte: Adaptado de Olson (1997)

Os parâmetros de *design* estão relacionados a cada elemento, por exemplo o tempo e a temperatura de sinterização pertencem ao primeiro elemento (processo), enquanto a dureza ou a resistência à fratura pertencem ao elemento de propriedade.

O diagrama da Figura 6 mostra os níveis de análise que serão realizados e os procedimentos de caracterização utilizados.

Figura 6 - Diagrama de desenvolvimento das ferramentas de NbC-Ni com foco em aplicações de corte de metal



Fonte: Autor

1.5 Organização do trabalho

Para buscar atingir os objetivos descritos anteriormente, este trabalho está dividido em seis capítulos:

- **Capítulo 2 - Revisão bibliográfica:** apresenta a base teórica relevante para o entendimento deste documento. Os principais assuntos são materiais para ferramentas de corte, metalurgia do pó, os processos de sinterização e suas técnicas. São tratados alguns tópicos que se relacionam com este assunto, sendo eles: o mecanismo da formação do cavaco, mecanismos de desgastes e porosidades.

- **Capítulo 3 - Materiais e Métodos:** encontram-se detalhados os materiais, métodos, critérios e equipamentos empregados para a realização deste trabalho.
- **Capítulo 4 - Resultados e Discussões:** apresenta uma análise dos resultados, focando os mecanismos de desgastes atuantes na caracterização das ferramentas de corte à base de NbC-Ni antes e após a sua utilização, estabelecendo uma relação com o seu processo de fabricação.
- **Capítulo 5 – Conclusões:** apresenta as conclusões pertinentes ao trabalho.
- **Capítulo 6 – Trabalhos Futuros:** sugestões para continuidade dos trabalhos realizados.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Ferramentas de corte

Embora as ferramentas de corte em sua forma geral tenham sido usadas por séculos, sua história moderna começou durante a revolução industrial no século XIX. No entanto, na ausência de produção sistemática de ferramentas antes do século XX, a maioria das ferramentas era preparada por seus usuários finais em oficinas mecânicas locais. Antes do século XX, as ferramentas de corte eram produzidas, principalmente, usando aços-ferramenta. Esses tipos de aço contêm alto teor de carbono e podem ser endurecidas com sucesso oferecendo maior resistência ao desgaste abrasivo. Este material serviu bem por muitos anos. No entanto, por ser temperado a temperatura de corte deve ser relativamente baixa (150 a 260 °C) (HOSSEINI; KISHAWY, 2014; KLOCKE, 2011).

A necessidade de materiais de ferramentas que poderiam suportar maiores velocidades de corte e temperaturas levou ao desenvolvimento dos aços rápidos (HSS – *High Speed Steel*). Ao contrário dos aços-ferramentas, os aços rápidos possuem alto teor de elementos de liga. Alguns dos elementos de liga mais comumente usados nos aços rápidos são o tungstênio, manganês, cromo, vanádio, molibdênio, cobalto e níobio. Embora cada um desses elementos acrescenta certas características desejáveis específicas, pode-se afirmar que eles acrescentam uma capacidade de endurecimento profunda, alta dureza a quente, resistência ao desgaste abrasivo. Essas características permitem velocidades de usinagem mais altas e melhor desempenho em relação aos aços-ferramentas. O desempenho das ferramentas de HSS pode ser aumentado ainda mais pela aplicação de revestimento. Entre os revestimentos mais usados estão o nitreto de titânio, o qual permite aumentar a velocidade de corte e uma maior vida útil da ferramenta (HOSSEINI; KISHAWY, 2014; KLOCKE, 2011; TRENT; WRIGHT, 2000; PETER; ROSSO, 2017).

No início da década de 1920, foi introduzida uma liga Co-Cr não magnética, resistente ao desgaste e à corrosão, conhecida como *Stellite*, que pode ser usada em velocidades ligeiramente maiores que a do HSS. Devido a sua reduzida moabilidade e ao desenvolvimento de carbonetos sinterizados, o uso de *Stellite* ficou desatualizado

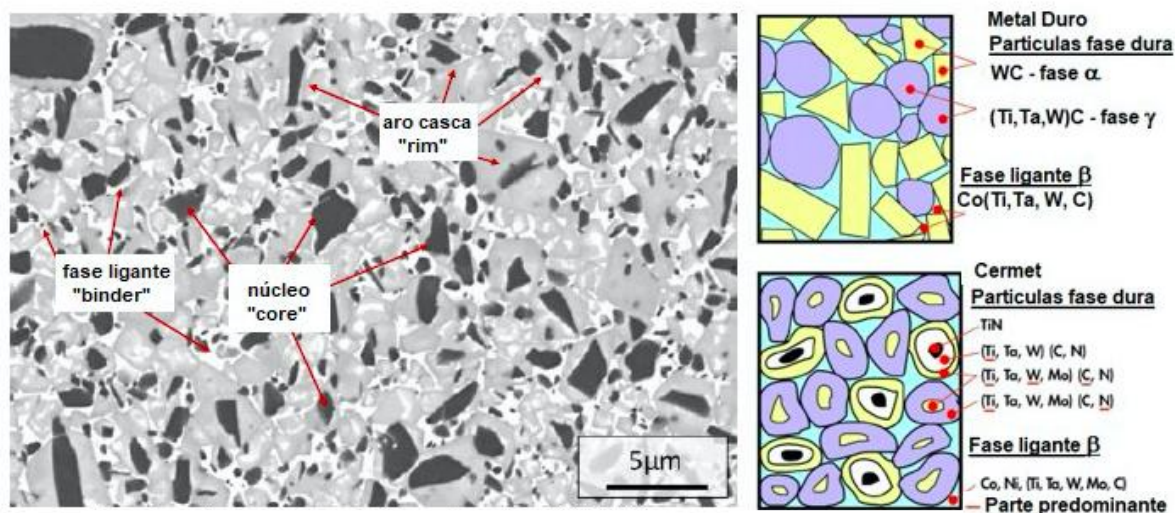
rapidamente. A tendência progressiva no desenvolvimento de ferramentas de corte mais avançadas e duráveis continuou com a introdução do metal-duro ao longo da década de 1920 e com pastilhas de cerâmica após a Segunda Guerra Mundial (HOSSEINI; KISHAWY, 2014; KLOCKE, 2011; PETER; ROSSO, 2017).

Desenvolvidas por volta de 1930, as ferramentas de metais-duros têm alto módulo de elasticidade, alta condutividade térmica e, por fim, alta dureza em uma ampla faixa de temperaturas. Ferramentas de metal-duro, não revestidas ou revestidas, são capazes de atingir velocidades de corte bem superiores as HSS. O termo “carboneto de tungstênio” descreve uma família abrangente de composições de metal-duro usado para ferramentas de corte de metal, matrizes e de vários tipos de peças resistentes ao desgaste. Em geral, esses materiais são compostos de carbonetos de tungstênio, titânio, tântalo ou alguma combinação destes, estes são sinterizados com um ligante, geralmente cobalto (HOSSEINI; KISHAWY, 2014; KLOCKE, 2011; TRENT; WRIGHT, 2000; PETER; ROSSO, 2017).

O cermet é um material estrutural, composto de grãos finos aproximadamente equiaxiais de fase dura de cerâmica e uma matriz de ligante de metal ou liga (ZHANG, 1993; KLOCKE, 2011; TRENT; WRIGHT, 2000).

A principal fase dura dos cermets é um carboneto, nitreto ou carbonitreto cúbico à base de Ti. Esta fase dura normalmente exibe uma estrutura *core-rim* (núcleo-aro), Figura 7. Na Figura 7, o *rim* (área cinza escura), formada por meio do mecanismo de dissolução-precipitação, é uma solução sólida (Ti, Me) (C, N) (Me = Mo / W / Ta / Nb), com a mesma estrutura de rede do núcleo (*core* – áreas mais escuras). O *rim* pode ser subdividido em duas partes, interna e externa. Em cermets, nenhuma fase WC está presente na microestrutura, mas W pode fazer parte da estrutura *core-rim*. A área mais clara é o ligante (GARCIA et al., 2019).

Figura 7 – Exemplo de uma estrutura do cermet



Fonte: Adaptado de Sandvik *apud* Garcia *et al.* (2019) e adaptado de Klock (2011)

As ferramentas de corte cerâmicas são outra categoria amplamente utilizada de ferramentas de corte que foram introduzidas na indústria em meados do século XX. Elas contêm, principalmente, grãos de óxido de alumínio (Al_2O_3), nitreto de silício (Si_3N_4) e sialon (uma combinação de silício (Si), alumínio (Al), oxigênio (O) e nitrogênio (N) sinterizados sob alta temperatura ($1700\text{ }^\circ\text{C}$) e pressão (mais de 25 MPa). Em comparação com a maioria das ferramentas de corte que demonstram uma rápida taxa de perda de dureza a temperaturas elevadas, as de cerâmica exibem uma taxa muito mais lenta e capaz de manter sua dureza em tais condições. Apesar de sua dureza a quente, ferramentas de cerâmica sofrem com a baixa tenacidade. Exigem geralmente máquinas com alta rigidez, isentas de vibrações (HOSSEINI; KISHAWY, 2014; KLOCKE, 2011; TRENT; WRIGHT, 2000; PETER; ROSSO, 2017).

Novos materiais com características superiores foram continuamente introduzidos no mercado durante o século XX. Esses novos materiais foram utilizados, especialmente, em aplicações onde a confiabilidade de alto desempenho foi necessária durante a vida útil. Para lidar com o rápido crescimento das indústrias e suas necessidades correspondentes, uma usinagem mais eficaz foi sendo desenvolvida para ser aplicada. Para alcançar este objetivo final, as ferramentas de nitreto de boro cúbico policristalino (PCBN) e ferramentas de diamante policristalino (PCD) foram introduzidas

no mercado industrial. O PCBN tem-se mostrado excelente na usinagem dos aços, ligas de níquel e ferros fundido (HOSSEINI; KISHAWY, 2014; KLOCKE, 2011).

O PCBN é termicamente mais estável até temperaturas da ordem de 1200 °C, apresentando uma resistência ao ataque químico bem maior que o diamante (HOSSEINI; KISHAWY, 2014; KLOCKE, 2011; TRENT; WRIGHT, 2000).

Devido à sua extrema dureza, as ferramentas de CBN apresentam grande resistência ao desgaste, no entanto, elas têm baixa tenacidade. As ferramentas policristalinas de nitreto de boro cúbico são produzidas por sinterização de cristais de nitreto de boro cúbico com um ligante sob alta temperatura e alta pressão.

Diamante policristalino é um composto de partículas de diamante sinterizadas em conjunto com um ligante metálico sob alta temperatura e pressão. Devido à sua extrema dureza, as ferramentas de PCD demonstram resistência ao desgaste quase 500 vezes maior que as de carboneto de tungstênio. Devido a sua alta dureza, similar às ferramentas PCBN e às ferramentas de PCD, são extremamente frágeis e exibem baixa tenacidade. Elas também reagem quimicamente com o ferro, o que as torna uma opção inadequada para a usinagem de aços (HOSSEINI; KISHAWY, 2014; KLOCKE, 2011; TRENT; WRIGHT, 2000).

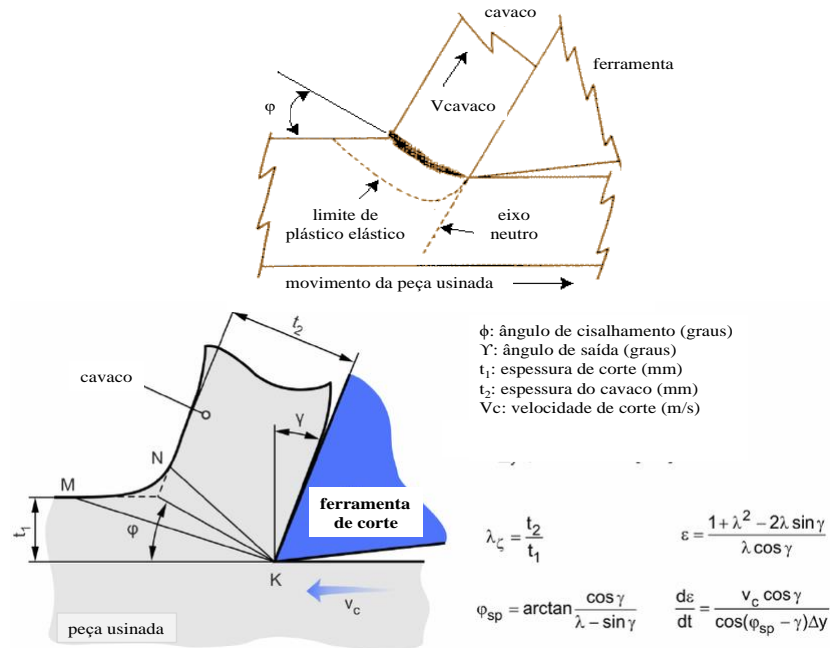
De um modo geral, diferentes tipos de materiais de ferramentas de corte com diversas características estão sendo usados na indústria. Embora esses materiais de ferramentas sejam provenientes de origens diferentes com várias propriedades, algumas medidas de desempenho são necessárias para compará-las e fazer um julgamento sobre a aplicabilidade de uma determinada ferramenta para uma aplicação específica. Essas medidas de desempenho são dureza, tenacidade e resistência ao desgaste.

2.1.1 Mecanismo de formação de cavaco

Nos processos de corte, a aresta de corte penetra no material na peça de trabalho, que é assim deformado plasticamente e elasticamente e desliza ao longo da superfície de saída da aresta de corte. Isso é chamado de formação de cavaco, conforme Figura 8. A propriedade da deformabilidade plástica não está relacionada apenas ao material.

O cavaco também pode ser realizado de forma direcionada, alterando a tensão. As tensões são influenciadas pela velocidade de avanço (V_f), velocidade de corte (V_c) e a profundidade de corte (a_p) (KLOCKE, 2011; TOENSHOFF; DENKENA, 2008).

Figura 8 – Mecanismo de formação do cavaco



Fonte: Adaptado de Klocke (2011)

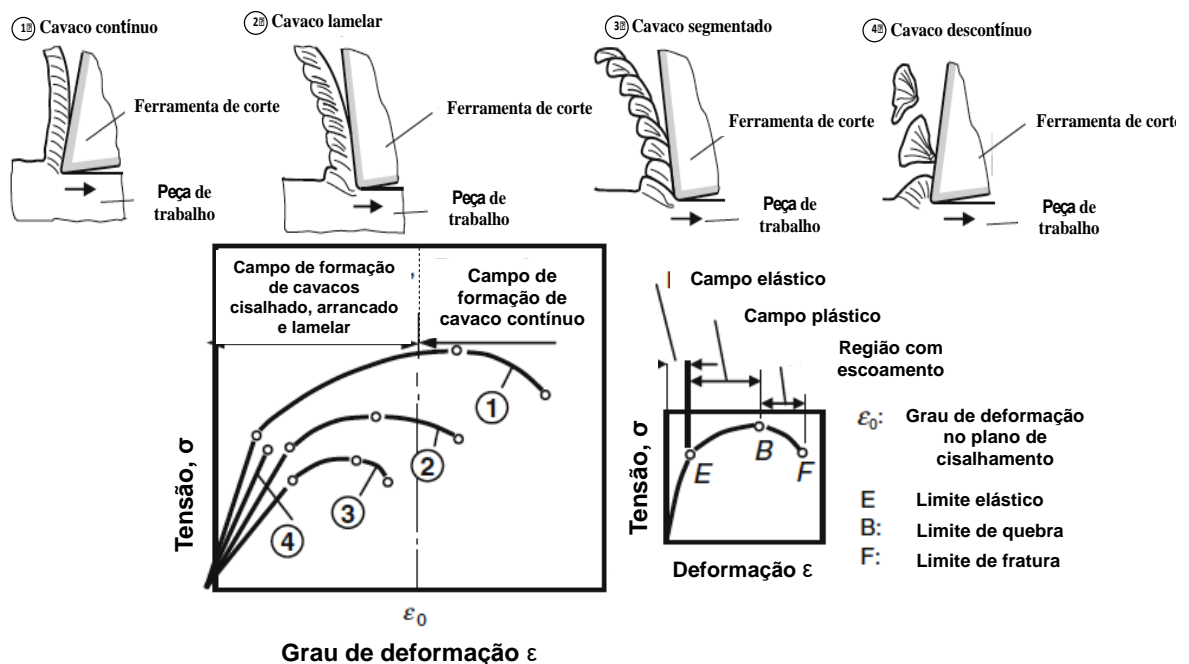
Dependendo do comportamento de deformação do material da peça, existem diferentes mecanismos de formação de cavacos com fluxo contínuo ou descontínuo. Dependendo do material da peça e das condições de corte, os seguintes mecanismos de formação de cavacos (Figura 9) podem ser:

- **Formação contínua de cavacos:** se formam quando o material tem deformabilidade suficiente ($\varepsilon_B > \varepsilon_0$), a microestrutura é uniforme na área de corte, a deformação não causa fragilização e a formação de cavacos não é prejudicada por vibrações;
- **Formação de cavacos lamelares:** formam-se quando $\varepsilon_B < \varepsilon_0 < \varepsilon_F$ ou a microestrutura não é uniforme ou as vibrações levam a variações na espessura do cavaco. Os cavacos lamelares podem formar-se com altos avanços, bem como com altas velocidades de corte;
- **Formação de cavacos segmentados:** consistem em segmentos de cavacos que são separados no plano de cisalhamento e se fundem novamente. Se formam quando $\varepsilon_F < \varepsilon_0$, em que este não é apenas o caso de materiais frágeis

como o ferro fundido, mas também pode ocorrer se a deformação causar fragilização na microestrutura;

- **Formação descontínua de cavacos:** são mais formadas ao cortar materiais frágeis com microestruturas irregulares, como certos tipos de ferro fundido e pedra. Os cavacos não são destacados, mas são arrancados da superfície, muitas vezes causando danos devido a pequenas rupturas da superfície da peça de trabalho.

Figura 9 – Tipos de cavacos em função das propriedades do material



Fonte: Adaptado de Klocke (2011)

2.1.2 Requisitos e materiais de ferramentas de corte

Durante o processo de formação de cavacos, as ferramentas de corte são submetidas a enormes esforços, alta temperatura, alta pressão de contato e diferentes mecanismos de desgaste, como abrasão, difusão e oxidação. No corte não contínuo, como no fresamento, as ferramentas também são submetidas a impacto, fadiga mecânica e ciclos térmicos. Os principais requisitos para materiais de ferramentas de corte são:

- Resistência à compressão;

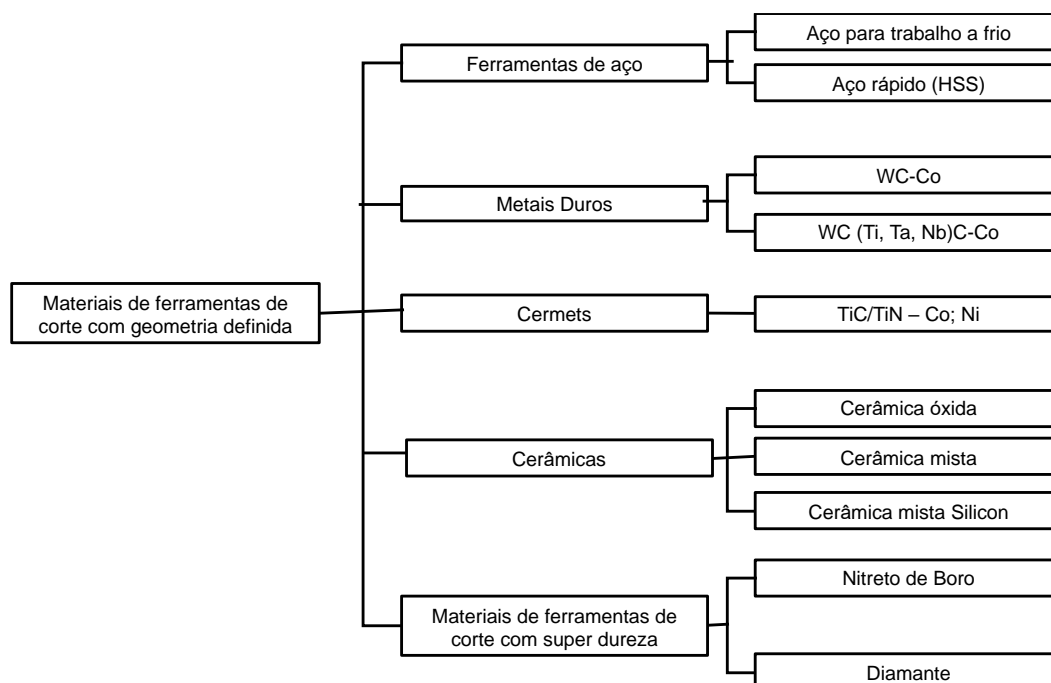
- Dureza;
- Resistência à flexão e tenacidade;
- Resistência do gume;
- Resistência interna de ligação;
- Resistência a quente;
- Resistência à oxidação;
- Pequena tendência à fusão e caldeamento;
- Resistência à abrasão;
- Condutividade térmica, calor específico e expansão térmica;
- Reprodutividade no comportamento de desgaste.

Os materiais utilizados nas ferramentas de corte devem atender a um conjunto de requisitos diferente dos utilizados nas aplicações gerais de construção de engenharia. Critérios importantes, além da qualidade dimensional em termos de tamanho e forma, são as propriedades mecânicas do material de corte, por exemplo, alta dureza e tenacidade a temperaturas elevadas. A tenacidade é indicada pelo fator crítico de intensidade de tensão (K_{IC}), que descreve a concentração de tensão necessária no final de uma trinca para estendê-la. Na escolha dos materiais para ferramentas de corte, as características mecânicas podem não ser consideradas apenas à temperatura ambiente. Seu comportamento deve ser considerado em função da temperatura. A resistência ao choque térmico é uma característica importante dos materiais para ferramentas de corte (KLOCKE, 2011; TOENSHOFF; DENKENA, 2008; BYRNE *et al.*, 2003).

Um material de corte ideal combina alta dureza com tenacidade e estabilidade química. Em particular, dureza e tenacidade representam propriedades opostas, normalmente quando o valor da dureza aumenta, o valor da tenacidade diminui. Porém, não existe um único material de corte que atinja as três condições simultaneamente. Portanto, o maior desafio no desenvolvimento de ferramentas de corte é encontrar o equilíbrio entre estas três condições (TRENT, 2000; TSCHATSCH, 2009; KLOCKE, 2011; BYRNE *et al.*, 2003). O desenvolvimento de materiais de ferramentas de corte deve considerar esses requisitos, como uma solução de compromisso equilibrada, uma vez que não há material de ferramenta de corte que

tenha todas as propriedades necessárias. Os materiais da ferramenta de corte podem ser resumidos de acordo com a classificação da Figura 10.

Figura 10 – Classificação de materiais de ferramentas de corte para usinagem



Fonte: Adaptado de Klocke (2011)

Ferramentas de metal duro são materiais compósitos formados por metais de transição, basicamente Ti, Nb, W, Ta, V e Mo como uma fase dura primária em uma forma de carbonetos, unidos por uma fase ligante metálica feita de cobalto e/ou níquel. De alguma forma, as propriedades metálicas são mantidas, sendo mais bem atribuídas como cerâmicas não-óxido. As vantagens dos metais-duros incluem boa uniformidade estrutural devido a sua fabricação através, da metalurgia do pó, alta dureza, capacidade de equilibrar suas propriedades por meio da composição, granulometria de seus constituintes, pressão de compactação, temperatura, tempo, atmosfera, entre outros parâmetros do processo de sinterização. As ferramentas de metal-duro são de alta dureza e resistência ao desgaste à alta temperatura (TRENT, 2000; TSCHATSCH, 2009; KLOCKE, 2011).

A crescente importância da usinagem a seco deu novos impulsos ao desenvolvimento de cermets. Os componentes básicos desta ferramenta de corte consistem em carbonitretos de titânio com alto teor de nitrogênio e carbonetos adicionais do grupo WC, Ta (Nb) C, Mo₂C, VC. Uma fase de ligante metálico de níquel ou níquel-cobalto garante a adesão desejada dos carbonetos, proporcionando uma composição de

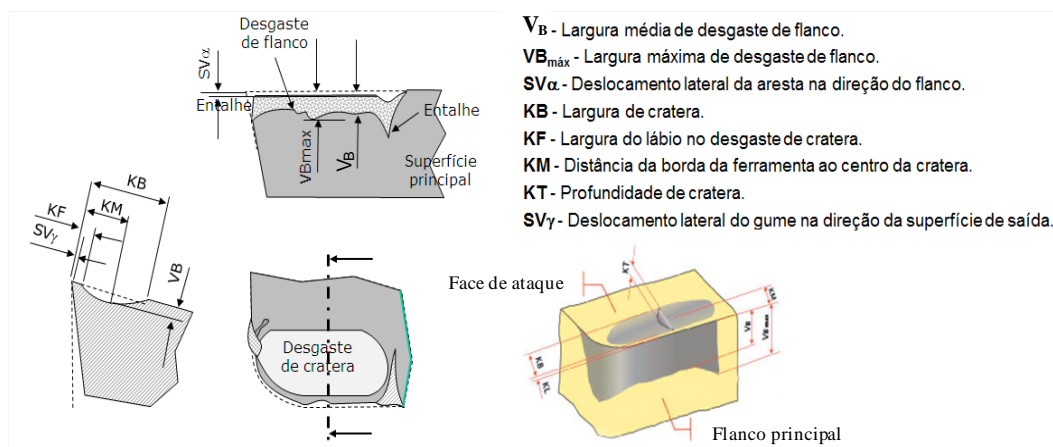
grãos estável e a tenacidade necessária. Na microestrutura dos carbonetos convencionais, as misturas de carbonetos de titânio são arredondadas e os carbonetos de tungstênio angulares. A microestrutura cermet exhibe exclusivamente carbonitretos arredondados de titânio e essas partículas de material possuem estrutura característica de *core-rim* (*núcleo-periferia*). A principal fase dura do metal-duro, o carboneto de tungstênio, não existe como WC livre na estrutura da cermet. As vantagens das cermets são os altos valores de dureza para elevadas temperaturas de trabalho, que permitem altas velocidades de corte e a estabilidade química que influencia a alta resistência ao desgaste. Como as cermets são menos resistentes do que o metal-duro carbonetos à base de WC, limitações relativas à taxa de avanço são evidentes. Devido às suas propriedades, cermets são a ligação entre as ferramentas de corte de óxido de alumínio (cerâmica) e o metal-duro, todavia menos resistentes ao desgaste (TSCHATSCH, 2009; KLOCKE, 2011, TOENSHOFF; DENKENA, 2013; BYRNE *et al.*, 2003).

2.1.3 Mecanismos de desgaste de ferramentas de corte

Durante o processo de corte, os processos de deformação, separação e atrito ocorrem na área da aresta de corte. Os materiais da ferramenta de corte utilizados estão sujeitos a uma carga coletiva extremamente complexa, caracterizada por altas tensões de compressão, altas velocidades de corte e altas temperaturas. Usando os parâmetros de corte comuns na prática, as ferramentas de corte chegam ao fim de sua vida útil devido ao aumento contínuo do desgaste nas faces de saída e de flanco. Isto é explicado como a perda progressiva de material da superfície de um corpo sólido, provocada por causas mecânicas, isto é, contato e movimento relativo de um corpo sólido, líquido ou gasoso (KLOCKE, 2011; TSCHATSCH, 2009).

O desgaste pode ser observado na superfície de saída, nas superfícies principal e secundária, na ponta e nas arestas de corte. Na Figura 11 são mostradas as formas e as medições de desgaste da ferramenta de corte de acordo com a ISO 3685.

Figura 11 - Formas de desgaste e medidas do desgaste na ferramenta de corte de acordo com a Norma ISO 3685



Fonte: Adaptado de Klocke (2011)

Na usinagem de metal, as interações entre a ferramenta de corte, o cavaco e a peça de trabalho sempre causam desgaste da ferramenta e outros danos a ela, como deformação plástica, lascamento e trincas térmicas e mecânicas. Os mecanismos que causam desgaste ou danos na aresta de corte da ferramenta incluem o atrito, particularmente na presença de uma aresta postiça, abrasão, difusão, oxidação e variação de carga térmica e/ou mecânica (KLOCKE, 2011).

Abrasão é causada pelo atrito entre as partículas duras do material da peça e da ferramenta de corte. Embora o desgaste da cratera também possa ser gerado por abrasão, este processo é mais importante no desgaste do flanco porque a face do flanco da ferramenta entra em atrito contra a peça de trabalho (elemento rígido), enquanto no contato entre a face de ataque da ferramenta e o cavaco, deslizamento e aderência ocorrerem (TRENT; WRIGHT, 2000). Materiais de ferramentas com dureza mais elevada são mais resistentes à abrasão. A região da ferramenta que teve o desgaste por abrasão geralmente exibe arranhões (linhas) paralelos à direção de corte (KLOCKE, 2011).

As condições, nas quais o desgaste por atrito ocorre, incluem velocidades de corte moderadas e fluxo de material irregular sobre a superfície de saída da ferramenta ou a face do flanco, tornando o contato dessas superfícies menos contínuo. Este processo pode ser descrito como adesão cíclica e deslizamento do material da peça de trabalho/cavaco nas superfícies da ferramenta. Sob tais condições, partículas microscópicas são removidas da ferramenta e arrastadas junto com o fluxo de

material. O deslizamento entre o cavaco e a ferramenta de corte, corte interrompido e irregular, e a vibração geram o fluxo de material irregular necessário para que ocorra o atrito. Áreas desgastadas por atrito têm aparência áspera (TRENT; WRIGHT, 2000).

O desgaste por difusão na usinagem é um mecanismo que envolve a transferência de átomos entre a ferramenta de corte e o material da peça/cavaco (TRENT; WRIGHT, 2000). Depende da solubilidade dos elementos nas zonas de cisalhamento secundário e primário, temperatura e duração do contato. O tempo de contato entre o cavaco/peça que está sendo usinada e a ferramenta de corte é baixo devido às altas velocidades relativas. Entretanto, a difusão pode ocorrer devido às adesões entre o cavaco e a face de saída da ferramenta e, ocasionalmente, entre a peça de trabalho e a face de saída da ferramenta de corte (TSCHATSCHE, 2009; KLOCKE, 2011). Há dois aspectos distintos que influenciam o desgaste das superfícies das ferramentas de corte em relação ao mecanismo de desgaste por difusão: o primeiro, através da perda de átomos que difundem para a peça, ocasionando o enfraquecimento da estrutura da ferramenta de corte; o segundo, pela formação de compostos dos elementos que difundiram da peça ou do cavaco para a ferramenta (LUDEMA, 1995).

Este mecanismo de desgaste é responsável, principalmente, pelo desgaste da cratera em altas velocidades de corte, porque a superfície de saída é a área na qual as condições necessárias para a difusão são mais propensas a ocorrer, pois nestas condições de altas velocidades de corte induzem a elevadas velocidades de escorregamento do material usinado sobre a superfície de folga da ferramenta, criando condições para que o mecanismo de desgaste por difusão seja significativo nessa superfície (TRENT; WRIGHT, 2000). Essas condições são criadas pela presença da adesão na região de cisalhamento secundário, o que garante um longo tempo de contato com o cavaco e a ferramenta de corte e uma zona de fluxo que produz altas taxas de deformação, gerando altas temperaturas. O aumento da velocidade de corte promove uma influência crescente da difusão, que tende a assumir a predominância do desgaste, à medida que o percurso de corte for maior, e assim, a taxa de desgaste aumenta. Além disso, essas condições também podem ser responsáveis pela formação de desgaste no flanco depois que algum desgaste ocorreu na face do flanco, porque a adesão também pode ocorrer nesta face. À

medida que o desgaste se desenvolve no nível atômico, as áreas desgastadas pela difusão têm uma aparência com baixa rugosidade (TRENT; WRIGHT, 2000).

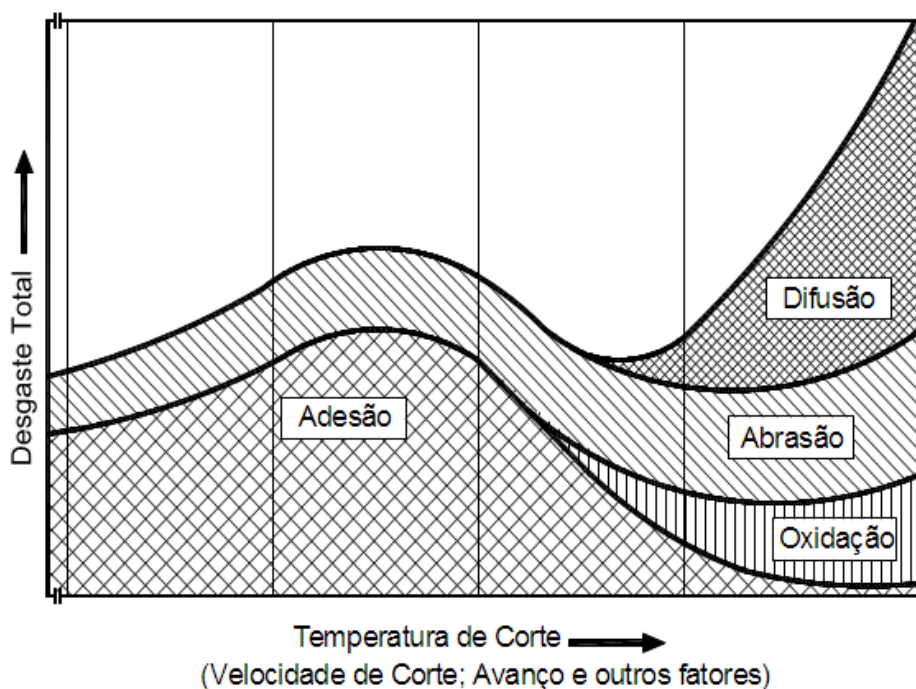
Devido ao contato permanente entre os materiais da peça e a ferramenta de corte, durante o processo de corte, são geradas as condições de pressão e temperatura necessárias para a formação de uma camada composta por partículas de ambas as superfícies, que se soldam à superfície da ferramenta. Essa camada forma-se pela condição do material do cavaco que, por ter sido recentemente arrancado, mantém sua superfície inferior quimicamente ativa em um estado propício para aderir na ferramenta de corte (DINIZ; MARCONDES; COPINNI, 2006).

Portanto, essa aderência ocorre por partículas encruadas e duras tornando-se muito resistente, alterando significativamente as condições de corte e causando uma descontinuidade no fluxo do cavaco. Com a continuidade do processo, o atrito aumenta progressivamente até que ocorra a ruptura em um dos materiais. Assim partículas microscópicas migram de forma intermitente do material da ferramenta para o cavaco ou peça (debris), e vice-versa, prejudicando o acabamento e causando desgaste imediato da superfície de folga e de saída da ferramenta de corte, ou posteriormente, quando as partículas aderidas ao cavaco deslizarem sobre sua superfície de saída desgastando-se por abrasão. Esse mecanismo, adesão, é mais frequente em baixas velocidades de corte sendo normalmente observado na formação da aresta postiça de corte (DINIZ; MARCONDES; COPINNI, 2006; MELO *et al.*, 2006).

Altas temperaturas e a presença de ar e água, contida nos fluidos de corte, geram oxidação para a maioria dos metais. O tungstênio e o cobalto, durante o corte, formam filmes de óxidos porosos sobre a ferramenta de corte, que são facilmente levados embora pelo atrito, gerando desgaste. Entretanto, alguns óxidos, como o óxido de alumínio, têm maior dureza e resistência. Assim, alguns materiais de ferramentas de corte, que não contém óxido de alumínio, desgastam-se mais facilmente por oxidação. O desgaste gerado pela oxidação se forma, sobretudo, na extremidade do contato entre cavaco/ferramenta de corte devido ao acesso do ar nesta região (DINIZ *et al.*, 1999 *apud* HUANG, 2007).

Na Figura 12 são mostrados os principais mecanismos de desgaste que ocorrem nas ferramentas de corte em função da temperatura de corte durante o processo de usinagem.

Figura 12 – Diagrama de distribuição dos mecanismos de desgaste das ferramentas de corte



Fonte: Adaptado de Klocke (2011)

2.2 Ferramentas de corte

Ferramentas de metal-duro ou “Widia” são os nomes dados a um composto com uma fase dura sendo o seu principal elemento o carboneto de tungstênio e um ligante (normalmente cobalto). Desenvolvidas na Alemanha, em 1923, por Karl Schröter, devido à necessidade naquele momento de materiais com alta resistência ao desgaste, alta dureza e boa tenacidade. Este material, que tem como carboneto principal o WC, foi usado pela primeira vez como matriz para processamento de filamentos de lâmpadas incandescentes, mas seu potencial como ferramenta de corte foi logo reconhecido (THUMMLER; OBERACKER, 1993).

Esses materiais são obtidos pela compactação e sinterização com fase líquida, de misturas de partículas de pó muito fino de carbonetos duros e refratários, com partículas também muito finas de um metal ou liga metálica. O componente metálico,

que confere a tenacidade ao composto, é denominado fase ligante. A fase ligante requer um número elevado de propriedades específicas ao mesmo tempo, de tal forma que poucos metais ou ligas se prestam para essa finalidade (SANTOS, 1990).

Como os metais-duros WC-Co são usados em uma variedade de aplicações diferentes, suas propriedades mecânicas precisam ser adaptadas a diferentes requisitos. Uma área importante é o controle do tamanho e morfologia do grão de WC sinterizado. O tamanho do grão do WC pode ser controlado pela adição de inibidores de crescimento de grãos, como V, Cr, Nb, Ta, Ti, Zr (WEIDOW; ANDRÉN, 2011).

Os teores de cobalto que compõem o ligante têm uma variação entre 6% a 15% em peso na maioria dos metais-duros. A uma temperatura de cerca de 1400 °C, forma-se uma fase fundida entre o cobalto e parte do carboneto de tungstênio, e isto promove uma densificação rápida e virtualmente completa para proporcionar uma estrutura final de partículas de carbonetos numa matriz de ligas de cobalto e de carboneto de tungstênio. Desenvolvido originalmente para moldes de trefilação de arame, os metais-duros têm sido amplamente utilizados no corte de metais, perfuração de rochas e componentes que exigem alta resistência ao desgaste (ZHANG *et al.*, 2018; DA SILVA, 2011; SANTOS, 1990)

Em algumas aplicações são adicionados outros carbonetos refratários como TaC, Mo₂C e NbC para aumentar a tenacidade do metal-duro (fase γ). O TiC é adicionado para melhorar a resistência em altas temperaturas. Além do cobalto, o níquel e o ferro podem ser utilizados como fase ligante para algumas aplicações (KLOCKE, 2011; THUMMLER; OBERACKER, 1993; SMITH, 2008)

Inicialmente, o metal-duro WC-Co foi utilizado exclusivamente para a usinagem de ferros fundidos devido ao mecanismo de desgaste por difusão, que gera desgaste chamado de cratera na superfície de saída da ferramenta de corte, na usinagem de aços com longos cavacos. Este cenário mudou com a introdução do carboneto de titânio (TiC) como um componente da fase dura da ferramenta de metal duro. Com isso, foi possível usinar aços com velocidade de corte similar à obtida na usinagem de ferros fundidos com ferramenta de metal-duro.

De acordo com Smith (2008), os carbonetos adicionados no WC-Co resultam em uma diminuição no desgaste na superfície de saída da ferramenta de corte devido a:

- Os carbonetos adicionados têm maior dureza que o WC, portanto, têm uma maior resistência ao desgaste abrasivo;
- A solubilidade dos carbonetos adicionados na fase ligante é muito menor do que a do WC, o que inibe a difusão, um dos mais importantes mecanismos de desgaste em altas temperaturas, característico na superfície de saída da ferramenta de corte;
- A estabilidade química dos carbonetos adicionados é maior que a do WC, o que implica maiores dificuldades de dissolução e difusão desses elementos.

Os carbonitretos de titânio são caracterizados pela alta estabilidade termodinâmica e baixa tendência de se ligarem a materiais ferrosos. Vantagens essenciais resultam desse fato. Características semelhantes são demonstradas por certos revestimentos. A vantagem destas características é uma redução da difusão e do atrito durante o processo de usinagem (TSCHATSCHE, 2009; KLOCKE, 2011, SMITH, 2008).

2.2.1 Mecanismos de desgaste de ferramentas de corte

As fases de carboneto de tungstênio que se formam nos sistemas W-C e W-Co-C pertencem ao grupo de compostos intersticiais não estequiométricos (KURLOV; GUSEV, 2013; GREWE, 1973). O carboneto de tungstênio mono é a fase dura mais importante do metal-duro. O WC é solúvel em cobalto, resultando na alta resistência de ligação interna e também na resistência das arestas do metal-duro WC-Co. O WC é ainda mais resistente ao desgaste do que o TiC e o TaC. A velocidade de corte aplicável é limitada a temperaturas mais altas devido à sua tendência à dissolução e difusão (KLOCKE, 2011).

O uso direto de metal-duro WC como material de ferramenta de corte é muito difícil devido à sua fragilidade e sinterização a temperaturas muito altas (KURLOV; GUSEV, 2013). As propriedades do carboneto de tungstênio no metal-duro (WC-Co) dependem principalmente da microestrutura, especialmente do teor de cobalto e do tamanho do grão do WC (LI *et al.*, 2013). Os vários tipos de metais-duros são produzidos por variação das condições de produção e participação relativa na composição do produto

dos três componentes chamados fases e designadas com as três primeiras letras do alfabeto grego: α , β e γ (BATALHA, 1987).

As partículas duras apresentam-se na microestrutura em duas formas:

- Fase alfa (α): fase dura básica, predominantemente forma do carboneto de tungstênio, um material de rede cristalina hexagonal que aparece na estrutura com cristais de forma mais ou menos poligonal;
- Fase gama (γ): fase dura adicional, com quantidade adicional de carbonetos cúbicos (TiC, TaC, NbC) e outros carbonetos (Mo_2C , CrC_2) que permitem que o carboneto trabalhe em temperaturas mais altas. Todos esses carbonetos são solúveis um no outro e dissolvem o carboneto de tungstênio (WC). Esta solução sólida de carbonetos aparece na estrutura com cristais de forma arredondada.

O metal ligante é representado por uma fase:

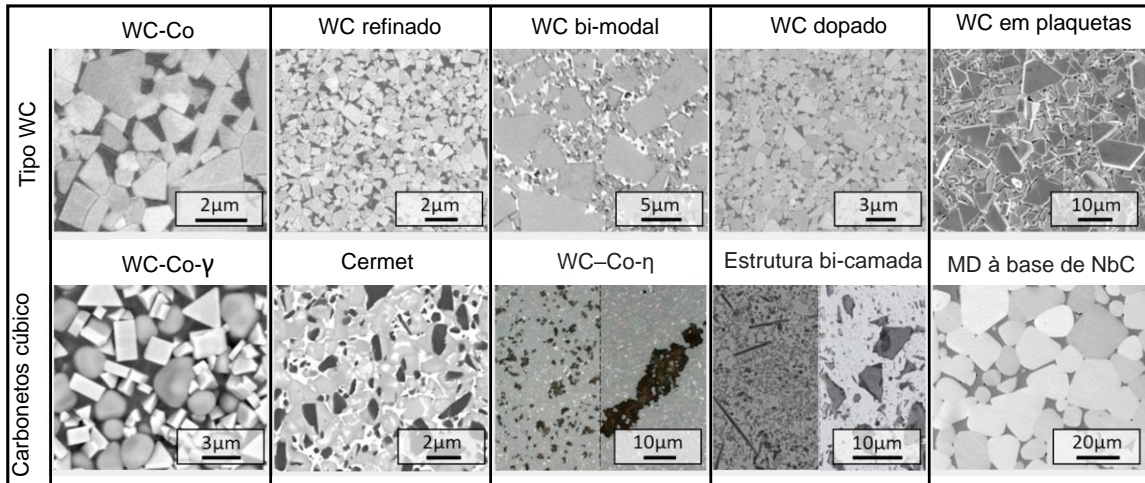
- Fase beta (β) - consiste em um metal do grupo ferro (Fe, Ni e Co) individualmente ou em liga. Normalmente cobalto e, às vezes, níquel são usados. O cobalto apresenta uma grande potência na dissolução do WC, permitindo um aumento na tenacidade do carboneto. No entanto, tem menor dureza, afeta a resistência ao desgaste e sua participação é limitada a um máximo de 30 a 35% da fração volumétrica (na prática, 20%).

Na Figura 13 são apresentadas micrografias típicas de metal-duro.

A fase alfa (α) é caracterizada por sua alta resistência ao desgaste e fortes ligações interfásicas com a fase beta (β). Os metais-duros compostos por fases α - β (WC-Co) são particularmente adequados para superfícies de peças abrasivas que trabalham em temperaturas baixas ou médias (~ 400 °C). As propriedades mais importantes da fase gama (γ) são a alta resistência térmica, tendo boa resistência ao desgaste por difusão em temperaturas mais altas (~ 800 °C), evitando a formação de crateras e a ocorrência de certas reações químicas indesejáveis durante o processo com o aumento da temperatura. No entanto, as ligações com a fase beta não são tão fortes e a sua resistência apenas ao desgaste abrasivo não é tão boa. Em ambientes

corrosivos ou oxidantes, os metais-duros contendo fase gama são superiores àqueles contendo apenas fase alfa. A mesma composição pode, no entanto, mudar suas propriedades dependendo do processo de fabricação (BATALHA, 1987).

Figura 13 – Metal-duro: Micrografias típica



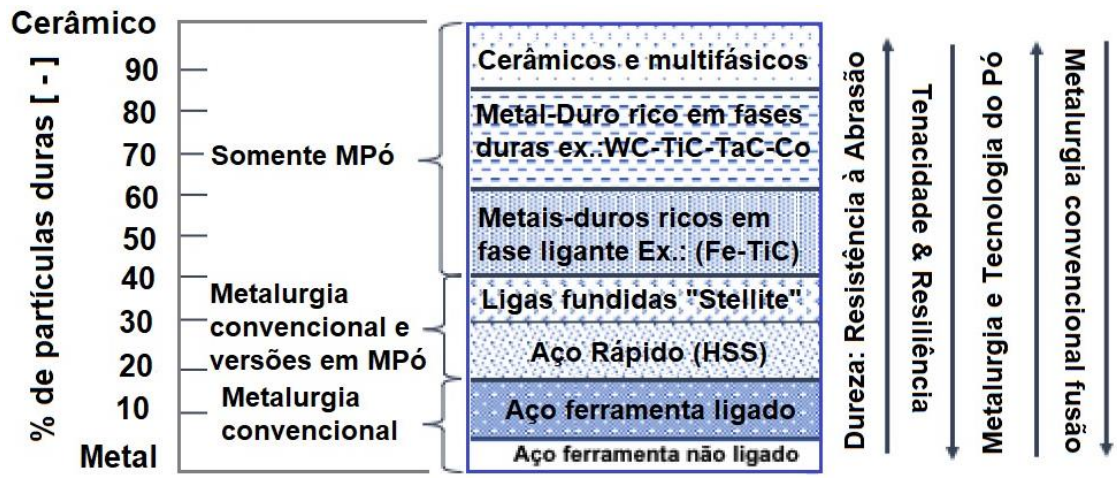
Fonte: Adaptado de Garcia *et al.* (2019)

De acordo com Batalha (1987), a composição e estrutura caracterizam, principalmente, as propriedades. Apenas para fins de composição, pode-se dizer que os metais-duros contêm aproximadamente 70-95% em volume de partículas duras e 5 a 30% em volume de metal ligante:

- Usinagem de cavacos curtos, conforme o grupo de classificação, pode conter 93-88% em peso WC;
- A usinagem de cavacos longos pode conter 82-65% em peso de WC;
- Para uso geral de 7% a 72% WC;
- Ferramentas de mineração e peças sujeitas à abrasão 92-60% WC.

Além disso, diferentes tipos de metais-duros alternativos para diversas aplicações são produzidos usando diferentes carbonetos e metais ligantes, bem como variando a forma e tamanho da partícula (geralmente cerca de 0,5 a 5 μm) de acordo com sua aplicação conforme Figura 14.

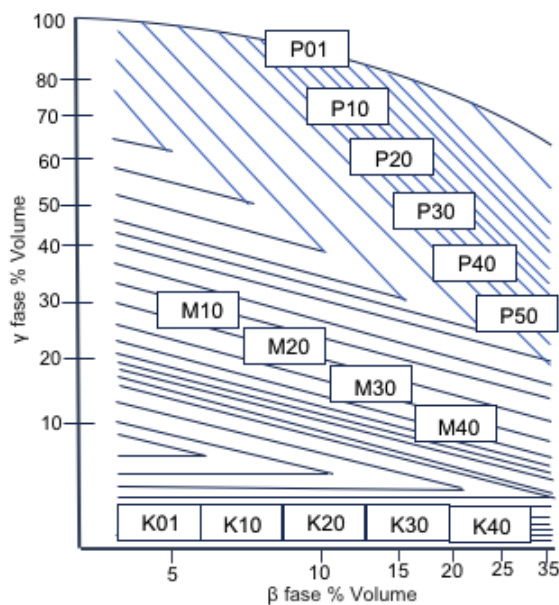
Figura 14 – Divisão de alguns materiais de ferramentas em função da quantidade de partículas duras que contém



Fonte: Batalha (1987)

Os metais-duros também são divididos em grupos de acordo com a composição química e estrutura. Não é comum que um determinado tipo de metal duro seja classificado em mais de um grupo de aplicação ou, de outra forma, que um grupo de aplicação requeira que mais de um tipo de metal-duro seja preenchido completamente. Além do conteúdo da fase β , que determina a tenacidade do metal-duro, o conteúdo da fase γ também fornece uma base para a análise das propriedades de um metal duro que produz classes e aplicações distintas. Na Figura 15 é mostrado o diagrama γ - β apenas para metal-duro de acordo com a classificação P, M e K.

Figura 15 – Diagrama γ - β para metal-duro de acordo com classificação ISO para classes



Fonte: Batalha (1987)

2.3 Ferramentas de corte de NbC

O carboneto de nióbio (NbC) é usado como a fase secundária para aumentar a resistência ao desgaste, melhorando a dureza a quente e limitando o crescimento de grãos. No entanto, pesquisas recentes estão mostrando que o carboneto de nióbio tem importantes propriedades tribológicas, físicas e mecânicas para aplicações como material base para ferramentas de corte que poderiam ser usadas ao invés do carboneto de tungstênio, que é usado há mais de um século nesta aplicação (WOYDT; MOHRBACHER, 2014; WOYDT *et al.*, 2016).

Recentemente, especial atenção foi dada ao uso de nióbio para aplicações de ferramentas de corte, usando carboneto de nióbio (NbC) como a principal fase dura do substrato da ferramenta de corte (WOYDT; MOHRBACHER, 2014; WOYDT *et al.*, 2016; HUANG *et al.*, 2015; HUANG *et al.*, 2017). Algumas das propriedades do NbC foram comparadas com as do WC. O NbC tem algumas vantagens distintas sobre este material de ferramenta de corte estabelecido. No entanto, as propriedades mecânicas e, particularmente, tribológicas do NbC permanecem amplamente inexploradas. Em uma análise preliminar, as aplicações em ferramentas de corte NbC devem ser superiores a WC, pois a 1225 °C o NbC é quase insolúvel em Cr, Ni, Co ou Fe, enquanto o WC é totalmente solúvel nas mesmas condições. A alta solubilidade da WC nesses metais é responsável pelo desgaste químico (difusão) da WC. Seu maior ponto de fusão e a formação tribo-oxidativa de óxido de nióbio (Nb₂O₅) na superfície da ferramenta levam, em combinação com baixa solubilidade de NbC em metais, a uma tendência de redução do desgaste adesivo e difusivo (UHLMANN *et al.*, 2018; WOYDT *et al.*, 2014).

Segundo Woydt *et al.* (2016) e Uhlmann *et al.* (2018) pouca atenção foi dada à pesquisa de carboneto de nióbio, embora algumas pesquisas tenham sido conduzidas nas décadas de 1960 e 1970. Isto sugere que a disponibilidade e os preços naquele tempo eram proibitivos. Porém, houve uma mudança significativa, pois o nióbio é um elemento indispensável como microligante para tubos de aço, aço para carrocerias, aços de alta resistência para aplicações estruturais, com um volume de vendas total de 85.000 toneladas por ano (WOYDT *et al.*, 2016) o que mostra a necessidade de mais pesquisas em relação ao NbC.

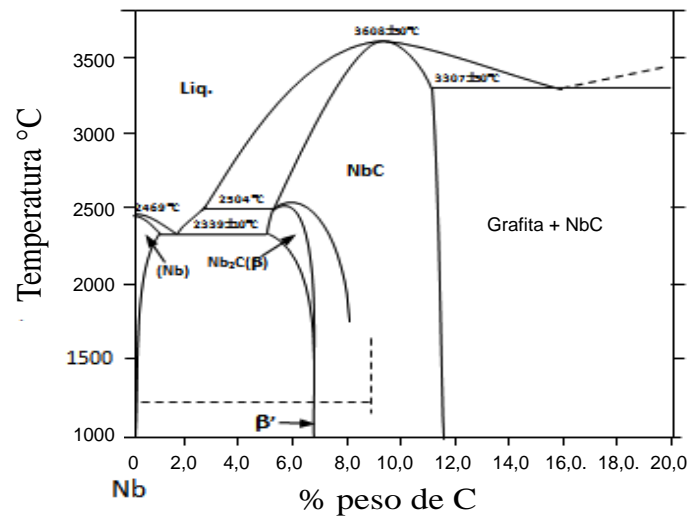
O nióbio também tem um benefício muito importante em relação à sustentabilidade (meio ambiente). O óxido de nióbio (Nb_2O_5) e o carboneto de nióbio (NbC) não apresentam riscos nem notificações críticas no programa REACH - Registro, Avaliação, Autorização e Restrição de Substâncias Químicas. O REACH é um regulamento da União Europeia cujo objetivo é melhorar a proteção da saúde humana e do meio ambiente contra os riscos impostos pelos produtos químicos. O carboneto de nióbio não foi restringido por nenhuma classificação crítica até o momento. Por outro lado, composições usadas para obter pó WC-Co por processo de redução, como trióxido de tungstênio (WO_3) e tetróxido de tricobalto (Co_3O_4), receberam várias classificações e rótulos relatados devido à sua relação com toxicidade mutagênica e carcinogênica pelo REACH (WOYDT; MOHRBACHER, 2014; WOYDT *et al.*, 2016; FRANCO *et al.*, 2015; TOLLER, 2017).

2.3.1 Componentes microestruturais - NbC

O NbC pode formar subcarbonetos cúbicos, portanto, é possível uma ampla faixa de estequiometria de carbono, como pode ser visto na Figura 16, que apresenta o diagrama de fase binária Nb-C. Podendo ser adaptado pela estequiometria na faixa de propriedades NbC a $\text{NbC}_{0.75}$ tais como dureza, módulo de elasticidade e outros. Esta possibilidade de trabalhar nesta faixa, ajustando a relação C/Nb, também pode contribuir para a fabricação do pó NbC, uma vez que uma maior faixa de teor de carbono pode ser usada.

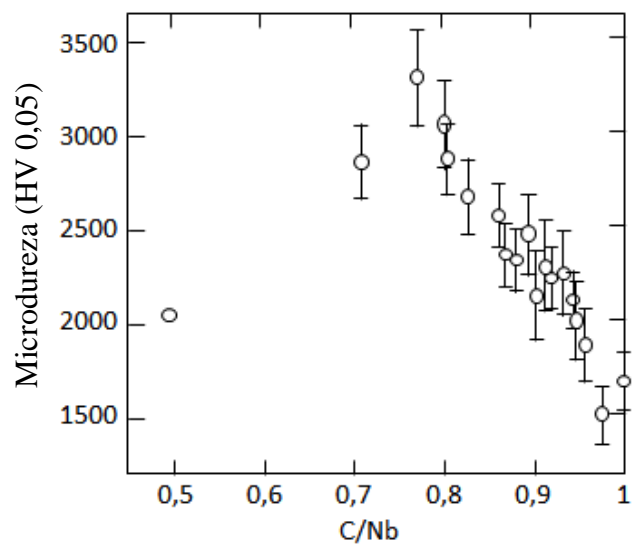
Segundo Woydt *et al.* (2016) com relação C/Nb decrescente, a dureza aumenta fortemente, porém, os módulos elásticos, constante de rede, densidade, capacidade térmica e susceptibilidade magnética diminuem. Na Figura 17 é apresentada a influência sub-estequiométrica do NbC na microdureza. Ao contrário do diagrama de fase binária C/Nb, o diagrama de fases binário W-C, Figura 18, apresenta uma faixa restrita de conteúdo de carbono para formar o carboneto de tungstênio usado no material da ferramenta de corte. Havendo por isso, há uma dificuldade maior para a fabricação de pós de WC, pois o carbono deve ser corretamente adicionado para evitar a falta de carbono para a formação do carboneto de tungstênio. Em resumo, as propriedades do carboneto de nióbio podem ser adaptadas ajustando a razão C/Nb no composto.

Figura 16 – Diagrama de fase Nb-C



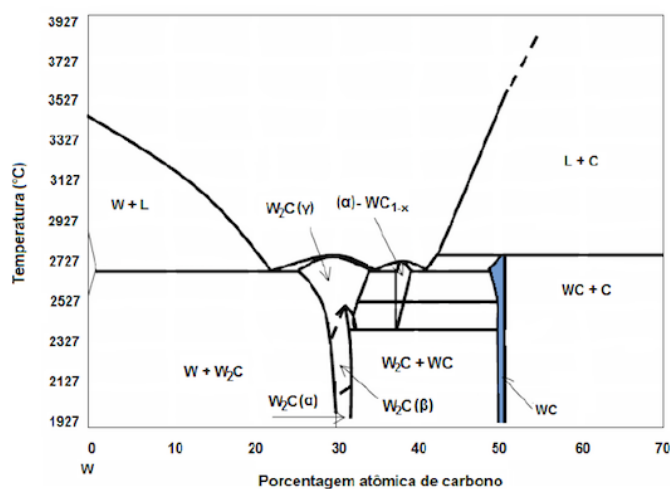
Fonte: Massalski (1990)

Figura 17 – Microdureza da fase NbC em função da relação C/Nb



Fonte: Vinitskii (1972)

Figura 18 – Diagrama de fase W-C



Fonte: Adaptado ASM Metals Handbook – Alloy phase diagrams (1992)

2.4 WC vs NbC como fase dura em metais-duros

Diversos estudos estão sendo realizados com o NbC, analisando as suas propriedades mecânicas, físicas, químicas e de comportamento de desgaste, com o objetivo de utilizá-lo como um material tribológico com resistência ao desgaste (MOHRBACHER; ZHAI, 2011; WOYDT *et al.*, 2014; WOYDT; MOHRBACHER, 2014, WOYDT *et al.*, 2016; HUANG *et al.*, 2015; HUANG *et al.*, 2017).

Na Tabela 2 são resumidas algumas das principais propriedades físicas à temperatura ambiente do carboneto de nióbio estequiométrico comparado ao carboneto de tungstênio publicado na literatura (UHLMANN *et al.*, 2018; WOYDT *et al.*, 2016):

Tabela 2 – Comparação das propriedades dos materiais entre WC e NbC

Propriedades	WC	NbC
Densidade (g/cm ³)	15,63	7,70
Ponto de fusão (°C)	2870	3520
Microdureza (HV _{0.2} GPa)	24-28	17-22
Tenacidade K _{IC} (MPa.m ^{0.5})	6,0-8,0	7,0-8,5
Condutividade térmica (W/m.K)	84	14
Calor específico (J/g.K)	0,203	0,351
Módulo volumétrico Bulk modulus (GPa)	390-410	300-315
Módulo de elasticidade (GPa)	700-730	380-480
Camada de óxido	WO ₃	Nb ₂ O ₅
Solubilidade em Níquel sólido *	12	3
Solubilidade em Cobalto sólido *	22	5
Solubilidade em Ferro sólido *	7	1

* T = 1250 °C (p %)

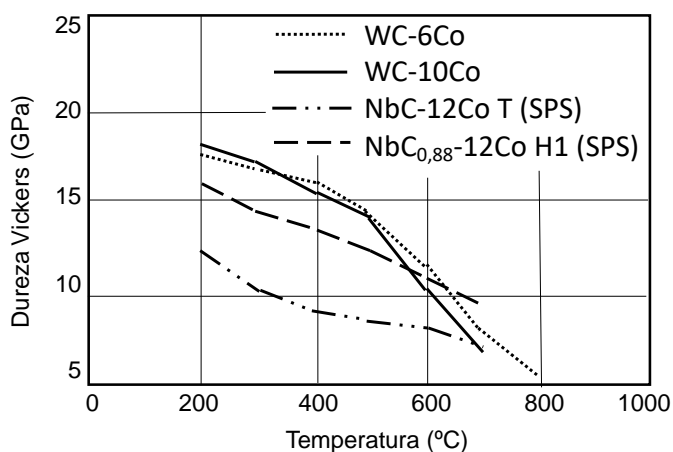
Fonte: Adaptado de Uhlmann *et al.* (2018) e Woydt *et al.* (2016)

- A temperatura de fusão do NbC é particularmente alta, o que deve limitar a redução da dureza em função da temperatura, bem como a tendência ao desgaste por adesão;
- O limite de escoamento de NbC a temperaturas acima de 1000 °C é substancialmente maior que o de WC;
- A densidade de NbC é apenas cerca de metade da densidade da WC, o que deve ser levado em consideração, quando se compara os preços dos pós. Isto implica que para produzir um dado componente, apenas metade da massa do WC é necessária ao usar o NbC, fazendo o uso do NbC ser economicamente atraente;
- O Módulo de Young de NbC é um dos mais altos dentre os carbonetos de metal refratário, porém menor que o de WC;
- Tensões térmicas induzidas entre NbC e ligas metálicas ligantes são menores do que para WC. Isso é justificado pelo maior coeficiente de expansão térmica que é mais próximo dos ligantes metálicos típicos, bem como do Módulo de Young de NbC ser mais baixo;
- Devido ao seu caráter metálico, o carboneto de nióbio tem uma condutividade térmica e elétrica relativamente boas. Sua condutividade térmica aumenta substancialmente à temperatura elevada;
- O calor gerado por atrito em contatos tribológicos pode ser liberado eficientemente;
- A solubilidade do carboneto de nióbio em ferro, cobalto ou níquel tem sido relatada como muito baixa, em contraste com a muito boa solubilidade dos carbonetos de tungstênio nestes metais;
- Embora a dureza do NbC à temperatura ambiente seja menor do que a do WC, ele pode suportar temperaturas em torno de 900 – 1000 °C, enquanto a microdureza do WC cai a temperaturas em torno de 500 – 700 °C.

Provavelmente, uma das propriedades mais importantes do NbC que o torna como potencial para a aplicação de ferramentas de corte é a sua dureza a quente. À temperatura ambiente, a dureza da WC é maior que a da NbC, como mostra a Tabela 2. No entanto, Woydt *et al.* (2016) destacaram que medições de dureza a quente em materiais à base de NbC e WC confirmam que a microdureza WC tende a cair em

temperaturas entre 500 e 700 °C, enquanto a de NbC exibe essa transição apenas em torno de 900-1000 °C. À temperatura de 700 °C, como mostrado na Figura 19, o NbC-12Co estequiométrico exibiu similar dureza a quente do WC, mas o NbC_{0,88}-12Co sub-estequiométrico excede a dureza dos materiais a base de WC quando a temperatura aumenta. Esta propriedade é importante para materiais de ferramentas de corte, pois a dureza a quente está relacionada à resistência ao desgaste e à estabilidade das temperaturas mais altas que ocorrem no processo de usinagem (WOYDT *et al.*, 2016).

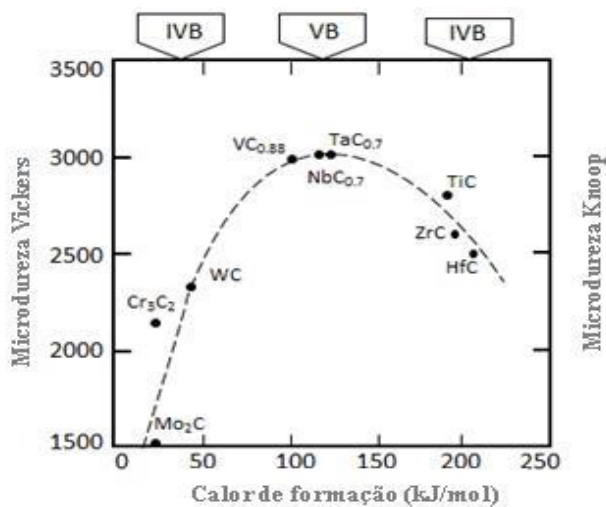
Figura 19 – Dureza a quente de metais-duros a base de NbC e WC



Fonte: Adaptado de Woydt *et al.* (2016)

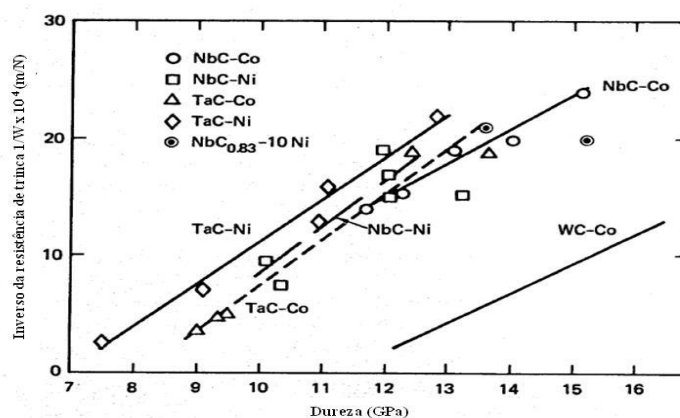
Segundo Woydt *et al.* (2016), com relação C/Nb decrescente, a dureza aumenta fortemente, porém, os módulos elásticos, constante de rede, densidade, capacidade térmica e susceptibilidade magnética diminuem. Na Figura 17 apresenta-se a influência sub-estequiométrica do NbC na microdureza. Ao contrário do diagrama de fase binária C/Nb, o diagrama de fases binário W-C, Figura 18, apresenta uma faixa restrita de conteúdo de carbono para formar o carboneto de tungstênio usado no material da ferramenta de corte. Devido a isso, há uma dificuldade maior para a fabricação de pós de WC, pois o carbono deve ser corretamente adicionado para evitar a falta de carbono para a formação do carboneto de tungstênio. Em resumo, as propriedades do carboneto de nióbio podem ser adaptadas ajustando a razão C/Nb no composto.

Figura 20 – Microdureza máxima dos grupos de metais-duros IV_B, V_B e VI_B



Fonte: Exner (1979)

Figura 21 – Resistência relativa a trincas dos metais-duros

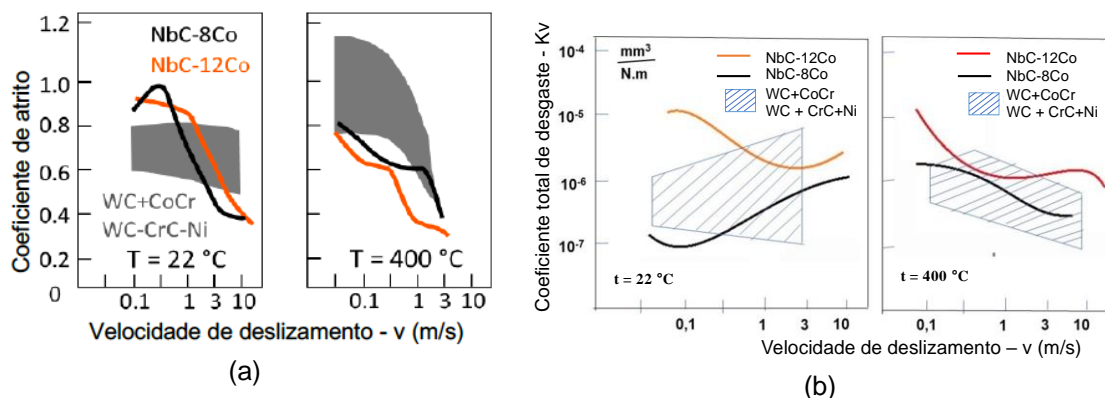


Fonte: Rowcliffe (1983)

Em uma pesquisa recente, as propriedades tribológicas do NbC (WOYDT; MOHRBACHER, 2014) com ligante de cobalto foram estudadas, comparadas com diferentes materiais cerâmicos, cermetes e metais-duros. Como apresentado na Figura 22, tanto o NbC-8Co quanto o NbC-12Co, apresentaram bons resultados em relação ao coeficiente de atrito, apresentando sua diminuição com o aumento da velocidade de deslizamento à temperatura ambiente. E mesmo a 400 °C, ambas as classes de NbC apresentaram em média um coeficiente de atrito menor que os das classes WC, conforme Figura 22 (a). O baixo atrito em alta velocidade de deslizamento é uma propriedade favorável para uma ferramenta de corte, reduzindo as forças de corte, obtendo assim um determinado desempenho de corte em potência reduzida da máquina de usinagem. De acordo com Woydt e Mohrbacher (2014), a taxa total de desgaste das classes NbC mostra-se baixa e menos sensível ao aumento da

velocidade de deslizamento tanto para temperatura ambiente quanto a 400°C. Comparando os materiais à base de WC, os materiais a base de NbC exibiram resistência ao desgaste similar ou melhor sob as mesmas condições, conforme Figura 22 (b).

Figura 22- Comparação entre classes de NbC-Co e WC-Co (a) coeficiente de atrito e (b) Coeficiente total de desgaste



Fonte: Adaptado de Woydt; Mohrbacher (2014)

De acordo com Astakhov (2010), o desgaste ocorre quando há uma mudança na forma da ferramenta de corte pela difusão de átomos no material da peça. Esse fenômeno geralmente ocorre quando temperaturas de cerca de 1.000 °C e acima são atingidas durante a operação de corte, especialmente quando altas velocidades de corte são usadas. Este mecanismo de desgaste depende da solubilidade do material da ferramenta no material de trabalho e da temperatura da interface obtida durante o corte. Portanto, o desempenho de carboneto em tribo-contatos quentes é uma propriedade muito importante na usinagem que deve ser considerada.

De acordo com Woydt e Mohrbacher (2014), a solubilidade do carboneto de nióbio em ferro, cobalto ou níquel tem sido relatada como muito baixa, em contraste com a boa solubilidade do carboneto de tungstênio em aços ou metais ferrosos. Ao usar esses metais, as ferramentas baseadas em NbC tendem a sofrer uma perda de material muito limitada pela dissolução dos cavacos durante a usinagem nas mesmas condições do carboneto de tungstênio, porque as ferramentas de metal-duro da WC-Co têm baixa estabilidade química causada pela maior afinidade do ferro por carbono do que pelo tungstênio. Esta propriedade do carboneto de nióbio pode tornar possível o uso de uma ferramenta ou componente de carboneto de nióbio sem um revestimento protetor para prevenir a dissolução (WOYDT *et al.*, 2016).

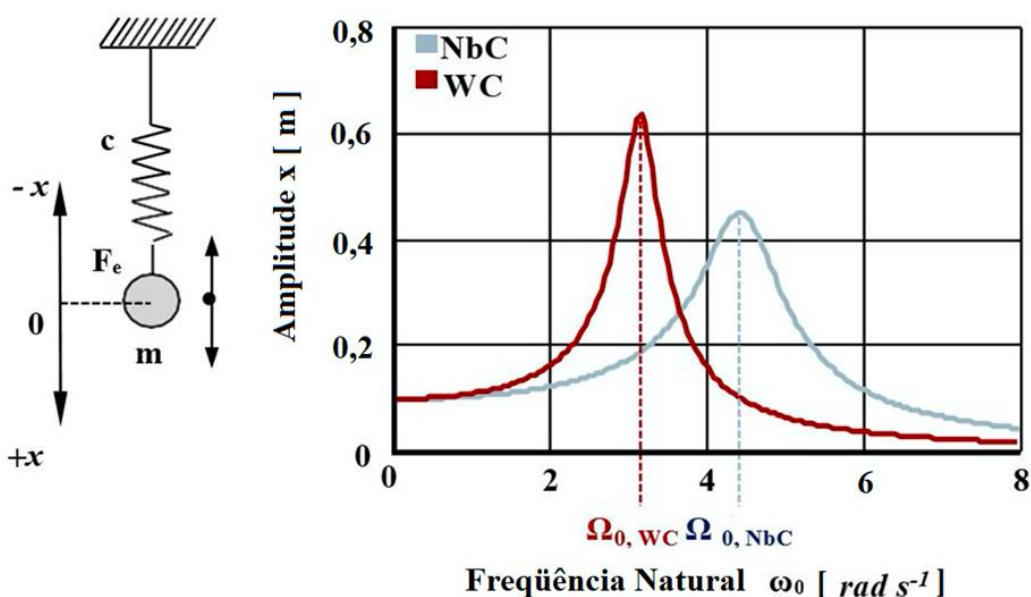
Além dos aspectos econômicos em relação a comparação da densidade entre o NbC e o WC, as aplicações de usinagem dinâmica, como fresamento, são caracterizadas por altas acelerações e velocidades rotacionais da ferramenta de corte. A densidade reduzida do NbC leva a uma menor inércia e reduz a energia cinética necessária para a usinagem. Isso resulta em uma redução da carga do fuso, o que, novamente, tem um efeito positivo na longevidade da máquina-ferramenta usada durante o processo de corte (WEGENER *et al.*, 2017 *apud* UHLMANN *et al.*, 2019). Além disso, a vantagem mencionada anteriormente em relação à densidade do NbC em materiais de corte baseados nesta liga afeta a massa \underline{m} da ferramenta fabricada (DEMTRODER, 2015 *apud* UHLMANN *et al.*, 2019). Isso influencia o comportamento de vibração, por exemplo trepidação, e determina a frequência natural ω_0 de acordo com a Equação 1, onde \underline{c} corresponde à rigidez da ferramenta.

Equação 1 – Frequência natural

$$\omega_0 = \sqrt{\frac{\underline{c}}{\underline{m}}} \quad [\text{rad/s}]$$

Partindo do pressuposto de que a ferramenta é determinada como um sistema mecânico de massa-mola, a massa \underline{m} sofre uma excitação periódica dependendo da força externa F_e durante o processo de corte, Figura 23 (a). Ao alterar a massa \underline{m} , o comportamento de vibração, ou seja, a amplitude \underline{x} do sistema, pode ser influenciado. A Figura 23 (b) ilustra o aumento da frequência natural devido a uma redução na massa \underline{m} com uma rigidez idêntica \underline{c} . Portanto para projeto de fresas esta consideração deve ser analisada. Por exemplo, a vantagem técnica manifesta-se no projeto estrutural das fresas de topo. Isso inclui as condições de processo pretendidas em que a velocidade máxima de corte (V_c) é limitada pela faixa de velocidade subcrítica Ω_0 , velocidade rotacional crítica, a ser mantida (UHLMANN *et al.*, 2019).

Figura 23 - Comportamento da ferramenta com excitação periódica



Fonte: Adaptado de Uhlmann *et al.* (2019)

2.4 Manufatura do metal-duro

Os metais-duros são produzidos por metalurgia do pó utilizando sinterização em fase líquida, possibilitando a produção de peças de metal-duro com uma forma final ou próxima da final (pré-forma).

O processo metalúrgico em pó começa com a mistura dos pós de carboneto da fase alfa (α) que é a fase dura básica, sendo o WC o mais utilizado, junto com o metal da fase beta (β) que consiste em um metal do grupo ferro (Fe, Ni e Co) que é o metal ligante. O metal-duro pode conter outras adições, fase gama (γ) fase dura adicional, como por exemplo TaC cúbico, TiC e NbC, quando propriedades específicas são requeridas em alta temperatura e também inibidores do crescimento de carbono e grãos, como por exemplo o Cr, que formam camadas atômicas finas nos grãos do WC e são usados para conter o crescimento de grãos. Todos estes também são adicionados na forma de pó. Proporções corretas dos pós são asseguradas pela pesagem. Em seguida, os componentes são misturados e moídos usando um material aglutinante, normalmente do tipo orgânico (álcool, éter, heptano, etc.), para facilitar a mistura dos pós e, principalmente, para evitar o aquecimento e, conseqüente, oxidação das finas partículas. Apesar de o equipamento ser chamado de moinho, o efeito de moagem é ínfimo. Durante a mistura é conseguido mecanicamente um contato íntimo entre as partículas de carbonetos e as do metal ligante, o que é

fundamental para que o pó esteja suficientemente reativo durante a sinterização. A moagem é comumente feita em moinhos de bolas ou moinho de atrito (TOLLER, 2017; RIBAS, 1991; SANTOS, 1990; WALBRUHL, 2017). Em experimentos realizados recentemente (RODRIGUES; CANNIZZA, 2017) a interação entre os carbonetos NbC e WC e o pó de níquel-carbonila deve ser mais intensa para a mistura realizada, o moinho de atrito teve melhores resultados do que no moinho de bolas. Durante a moagem de alta energia, no moinho de atrito, gera-se alta deformação nas partículas. Isto é manifestado pela presença de vários defeitos cristalinos, como discordâncias, vazios, falhas de empilhamento e aumento do número de contornos de grãos. A presença destes defeitos, além do refinamento da microestrutura que reduz as distâncias de difusão, e o aumento da temperatura durante a moagem, aumentam a difusividade dos solutos na matriz, resultando na produção de pós com alta sinterabilidade em relação à moagem convencional, moinho de bolas (SURYANARAYANA, 2001).

O líquido de moagem é subsequentemente removido durante o passo de secagem, normalmente, num secador por aspersão, *spray dry*, resultando em uma mistura de pó granular que deve ter boas propriedades de fluxo para os passos futuros (TOLLER, 2017; WALBRUHL, 2017).

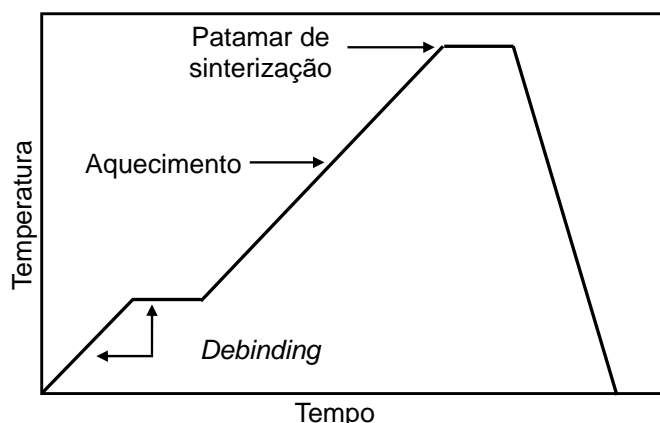
A mistura de pó obtida anteriormente preenche uma matriz sendo compactada em uma pressão adequada. O produto produzido nesta fase, pré-forma, é chamado de corpo verde, sendo poroso e quebradiço, quase sempre ele é mantido unido devido à presença de um aglomerante orgânico. As dimensões desta pré-forma não são as finais após o processo de sinterização, pois ocorre contração volumétrica devido à eliminação total ou quase total da porosidade, densificação existentes na etapa após compactação. O percentual de contração é função da quantidade de ligante e parâmetros de sinterização: temperatura e tempo de patamar (TOLLER, 2017; WALBRUHL, 2017).

Para obter o metal-duro final, o corpo verde é sinterizado dentro de um forno. A sinterização é feita em três etapas. A primeira etapa, *debinding*, elimina o aglomerante orgânico introduzido para obter as peças compactadas e partes das impurezas: oxigênio e vapor d'água absorvidos na superfície do pó. Isto é feito em uma temperatura comparativamente baixa em uma atmosfera com gás ou sob vácuo, neste

estágio todos os componentes ainda estão no estado sólido. A segunda etapa, o aquecimento (*heating-up*), até a temperatura de sinterização.

A terceira etapa, patamar de sinterização, *sintering plateau*, é realizado a uma temperatura acima da temperatura *liquidus* da fase ligante de modo que a fase ligante esteja no estado líquido e dissolva também partes das outras fases. Neste passo, a peça é mais densa à medida que os poros são eliminados. Este passo de sinterização pode ser feito sob vácuo ou em atmosfera de gás inerte dinâmico. Uma vez que a sinterização foi feita e a peça tenha sido resfriada, o metal-duro está terminado. Às vezes, as etapas de pós-processamento são usadas para obter a forma final. Na Figura 24 são apresentadas as três etapas esquematicamente. Devido à alta dureza dos metais-duros, o corte e o polimento das peças sinterizadas geralmente devem ser feitos com o uso de diamantes (TOLLER, 2017; RIBAS, 1991; SANTOS, 1990; WALBRUHL, 2017; RODRIGUES, 2000).

Figura 24 – Ciclo tempo/temperatura do processo clássico de sinterização



Fonte: Adaptado de Walbruhl (2017)

2.4.1 Sinterização por fase líquida

A sinterização em fase líquida é amplamente utilizada para consolidação de cerâmicas e pós-metálicos em formas finais. Este processo geralmente começa com partículas mistas, das quais uma permanece sólida enquanto a outra forma um líquido. As principais vantagens deste método de produção são baixas temperaturas de sinterização, rápida densificação e homogeneização, altas densidades finais e microestruturas resultantes que, geralmente, fornecem propriedades mecânicas ou

físicas do material superiores aos materiais sinterizados no estado sólido (PETZOW; KAYSSER,1990).

A densificação, durante a sinterização da fase líquida, é baseada no rearranjo e mudança de forma dos constituintes sólidos. A homogeneização química é rápida durante a sinterização da fase líquida devido à presença de caminhos de difusão rápidos fornecidos pela fase líquida entre as partículas sólidas. A contração e a homogeneização são aceleradas ainda mais pelo crescimento normal e anormal dos grãos. A sinterização em fase líquida é aplicada a uma ampla variedade de sistemas para diversos fins. Dois tipos principais de produtos finais podem ser obtidos: peças com densidade completa ou quase teórica, grãos finos e uma microestrutura multifásica homogênea e peças estruturais com densidades na faixa de 80 a 90% da densidade teórica, mas dimensões finais bem previsíveis, portanto com baixos requisitos para tratamentos mecânicos pós-sinterização. Os materiais típicos sinterizados até a densidade total são ligas de metais pesados e metais-duros. A maioria dos produtos é sinterizada até a densidade total, portanto, essa técnica é preferida para materiais de sinterização que são difíceis de fabricar. Vários eventos ocorrem para remover a porosidade e ligar o sólido a um esqueleto sinterizado (GERMAN, 2014; PETZOW; KAYSSER,1990; GERMAN, 1985).

Existem vários parâmetros importantes para a densificação completa durante a sinterização em fase líquida; quantidade ideal de líquido, alta solubilidade do sólido no líquido e molhabilidade completa entre as partículas sólidas e líquidas. O processo de densificação e sinterização é geralmente dividido em quatro estágios: a) estágio de aquecimento: sinterização inicialmente estado sólido; b) estágio inicial: rearranjo; c) estágio intermediário: reprecipitação da solução; d) estágio final: estado sólido (PETZOW; KAYSSER,1990; GERMAN, 1985).

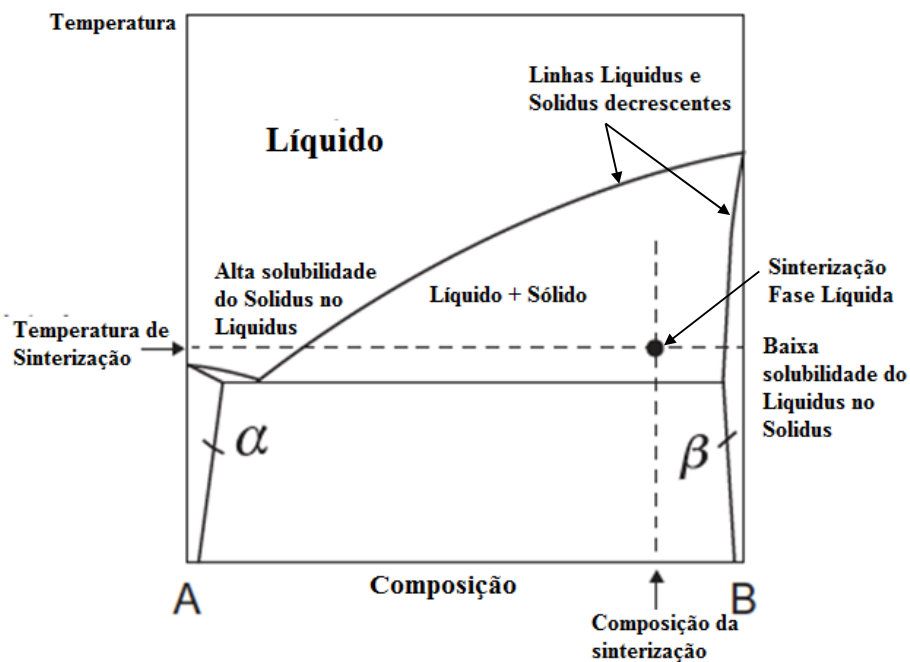
A fase de sinterização líquida geralmente começa com pós mistos ou moídos. A composição de sinterização e a temperatura são selecionadas com base no diagrama de fases, conforme exemplo na Figura 25. Atributos favoráveis são um aumento na solubilidade sólida no fundido recém-formado, solubilidade sólida no líquido, mas baixa solubilidade no sólido, e diminuição das temperaturas *liquidus* e *solidus* com maior teor de aditivo. À medida que as taxas de difusão aumentam com a temperatura de fusão, a diminuição na temperatura de fusão dá uma melhoria substancial na

sinterização. Temperaturas mais altas desempenham um papel duplo no aumento da quantidade de líquido e taxa de difusão, portanto a temperatura é um parâmetro de controle crítico. Mais líquido ajuda na densificação, mas o excesso de líquido causa distorção (GERMAN, 2014; BATALHA, 1987).

Durante o aquecimento ocorre um rearranjo da microestrutura, conduzindo no estado sólido para um maior contato entre os carbonetos e a retração do sistema. O ligante se espalha sobre os carbonetos, molhabilidade, e aumenta a distribuição homogênea do ligante nas superfícies do metal-duro, melhorando a sinterização. Molhabilidade suficiente pode ser alcançada não apenas com Co, mas também para ligantes alternativos, como Ni e Fe. A consolidação final de um material completamente denso geralmente acontece a temperaturas em que o ligante é fundido e as forças capilares puxam as partículas de WC em conjunto. Dependendo da fração líquida, a densificação total pode exigir a sinterização por pressão para evitar a porosidade residual. A dissolução de pequenas partículas de WC e a consequente reprecipitação em partículas de WC maiores durante a sinterização em fase líquida leva ao aumento da microestrutura. Embora tal crescimento, às vezes seja benéfico, deve ser minimizado na maioria dos casos. O tamanho final de grão dos metais-duros sinterizados depende da distribuição inicial do tamanho do pó do WC e do tempo e temperatura de sinterização (GERMAN, 2014; WALBRUHL, 2017).

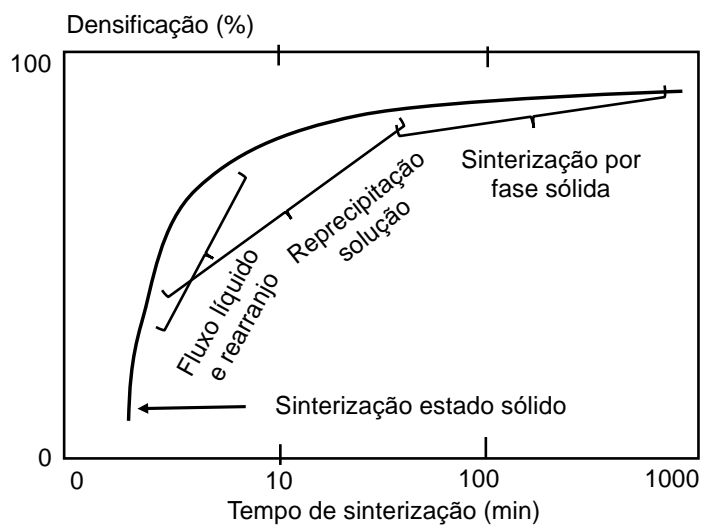
A trajetória de densificação consiste em sobreposição de estágios, conforme ilustrado na Figura 26. A densificação inicialmente ocorre por sinterização no estado sólido durante o aquecimento. A densificação segue rápida com a formação de fusão. À medida que o líquido se espalha, a reprecipitação da solução torna-se ativa. Finalmente, quando a densidade total é atingida, a sinterização de esqueleto sólido é dominante. A sequência de eventos durante a sinterização da fase líquida depende do volume do líquido. Se não houver líquido, somente ocorre a sinterização no estado sólido. Com um alto teor de líquido, o sistema adensa-se assim que o líquido se forma e flui para preencher os poros. Entre esses extremos, conforme representado na Figura 24, ocorre uma sequência de etapas (GERMAN, 2014; BATALHA, 1987).

Figura 25 – Diagrama de fase binária hipotético: características favoráveis para a sinterização de fase líquida para o componente B através da adição do componente A



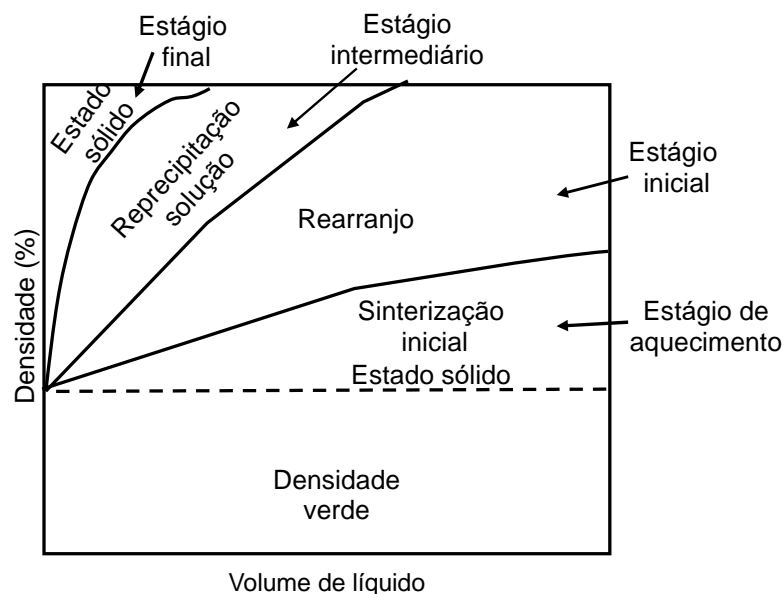
Fonte: adaptado de Walbruhl (2017)

Figura 26 – Esquema dos eventos sobrepostos na sinterização por fase líquida



Fonte: adaptado de German (2014)

Figura 27 – Mapa da densificação e interação do conteúdo líquido para determinar os eventos de densificação



Fonte: Adaptado de German (2014)

2.4.2 Atmosfera de sinterização

Quase todos os metais de importância técnica reagem com o gás da atmosfera circundante, mesmo em temperatura ambiente, porém mais ainda quando tratados em temperaturas mais altas. A atmosfera de sinterização é um fator de processamento final importante para a sinterização em fase líquida. A atmosfera protege contra a contaminação da superfície durante a sinterização. Além disso, uma função de limpeza é desejada da atmosfera para remover filmes (por exemplo, óxidos) para um rápido fluxo de fusão. As atmosferas empregadas na operação de sinterização, portanto, têm como objetivos impedir a entrada de ar no forno, fornecendo proteção contra a oxidação e reoxidação dos pós de metal sinterizado e facilitar a remoção de lubrificantes nos compactados, reduzir os óxidos presentes na superfície dos pós, fornece elementos químicos ao material sinterizado e transmitir de modo uniforme e eficiente o calor. (UPADHYAYA, 2002; KNEWITZ, 2009; GERMAN, 1985).

Em muitos sistemas, as melhores densificações e propriedades foram obtidas com a sinterização a vácuo. O gás pode ficar preso nos poros à medida que o líquido flui e pode estabilizá-los. Atmosferas residuais podem ficar presas nos poros que vedam durante o fluxo de líquido. Tais atmosferas aprisionadas inibem a densificação total.

A sinterização em uma atmosfera inerte ou insolúvel é mais prejudicial por esse motivo. Além da estabilização dos poros, a atmosfera desempenha um papel na redução de filmes de superfície que podem alterar os ângulos diédricos ou de molhabilidade. No entanto, muitas vezes é necessária uma atmosfera de sinterização para manter um equilíbrio químico ou para reduzir o óxido (UPADHYAYA, 2002; KNEWITZ, 2009; GERMAN, 1985).

A utilização de atmosferas deve ser empregada levando-se em consideração as possíveis reações químicas que possam ocorrer entre esta e o produto a ser sinterizado, em toda a gama de temperaturas e pressões.

2.4.3 Técnicas de sinterização

2.4.3.1 Sinterização em vácuo ou com baixa pressão de gás

A sinterização é geralmente realizada em vácuo ou em um ambiente de baixa pressão de gás. Utiliza-se para o segundo caso, uma atmosfera de um gás inerte. Em ambos os casos, o objetivo é o de reduzir a porosidade e suprir um ambiente limpo de sinterização (ausência de O_2). Pois vários fatores podem influenciar a sinterização tais como impurezas, falta de homogeneização do lubrificante, pressão insuficiente de compactação, remoção de gases, insuficiente densificação, dentre outros. A sinterização em vácuo ou sob baixa pressão (até 0,1 MPa) é adequada para um alto nível de densificação, com pequena ou nenhuma porosidade aparente (NORTH, *et al.*, 1991 *apud* RODRIGUES, 2000). A maior parte da sinterização a vácuo é sobre metais reativos que são altamente suscetíveis à formação de hidretos, nitretos ou óxidos em atmosferas gasosas. Carbonetos metálicos refratários, aços inoxidáveis, berílio, titânio, zircônio, tântalo, nióbio, vanádio, tório, urânio e cermets são os melhores exemplos para sinterização a vácuo (UPADHYAYA, 2002).

O vácuo tem a flexibilidade e o controle no ciclo térmico, especialmente no ciclo de aquecimento, isto porque é um processo por lote e não contínuo. Baixas taxas de aquecimento são indispensáveis, seguidas de manutenção a uma temperatura intermédia para obter peças de ótima qualidade quando são utilizados TiC, TaC e NbC como aditivos. Essas taxas de aquecimento permitem que o tempo seja suficiente para que ocorram reações de C-O, assim como para abrir poros e para que o CO_2

escape. Se a temperatura aumenta muito rapidamente, então o gás fica aprisionado e, conseqüentemente, forma poros (KLEIN, 1992 *apud* SAVI, 2011).

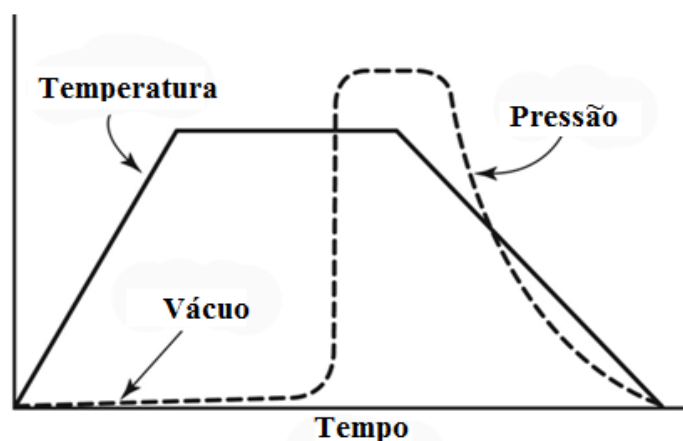
2.4.3.2 SinterHip (sinterização com compactação sob pressão a quente)

Segundo German (2014), a sinterização tem dificuldade em densificar materiais que naturalmente resistem a altas temperaturas. Normalmente, a força motriz da sinterização vem da energia da superfície associada a pequenas partículas. Uma pressão externa aumenta a força motriz, proporcionando uma densificação mais rápida. Assim, a sinterização assistida por pressão é um meio de densificar materiais que são normalmente resistentes à sinterização.

Atualmente, onde é necessário alto desempenho de materiais avançados, em aplicações de engenharia, os pós-metálicos e cerâmicos devem ser não porosos (densidade total). As principais tecnologias de consolidação a quente atualmente aplicadas na indústria para consolidação de pós são prensagem a quente, *Hot Pressing – HP*; prensagem isostática a quente, *Hot Isostatic Pressing – HIP*; extrusão de pó e forjamento de pó, *Powder Extrusion and Powder Forging*. (BOSE; ANIMESH, 2002). Nas indústrias de metal-duro, outra técnica tem sido usada comercialmente chamada SinterHip. Uma das principais inovações da indústria nas últimas duas décadas é o processo SinterHip. Ele é um método de consolidação termal para metal-duro, em que a aplicação simultânea de calor e pressão (3 a 10 MPa) consolida completamente o carboneto durante o processo de sinterização. Após o processo de sinterização a vácuo, o gás argônio é introduzido no forno à temperatura de sinterização para reduzir ainda mais a porosidade e garantir a qualidade do material de ferramentas de metal-duro de alto desempenho e outras peças sinterizadas. Isso resulta em um produto que contém pouca ou nenhuma porosidade, produzindo assim um componente o mais próximo possível da densidade teórica possível (GERMAN, 2014; FANG; KOOPMAN, 2014).

Após a sinterização a vácuo, o forno de sinterização é preenchido com gás pressurizado para que possa ajudar na densificação final do material. Um ciclo típico de uma sinterização assistida por pressão é mostrado esquematicamente na Figura 28.

Figura 28 – Diagrama esquemático do ciclo do processo de sinterização assistida por pressão



Fonte: Adaptado de German (2005)

2.4.4 Porosidade

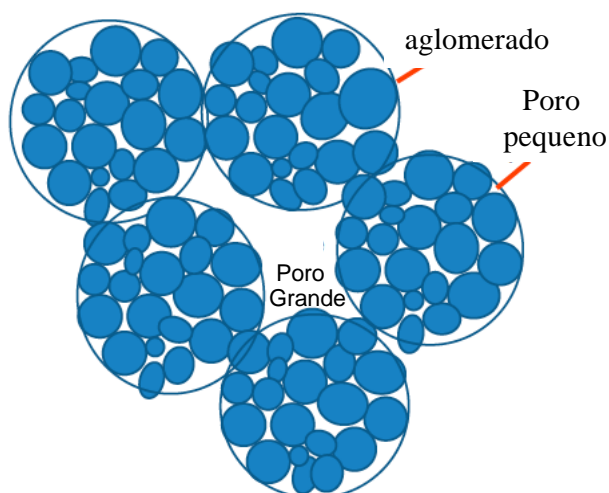
Os poros são uma parte inerente da sinterização em fase líquida. Os poros estão presentes no pó compactado como vazios entre partículas. Além disso, os poros podem resultar de distribuição desigual do líquido, eventos de difusão desequilibrados (efeito Kirkendall), reações com o vapor e espalhamento capilar do líquido após a fusão. A porosidade, ou espaço vazio, é caracterizada por uma quantidade, tamanho, forma e distribuição em todo o compacto. Como não há massa associada à porosidade, ela é simplesmente tratada como uma fração ou porcentagem do corpo. Assim, um componente sinterizado com 80% de densidade tem 20% de porosidade. A densidade fracionária e a porosidade fracionária somam a unidade. Nos casos que envolvem fases líquidas durante a sinterização, três fases estão presentes: sólido, líquido e porosidade. A densidade fracionária nesses casos é a soma das porções sólida e líquida. Densificação é a mudança na porosidade da sinterização dividida pela porosidade inicial. Se todo o espaço poroso for eliminado durante a sinterização, a densificação será de 100%. É um conceito útil ao comparar sistemas de diferentes densidades teóricas ou porosidades iniciais (GERMAN, 2014; GERMAN, 1985).

A porosidade influencia de forma direta na resistência mecânica e na dureza dos metais-duros, pois os metais-duros devem apresentar estruturas com porosidade residual uniforme para assim garantir propriedades mecânicas e densidade compatíveis com a aplicação, já que a porosidade influencia diretamente na densidade

do metal-duro. Para metais-duros WC-Co, a densidade aparente deve ser próxima de 99,5% da densidade teórica, no processo de sinterização convencional (LIMA, 2017).

A forma dos poros varia rapidamente durante a sinterização da fase líquida. Na primeira etapa, os poros são irregulares. Mais tarde, eles formam uma rede cilíndrica e finalmente atingem uma forma esférica. A rede de poros decompõe-se a partir de formas cilíndricas interconectadas complexas à medida que ocorre a densificação. Com aproximadamente 8% de porosidade, espera-se que os poros cilíndricos se encaixem em formas esféricas mais estáveis. O tamanho médio dos poros muda pouco durante a sinterização, enquanto a porosidade diminui e o tamanho dos grãos aumenta. O número de poros diminui para acomodar a densificação, mas o tamanho médio dos poros é relativamente resistente a mudanças, enquanto a densidade aumenta. No entanto, se a estrutura inicial dos poros não for homogênea, a estrutura diverge para formar poros grandes e estáveis. Os poros grandes entre os aglomerados contrastam com os poros menores dentro dos aglomerados, conforme esboçado na Figura 29.

Figura 29 – Formação de poros bimodais



Fonte: Adaptado de German (2014)

Os poros menores são eliminados no início da sinterização, mas os poros inter-aglomerados maiores resistem à sinterização. A compactação adequada de um pó aglomerado é necessária para garantir que ambas as estruturas de poros tenham tamanho semelhante. A porosidade pode ser minimizada, controlando variáveis como

pressão de compactação, temperatura e tempo de sinterização, tamanho e forma de partículas do pó, mistura e moagem (GERMAN, 2014; FANG; KOOPMAN, 2014; GERMAN, 1985).

Ao sinterizar à vácuo, o poro é essencialmente uma coleção de vazios. Um poro pequeno tem uma concentração local maior de vazios e, quando aquecidos, estes vazios difundem-se para limites de grãos, superfícies livres ou outras interfaces, onde são aniquilados. Os poros menores encolhem com o tempo, mas os poros maiores crescem. Quando o gás fica preso nos poros, a pressão do gás retarda a eliminação dos poros (GERMAN, 2014).

Poros dificilmente podem ser completamente evitados pela sinterização normal. Obviamente, os poros advindos de causas diferentes têm aparências diferentes, e uma gama completa de formas e tamanhos pode existir em graus mal produzidos. A prensagem a quente isostática foi introduzida para reduzir a porosidade residual durante os anos mil novecentos e setenta e teve sucesso comprovado nos casos em que poros grandes são especialmente prejudiciais (EXNER, 1981).

Na norma B276-05 (reaprovada em 2015), método de teste padrão para porosidade aparente em metal-duro, o termo “porosidade aparente” é entendido como significando todas as microestruturas observadas sobre uma superfície adequadamente preparada, não atacada, incluindo estruturas resultantes de carbono não combinado, inclusões não metálicas etc. e porosidade inerente. Para ajudar os usuários a especificar o nível máximo aceitável de porosidade, este método de teste ilustra uma ampla gama de níveis de porosidade para cada um dos três tipos de porosidade. Este método de teste não se destina a ser usado como uma especificação, mas os níveis mostrados na norma podem ser citados nas especificações escritas por produtores e usuários de metal-duro. Há três tipos de classificação na norma, Tipo A, Tipo B e Tipo C sendo que:

- Tipo A: poros $\leq 10 \mu\text{m}$ analisados com uma ampliação de 200x - Figura 30;
- Tipo B: poros na faixa de >10 a $\leq 25 \mu\text{m}$ analisados com uma ampliação de 100x - Figura 31;
- Tipo C: porosidade resultante do carbono não combinado analisados com uma ampliação de 100 ou 200x - Figura 32.

Figura 30 – Classificação das porosidades Tipo A

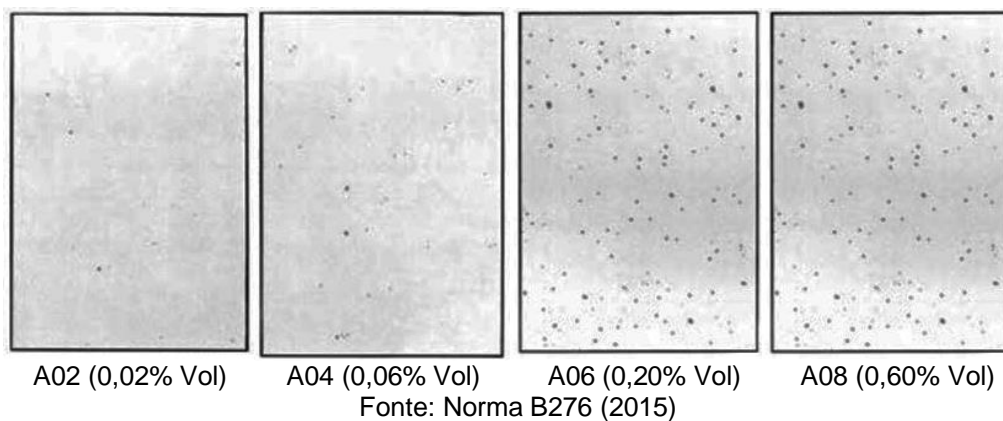


Figura 31 – Classificação das porosidades Tipo B

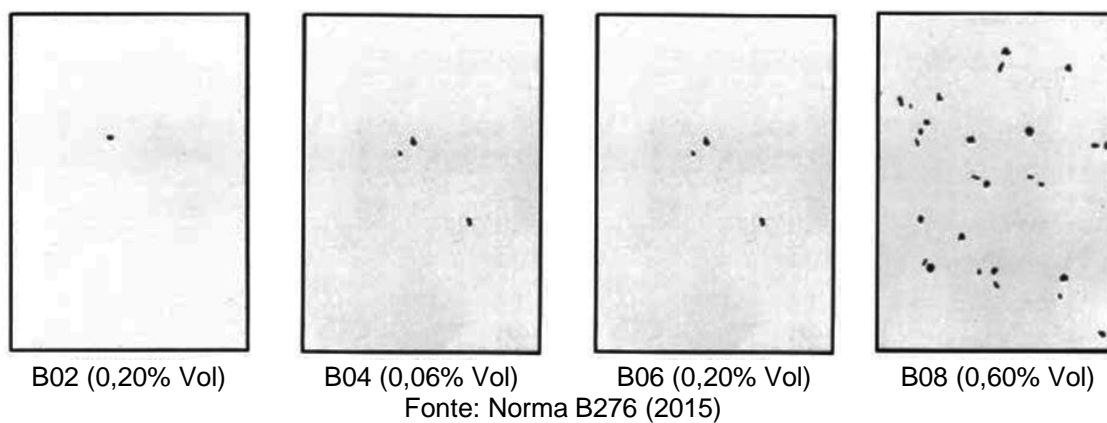
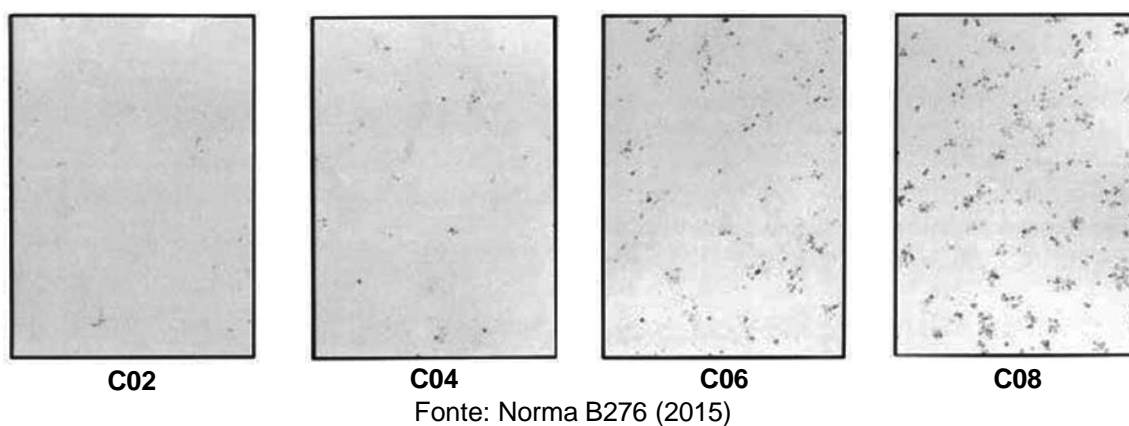


Figura 32 – Classificação das porosidades Tipo C



2.4.5 Metal aglomerante alternativo

2.4.5.1 Fase Ligante

A fase de ligante metálico difere do metal puro em muitos aspectos. É sempre ligado com tungstênio e carbono e, portanto, quando uma fase ligante de cobalto é

mencionada, é, na verdade, uma liga Co-W-C. Outros constituintes do metal-duro também adicionarão elementos de liga ao ligante. O tamanho de grão da fase ligante é, geralmente, da ordem de 1 μm (WEIDOW; ANDRÉN, 2010), mas o caminho livre médio é somente da ordem de 0,1-1 μm devido à presença dos grãos de carboneto (ROEBUCK *et al.*, 1990).

O comportamento do ligante é considerado como sendo um compromisso entre efeitos que tendem a aumentar a resistência, efeitos que reduzem a plasticidade e aumentam a dureza. Este compromisso se expressa melhor pela tenacidade do ligante (SANTOS, 1990).

O ligante nos metais-duros é a fase que mais exigências deve atender. As principais características são: baixo custo, boa dureza a frio, manutenção da dureza a quente, ponto ou intervalo de fusão compatível com as temperaturas de sinterização e de trabalho do metal-duro, dureza associada a uma relativa plasticidade, alta resistência ao desgaste, possibilidade de ser transformado em pó bem fino (até no máximo 1,5 μm), alta molhabilidade no estado líquido (ângulo de molhabilidade próximo de zero nas temperaturas de sinterização), grandes tensões superficiais do líquido na temperatura de sinterização, possibilidade de endurecimento adequado quando receber os elementos presentes das fases duras (SANTOS, 1990).

Cobalto: é a fase ligante mais comum em ferramentas de metal-duro com base em carboneto de tungstênio como fase dura. Uma das grandes vantagens do cobalto é que a molhabilidade entre ele e carboneto de tungstênio é quase perfeita, o que torna possível obter facilmente estruturas densas, além de poder manter em solução sólida altos teores de W em sua estrutura, o que possibilita a sinterização em temperaturas menores (EXNER, 1979; SANTOS, 1990). O cobalto também se apresenta com elevada dureza após o processo de sinterização, fato que colabora positivamente para resistência ao desgaste para aplicações com altas cargas externas (SIGL; FISCHMEISTER, 1988). O cobalto puro existe em sua estrutura hexagonal compacta, HC, em temperatura ambiente e em cúbica de face centrada (alotrópico), CFC, a temperaturas elevadas, 722 K (EXNER, 1979). No entanto, em metais-duros a fase ligante é geralmente na estrutura CFC metaestável após a sinterização, que é estabilizada por tungstênio dissolvido no ligante (EXNER, 1979; UPADHYAYA, 2001).

Uma dificuldade na fabricação de metal-duro é o controle do teor de carbono. O cobalto é vantajoso devido à faixa relativamente larga de teores de carbono que dão a composição da fase do material final, comumente chamado de janela de carbono. A possibilidade de solução de carbono no cobalto resulta numa menor temperatura de fusão deste ligante facilitando o processo de sinterização. Com teor de carbono muito baixo, os carbonetos de fase η frágil, M_6C e $M_{12}C$, são formados e o metal-duro terá dureza alta, mas será muito quebradiço (EXNER, 1979). Com um teor de carbono muito alto, formar-se-ão carbono ou grafita livre, conseqüentemente, o metal-duro terá dureza muito baixa, não sendo possível sua utilização como material de ferramenta de corte (EXNER, 1979). Dentro da janela de carbono, o material consiste nas duas fases, de carboneto de tungstênio e ligante metálico.

Durante o processo de fabricação, o pó de cobalto metálico tem sido associado a doenças pulmonares e a um risco aumentado de câncer de pulmão, se inalado. Somado a isto, o alto custo e a constante valorização do preço do minério, uma consequência do fato de ser amplamente extraído em áreas que foram afetadas por conflitos, tem motivado a busca por material mais barato (MIDTGARD; BINDERUP, 1994; PRAKASH *et al.*, 1980; WOYDT; MOHRBACHER, 2014; WOYDT *et al.*, 2016; FRANCO *et al.*, 2015; TOLLER, 2017; FERNANDES *et al.*, 2020; MIRANDA *et al.*, 2021). Embora eficaz para a ligação de WC, o cobalto tem suas limitações. Tem uma temperatura de fusão relativamente baixa e dureza quente limitada e, portanto, se degrada rapidamente em condições de usinagem de alta velocidade. É corrosivo e oxida sob certas condições. Portanto, outros metais ligantes, além do Co, foram investigados e encontraram vários usos com carbonetos e nitretos. Por exemplo, carboneto e nitreto de titânio (TiC, TiN) a molhabilidade é melhor com níquel (Ni) como ligante do que com Co (WALDORF *et al.*, 2008). Portanto, é importante investigar ligantes alternativos como uma solução possível.

2.4.5.2 Ligantes alternativos

Várias outras alternativas têm sido pesquisadas a partir de metais e ligas para substituir o cobalto como ligante. Existem várias motivações para obter um ligante alternativo. As possibilidades de alcançar melhor desempenho têm sido uma motivação constante para experimentar novas composições (WOYDT; MOHRBACHER, 2014; PRAKASH *et al.*, 1980; HUANG *et al.*, 2018; TOLLER, 2017;

LAMIN *et al.*, 2010; FERNANDES *et al.*, 2020). Segundo Penrice (1987), as alternativas para a substituição do cobalto por outro metal podem ser discutidas em três categorias: substituição completa, substituição parcial e adições ou modificadores. Os dois primeiros grupos são principalmente substituições motivadas por considerações econômicas; o último grupo destina-se à modificação técnica. A substituição completa pode ser realizada por: níquel, níquel-alumínio, ferro e rutênio.

Níquel: o níquel tem recebido maior atenção como uma alternativa ao ligante cobalto. A sua estrutura e as suas propriedades são semelhantes e o parâmetro de rede de níquel CFC, cúbica de face centrada, é apenas ligeiramente menor do que CFC cobalto. As principais diferenças são (i) o cobalto CFC é metaestável e pode se transformar em hc (hexagonal compacta) e (ii) o cobalto é muito mais fortemente magnético (FERNANDES; SENOS, 2011). Pode-se esperar que a estrutura CFC seja mais dúctil e com um coeficiente de encruamento menor, para absorver uma menor energia no processo de moagem de pó do que o cobalto com a estrutura HC. Na prática, a densificação completa de ligas a base de níquel é mais difícil de se alcançar e isso pode ser causado em parte pelas forças motrizes mais baixas no estágio de sinterização e associadas à menor absorção de energia no processo de moagem (PENRICE, 1987). O níquel é um material ligante usado quase exclusivamente em peças de matriz e desgaste devido à sua boa resistência à corrosão (FERNANDES; SENOS, 2011).

O ponto de fusão do níquel a 1455 °C é sensivelmente menor do que o do cobalto a 1495 °C; no entanto, para obter uma densificação satisfatória, é necessário aumentar o tempo de sinterização e a temperatura (FERNANDES; SENOS, 2011). Isso leva a uma tendência de coletar carbono dos fornos a vácuo de grafite, levando à precipitação de grafite. Isso pode ser minimizado pela preparação de pós com teor de carbono abaixo do normal (PENRICE, 1987). A pressão de vapor mais alta do níquel (dez vezes a do cobalto) na temperatura de sinterização também causa uma perda considerável do ligante de níquel e, portanto, é necessário controlar a pressão de trabalho. A perda de níquel na prática foi relatada como sendo 10% em peso ou mais em temperaturas de sinterização (PENRICE, 1987).

Os metais-duros ligados ao níquel são, na maioria dos casos, não-magnéticos e só podem ser avaliados metalograficamente. A resistência destes metais-duros pode ser

influenciada pelo uso de técnicas de ligas metalúrgicas, tais como fortalecimento da solução sólida ou endurecimento por dispersão. Portanto, além de uma combinação adequada de dureza e resistência, os metais-duros usados nessas condições também requerem boa resistência à oxidação e à corrosão (PRAKASH, 1980; 2014).

Na Tabela 3 é apresentada a comparação das propriedades básicas físico-mecânicas entre o cobalto e níquel.

Tabela 3 – Propriedades básicas físico-mecânicas

Propriedades físico-mecânicas	Co	Ni
Densidade (g/cm ³)	8,85	8,90
Ponto de fusão (°C)	1495	1455
Temperatura de ebulição (°C)	2927	2913
Dureza (HV)	140-250	64
Condutividade térmica (W/m.K)	69,04	82,9
Condutividade elétrica (% IACS)	25,2	27,6
Módulo de elasticidade (GPa)	211	207
Resistência a tração (MPa)	800-875	317
Módulo de cisalhamento (GPa)	82	76
Coefficiente de Poisson	0,31	0,31
Estrutura cristalina	HC/CFC*	CFC

*Co é um elemento alotrópico

Fonte: ASM - Specialty Handbook - Nickel, Cobalt, and Their Alloys (2000).

O ferro como ligante não ganhou muita aceitação industrial devido a sua tendência de formar martensita durante o ciclo de resfriamento no processo de sinterização (GARCIA *et al.*; 2019).

Garcia *et al.* (2019) faz uma revisão sobre as pesquisas que foram e que estão sendo realizadas na substituição total ou parcial do cobalto como ligante. Estes estudos estão sendo realizados devido, principalmente, à toxicidade no processo de obtenção do cobalto e à crescente demanda deste para a indústria de veículos elétricos.

Ligante Fe-Ni-Co: a composição de um ligante com estes três elementos pode ser interessante para a indústria de metal-duro em aplicações que são necessárias uma melhor resistência à fadiga e tenacidade. Porém, a adição de Fe reduz a "janela de carbono" permitida (região WC-ligante livre de fase η e grafita) tornando mais difícil ajustar o balanço de carbono da liga para evitar defeitos na microestrutura final.

Ligante reforçado por precipitação: alguns experimentos foram realizados (JONSSON, 1980 *apud* GARCIA *et al.*, 2019) realizando tratamento térmico no metal-duro com o teor de carbono subestequiométrico. Estes tratamentos térmicos foram

realizados com o objetivo de precipitar nanopartículas do tipo Co_3W na fase de ligante para melhorar o comportamento de dureza e tenacidade dos metais-duros para aplicações de mineração. A precipitação de nanopartículas dispersas no ligante atua como uma barreira para o movimento de deslocamento, aumentando a resistência do ligante durante a deformação.

Ligas de alta entropia: investigações sobre o uso de ligas de alta entropia em metais-duros (em inglês a sigla HEA – *High Entropy Alloys*) estão ganhando atenção. A atratividade do HEA decorre da maximização do endurecimento da solução sólida, bem como do aumento da estabilidade química das fases ligante e carboneto. Sua principal característica é a presença de uma única fase de solução sólida, geralmente CCC ou CFC, devido ao uso de cinco ou mais elementos diferentes.

Para os metais-duros, o conceito de HEA tem sido aplicado principalmente à fase de ligante metálico, onde os principais elementos foram selecionados como Fe, Ni, Co e Cr, bem como W, que se dissolverá no ligante durante a sinterização e, ocasionalmente, V e Mn. Além disso, o carboneto cúbico ou fase γ do carbonitreto, se presente, também pode constituir uma solução sólida multicomponente, contendo, por exemplo, Ti, Ta, Nb, Cr e W, além de C e N.

Considerando os cermets HEA (OBRAS *et al.*, 2017 *apud* GARCIA *et al.*, 2019), as propriedades mecânicas relatadas até agora indicam uma fragilidade considerável, com valores de tenacidade à fratura baixos ($4\text{-}7 \text{ MPam}^{1/2}$) com um teor de ligante de 20% em peso e uma dureza na faixa de 700-1300 HV_5 . Porém, para metais-duros as propriedades mecânicas foram mais promissoras de suas ligas HEA-WC (LINDER, 2016 *apud* GARCIA *et al.*, 2019). A 20% em peso de ligante HEA, a tenacidade à fratura obtida foi em torno de $17,4 \text{ MPam}^{1/2}$. Isso indica que fases deletérias podem ser evitadas.

Ligantes Ni-Al, Fe-Al e Ru: compostos intermetálicos como fase ligante, por exemplo, Ni_3Al ou Fe_3Al são ligantes potenciais para metais-duros.

O Ni_3Al é um componente comum em superligas à base de Ni para aplicações de alta temperatura, uma vez que as arestas das ferramentas de corte estão sujeitas a altas temperaturas durante a usinagem, é interessante explorar as propriedades do Ni_3Al como ligante. Em experimentos realizados (LONG *et al.*, 2017 *apud* GARCIA *et al.*,

2019) concluíram que a dureza a quente de metais-duros com fase ligante reforçada com Ni_3Al é maior do que carbonetos cimentados convencionais à base de Co; e que os precipitados de Ni_3Al podem conter o desgaste rápido ao manter os grãos de WC firmemente e evitar o desprendimento durante a degradação por desgaste.

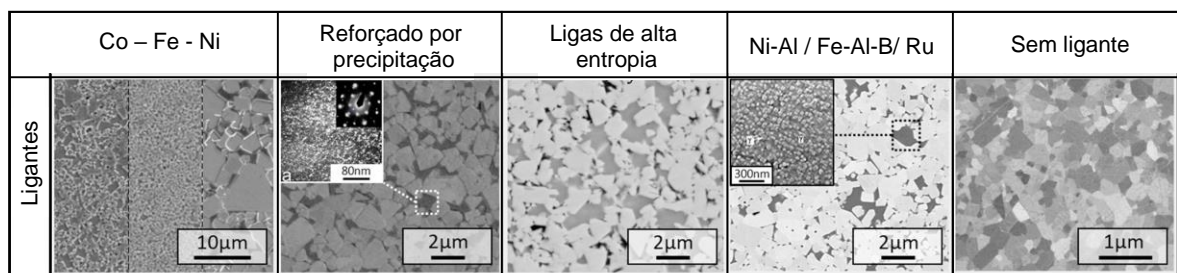
Os aluminetos de ferro possuem alta dureza e alto módulo de elasticidade e são, portanto, materiais promissores para aplicações tribológicas em ambientes agressivos. Os aluminetos de ferro exibem uma maior resistência ao desgaste em altas temperaturas do que a maioria dos outros sistemas de ligantes, como cobalto, aluminetos de níquel ou aço inoxidável 304. Além disso, o WC tem molhabilidade suficiente com FeAl (LIU *et al.*, 2017; JOHNSON *et al.*, 1990; SCHNEIBEL *et al.*, 1997 *apud* GARCIA *et al.*, 2019). Estudos realizados indicam que o WC-FeAl tem uma maior resistência ao desgaste do que o WC-Co. Entretanto, esses compósitos tiveram menor tenacidade à fratura do que os carbonetos cimentados WC-Co devido à baixa ductilidade do ligante FeAl (MOSBAH *et al.*, 2005 *apud* GARCIA *et al.*, 2019). A ductibilidade pode ser aumentada com adições de boro (WC-Fe-Al-B) que reduz o tamanho do grão do WC, aumenta a tenacidade, bem como a resistência ao desgaste à temperatura ambiente em comparação com WC-Co convencionais. Esta liga, WC-FeAl-B, apresentou-se como ligante alternativo para aplicações de desgaste corrosivo (RAD *et al.*, 2012 *apud* GARCIA *et al.*, 2019).

Os carbonetos cimentados WC-Co-Ru são estabelecidos na indústria de corte. Adicionar rutênio a um carboneto cimentado WC-Co aumenta a dureza do metal-duro sem a perda de tenacidade. O endurecimento da ligante melhora a resistência à abrasão. A adição de Ru também melhora a resistência à corrosão do metal-duro. A melhoria das propriedades é devido ao endurecimento por precipitação da fase de ligante devido à formação de uma solução sólida de ligante Co e Ru com estrutura hexagonal estável em temperaturas mais altas em comparação com ligantes de Co (BONJOUR *et al.*, 1980; SHING *et al.*, 2001; POTGIETER *et al.*, 2011; LISOVSKII *et al.*, 2000 *apud* GARCIA *et al.*, 2019).

Metais-duros sem ligante: os chamados metais-duros sem ligantes consistem, essencialmente, apenas em materiais de fase dura, sem a presença de ligante metálico, exceto impurezas, que se originam do processamento do pó e/ou das matérias-primas. Devido à ausência de ligante, o metal-duro, pode ser polido para

uma rugosidade de superfície muito baixa e ser usado em microferramentas (micromolde e microdispositivos elétricos). Os metais-duros podem normalmente ser sinterizados até a densidade total em fornos a vácuo em temperaturas moderadas. Uma das principais diferenças no processamento de materiais sem ligante é, portanto, a necessidade de aplicar temperaturas e pressões muito mais altas para atingir a densidade total, uma vez que não há fase líquida durante o processo de sinterização. Alternativamente, um pó de WC muito fino pode ser usado para melhorar a sinterabilidade. Nesse caso, é necessário um controle rigoroso do crescimento do grão. Outra questão está relacionada ao teor de carbono, uma vez que a ausência de Co ou qualquer outro metal ligante, juntamente com a estequiometria extremamente estreita do WC significa que qualquer deficiência de carbono resultará em W_2C , enquanto um excedente resultará inevitavelmente em precipitados de grafita. A ausência de um ligante metálico reduz significativamente a tenacidade e a resistência à ruptura transversal. Portanto, os materiais sem ligantes são usados em aplicações onde a resistência à abrasão ou corrosão são de primordial importância. Isso inclui, em primeiro lugar, vedações mecânicas e peças deslizantes, sujeitas a grande desgaste e, às vezes, corrosão. (MUGINSTEIN *et al.*, 1998; NINO *et al.*, 2012 *apud* GARCIA *et al.*, 2019). Na Figura 33 é apresentado um resumo das microestruturas dos ligantes alternativos.

Figura 33 – Ligantes alternativos



Fonte: Adaptado de Garcia *et al.* (2019)

2.4.6 Diagrama de fase do metal-duro

Diagramas de fase de metais-duros foram estabelecidos para os sistemas ternários de W-C-M com M sendo Co, Fe, Ni e Cr. O sistema W-C-Co é o mais bem documentado com a investigação intensiva e a produção em grande escala de componentes de metal-duro dentro destas composições. Neste caso, as composições

de equilíbrio e estruturas de fase são razoavelmente conhecidas, enquanto para os outros sistemas, especialmente para W-C-Cr, esse conhecimento é mais limitado (FERNANDES; SENOS, 2011).

Diagramas de fase de sistemas com mais de três componentes também foram desenvolvidos para W-C-Fe-Ni, W-C-Fe-Al, W-C-Fe-Cr e W-C-Co-Fe-Ni, fixando a quantidade de um ou mais componentes. Portanto, as informações geralmente são restritas a uma ou duas porcentagens de ligante metálico, geralmente 10 e/ou 20% em peso, e a proporções constantes entre os componentes metálicos, mesmo para compósitos de metal-duro com aumento na produção industrial, como W-C-Co-Ni-Fe. Há também uma falta de informação sobre as composições da fase de equilíbrio e estruturas de fase relacionadas. Conseqüentemente, a pesquisa e o desenvolvimento tecnológico de metais-duros ainda são frequentemente realizados por ensaios, baseados em diagramas de fases de sistemas similares (FERNANDES; SENOS, 2011; GERMAN, 2014).

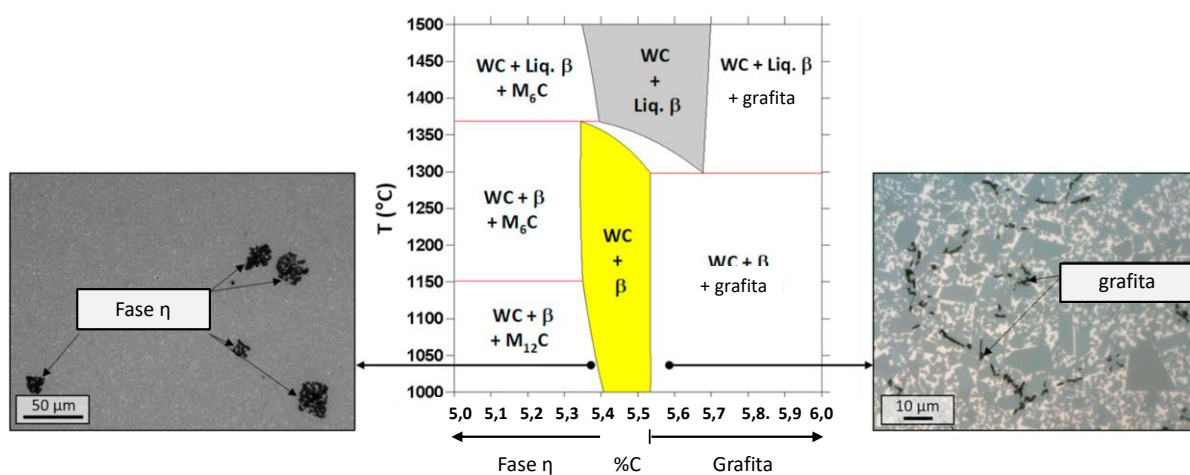
Novos ligantes para ferramentas de metal-duro estão sendo investigados (FERNANDES; SENOS, 2011; FRANCO *et al.*, 2015; GUILLERMET, 1989; HUANG *et al.*, 2018; HUANG *et al.*, 2015; PENRICE, 1987; PRAKASH *et al.*, 1980; RIBAS, 1991; SANTOS, 1990; TOLLER, 2017; WALBRUHL, 2017), tornando necessário o desenvolvimento de diagramas de fases relacionados. Esse conhecimento seria extremamente útil para orientar as composições e condições de processamento térmico e para atingir composições de fase que podem apresentar sinergias em termos de propriedades compostas. Os cálculos termodinâmicos podem prever informações sobre composição, fases e equilíbrio de sistemas multicomponente.

Qualquer que seja a composição do ligante, a composição final do material para obter as propriedades adequadas é a fase WC + CFC. Pode-se introduzir o termo “janela de carbono”, que é o domínio de duas fases WC + CFC, em resumo o intervalo de conteúdo de carbono que leva às fases desejadas.

O controle da atividade do carbono é de grande importância para evitar a precipitação de fases indesejáveis, como a fase η ou a grafita livre, devido ao conteúdo de carbono muito baixo ou muito alto, respectivamente. A fase η tende a diminuir a tenacidade do material, enquanto a grafita livre, alto teor de carbono, diminuem as propriedades

mecânicas. Portanto, esses dois domínios em cada lado da “janela de carbono” devem ser evitados porque prejudicam as propriedades mecânicas do material. A Figura 34 é mostrada uma isopleta no sistema WC-Co ilustrando as fases de equilíbrio estáveis e a janela estreita da fase desejada de WC e de ligante. A largura da janela de carbono também depende do elemento ligante escolhido (WALBRUHL, 2017; FERNANDES; SENOS, 2011; GERMAN, 2014; GARCIA *et al.*, 2019).

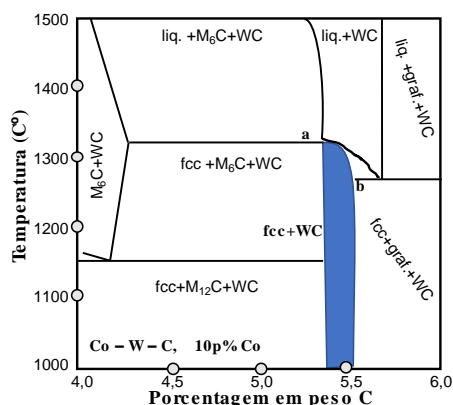
Figura 34 – Seção vertical do diagrama de fase de WC-10 p%Co



Fonte: Adaptado de Garcia *et al.* (2019)

O diagrama de fase, Figura 35, permite acompanhar o que ocorre a cada temperatura durante o resfriamento. O símbolo preenchido no eixo da composição representa o teor de carbono do sistema correspondente ao conteúdo de W e C na proporção estequiométrica para WC (5,5 p%C). Duas outras composições são indicadas pelas letras a e b. Elas correspondem aos teores mínimo e máximo de carbono das ligas que consistem, logo após a solidificação, de uma mistura de apenas CFC + WC, assumindo que não há segregação. Considerando a taxa de dissolução extremamente baixa da fase instável de M_6C após a solidificação, a e b são considerados como limites da região de teores de carbono favoráveis, em relação à ausência de grafita ou M_6C em compósitos sinterizados em condições de não equilíbrio (FERNANDES; SENOS, 2011).

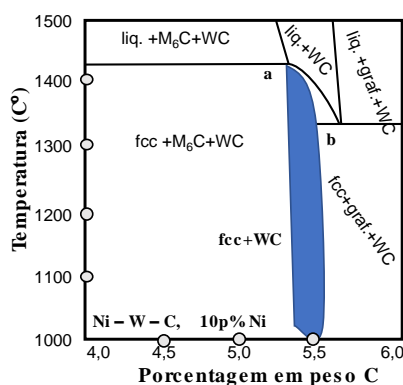
Figura 35 – Seção vertical do diagrama de fase W-C-Co - 10p%Co



Fonte: Adaptado de Fernandes; Senos (2011)

Comparando o diagrama de fases W-C-Ni, Figura 36, com a seção correspondente de W-C-Co, Figura 35, é possível examinar as consequências de uma substituição completa de Co por Ni. A largura da região do CFC/WC permanece essencialmente inalterada, mas a faixa de conteúdo de carbono favorável se move em direção a valores mais baixos, como pode ser visto por comparação com a composição estequiométrica. Além disso, a mudança de W-C-Co para W-C-Ni envolve um aumento apreciável nas temperaturas de equilíbrio dos pontos eutéticos e peritéticos. A substituição parcial de Co por Ni induz um aumento nas temperaturas de equilíbrio que dependem da relação Co:Ni. No entanto, de acordo com as conclusões de Guillermet (1989), os efeitos previstos na temperatura de equilíbrio sólido/ líquido permanecem relativamente pequenos, até a completa substituição de Co por Ni (FERNANDES; SENOS, 2011).

Figura 36 – Seção vertical do diagrama de fases W-C-Ni - 10 p% Ni



Fonte: Adaptado de Fernandes; Senos (2011)

Analisando as seções verticais do diagrama de fases das Figura 35 e 36, pode-se chegar às seguintes conclusões:

- a) Se o teor de carbono for menor que \underline{a} :
- acima da temperatura peritética, o líquido poderá estar em equilíbrio com a fase WC e a fase η ;
 - Se o teor de carbono estiver abaixo do ponto peritético, após o resfriamento, a fase η mantém-se na temperatura mais baixa, transformando-se na fase η' ;
 - Se o teor de carbono for estabelecido entre o ponto peritético \underline{a} , o líquido solidifica teoricamente em um ligante CFC.

No entanto, alguma fase η pode manter-se a partir da mistura WC-fase líquida–fase η , sendo que a composição da fase final será quase certamente WC-CFC-ligante- η .

- b) Se o teor de carbono estiver entre \underline{a} e \underline{b} :
- acima da temperatura peritética, o líquido estará em equilíbrio com o WC. Se a liga for resfriada não muito rápido, o líquido solidifica e forma um ligante CFC.
- c) Se o teor de carbono estiver for maior que \underline{b} :
- Se o teor de carbono for abaixo da composição eutética, acima da temperatura eutética, o líquido está em equilíbrio com o WC. Quando a liga é resfriada, o líquido solidifica em ligante CFC + grafita.
 - Se o teor de carbono for superior à composição eutética, acima da temperatura eutética, o líquido estará em equilíbrio com o WC e a grafita. Quando a liga é resfriada, o líquido solidifica em ligante CFC + grafita e a grafita mantém-se.

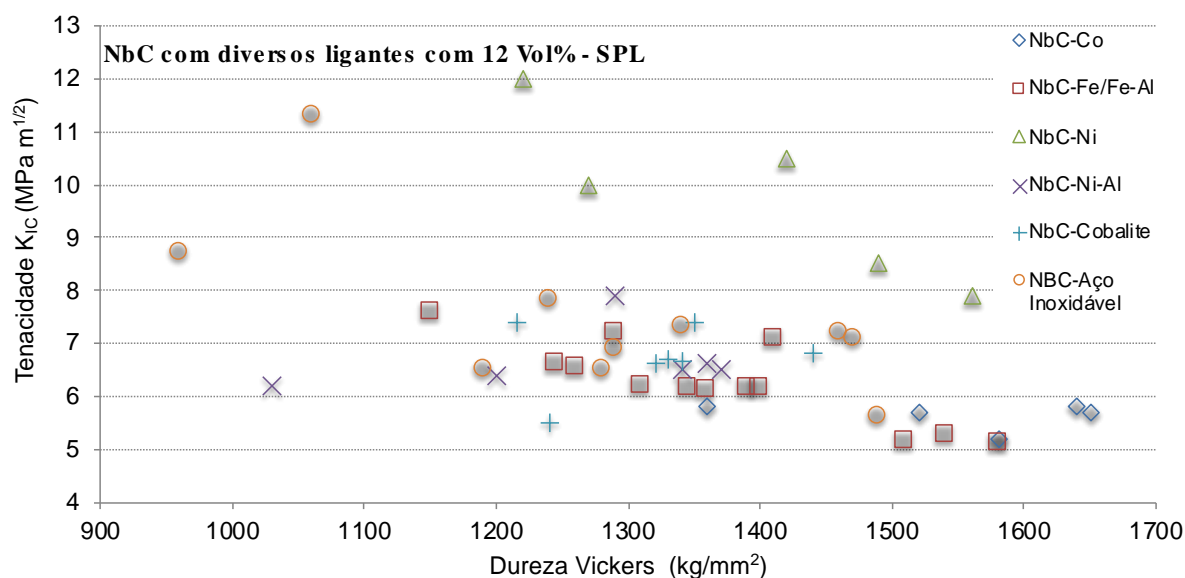
A análise realizada em relação à utilização do ligante alternativo, níquel, em substituição ao cobalto foi:

- A substituição de cobalto por níquel não altera a largura da região de duas fases, mas desloca-a para uma área de menor teor de carbono;
- Há um aumento apreciável da temperatura no equilíbrio de quatro fases: $L \leftrightarrow WC + \beta + C$.

2.5 NbC e seus ligantes

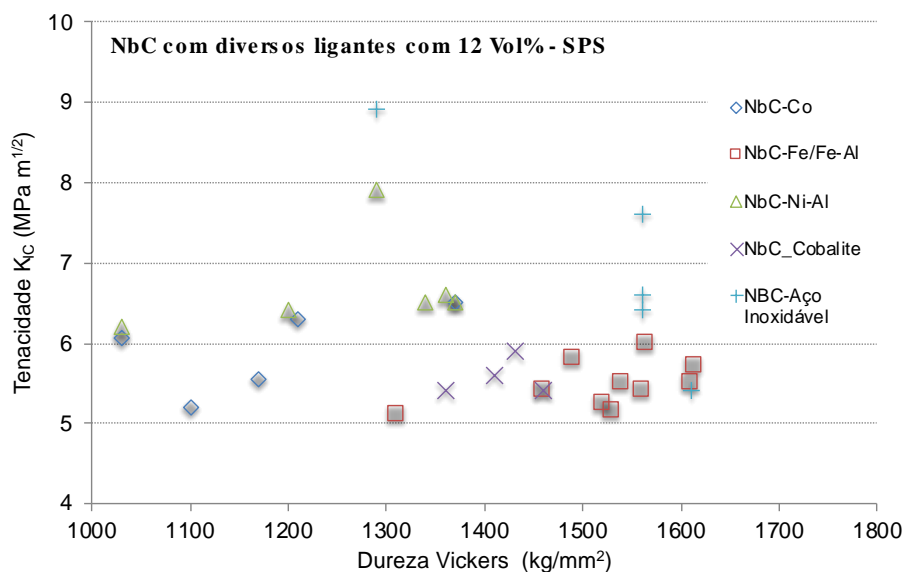
Foram realizados experimentos testando vários tipos de ligantes para serem utilizados no metal-duro à base de NbC (HUANG *et al.*, 2015; WOYDT; MOHRBACHER, 2014). As comparações foram realizadas entre o Co, Fe, Fe-Al, Ni, Ni-Al, Cobalite e aço inoxidável como ligante. Os processos de sinterização utilizados para este experimento foram a sinterização por fase líquida (SPL) e a sinterização por fase sólida (SPS) sendo o volume de ligante de 12%. Na Figura 37 e Figura 38 são apresentados os resultados da dureza (Vickers – kg/mm^2) em função da fratura a tenacidade (K_{IC}) e do processo de sinterização.

Figura 37 – Dureza x Tenacidade dos ligantes testados no metal-duro a base de NbC – SPL



Fonte: Adaptado de Huang *et al.* (2015); Woydt; Mohrbacher (2014)

Figura 38 – Dureza x Tenacidade dos ligantes testados no metal-duro a base de NbC – SPS



Fonte: Adaptado de Huang *et al.* (2015); Woydt; Mohrbacher (2014)

Comparando os resultados expressos na Figura 37 e na Figura 38, os autores chegaram às seguintes conclusões:

- Ligante Co:** maior dureza nos metais-duros NbC-Co processados com SPS e tenacidade comparável nos dois processos de sinterização (SPS e SPL);
- Ligante Fe/Fe-Al:** quanto maior a dureza, menor a tenacidade e a SPS com alta adição de Al em Fe levam a uma dureza melhorada. O teor de Al nos ligantes de Fe-Al influencia significativamente a dureza dos cermetes. Uma dureza Vickers (HV₁₀) de 1149 kg/mm² e tenacidade de 7,63 MPa.m^{1/2} foram obtidas no NbC-12 vol% Fe processado com SPL. Com o aumento do teor de Al para 25 e 50 em % no Fe-Al ligante, a dureza aumentou, respectivamente, para 1367 e 1518 kg/mm², enquanto a tenacidade correspondente diminuiu para 5,90 e 5,05 MPa.m^{1/2}. A tenacidade à fratura variou ligeiramente com o conteúdo de ligante e composição;
- Ligante Ni/Ni-Al:** os metais-duros NbC com Ni (Ni-Al) foram totalmente sinterizados e densificados, nos métodos de sinterização (SPL e SPS). A adição de Al em Ni melhora a dureza, mas diminui a tenacidade do NbC-12 vol% Ni. Com a adição de diferentes carbonetos na mistura NbC-Ni, tanto a dureza e tenacidade são aumentadas nestes metais-duros de NbC;

- d) **Ligante Cobalite:** neste ligante no processo SPS houve um aumento da dureza em relação ao processo SPL, porém com uma queda da tenacidade, ficando abaixo do $6 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$;
- e) **Ligante Aço inoxidável:** a sinterização no processo SPS resultou em um tamanho de grão NbC mais fino e de dureza melhorada, em comparação com a SPL. Óxidos residuais (Nb-O e Cr-O) foram observados nestes metais-duros.

Ainda de acordo com os autores, as conclusões gerais destes experimentos foram:

- Todos os metais-duros à base de NbC podem ser totalmente densificados, por SPS ou SPL;
- A dureza e tenacidade dos metais-duros de matriz NbC podem ser adaptadas, principalmente, pela composição de ligante;
- Todos os metais-duros investigados mostram uma tendência similar, quanto maior o valor de dureza, menor a tenacidade à fratura;
- O NbC ligado com Ni apresenta uma combinação promissora de propriedades mecânicas, alta dureza e alta tenacidade e pode ser facilmente sinterizado.

2.6 NbC-Ni como alternativa de metal-duro para ferramentas de corte

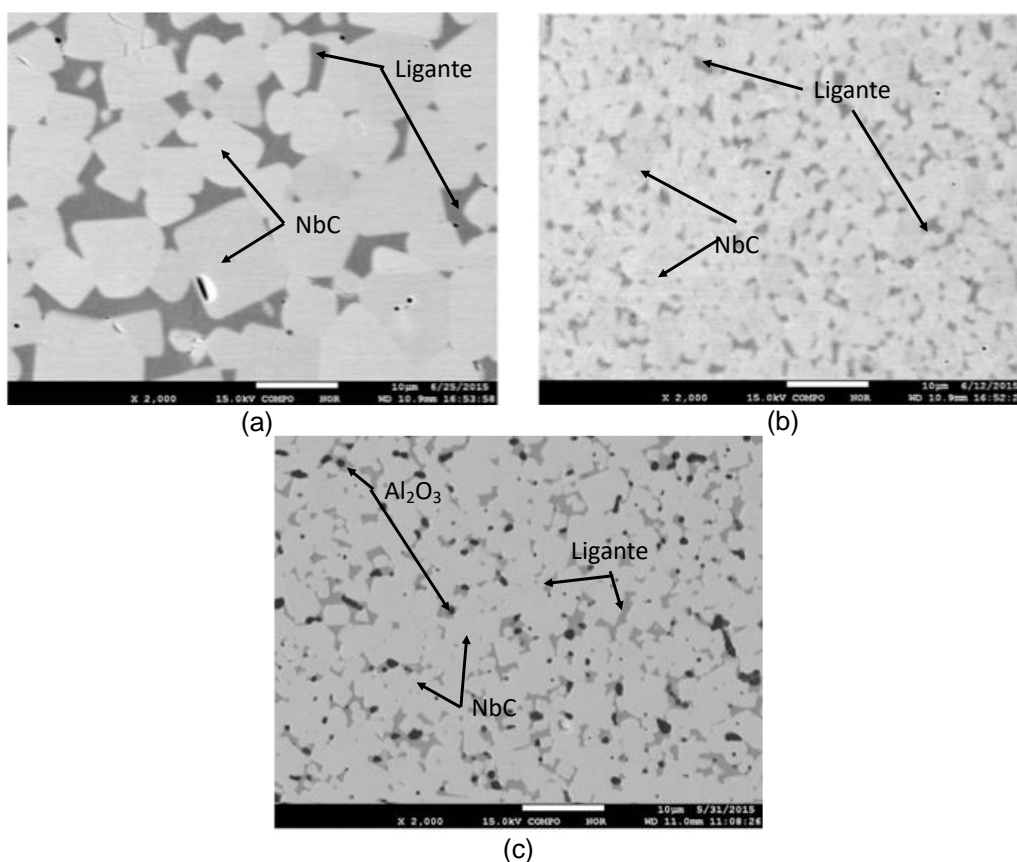
O NbC mostra um crescimento de grãos maior que o WC no processo de sinterização, porque o tamanho de partícula do NbC é tipicamente menor que o do WC. Quanto menor a partícula, maior a superfície por unidade de volume e, portanto, maior a energia superficial. Com o crescimento dos grãos, há uma diminuição da dureza e aumento da tenacidade. Em estudos recentes (HUANG *et al.*, 2015; HUANG *et al.*, 2016; HUANG *et al.*, 2017) para controlar o crescimento de grãos de NbC e melhorar o comportamento de densificação, carbonetos de transição como VC, TiC, WC e Mo₂C foram utilizados e os resultados obtidos foram eficientes no controle da microestrutura de metais-duros baseados em NbC-Ni ou NbC-Co. O metal de transição é adicionado para atuar na densificação, o que ajuda no agrupamento de carbonetos não deixando espaço entre eles.

O crescimento de grãos de NbC, por exemplo, ocorre dissolvendo Nb e C no ligante e precipitando em outro carboneto. Carbonetos menores com alta energia superficial

dissolvem e reprecipitam maiores. O controle do crescimento de grãos ocorre pela diminuição da solubilidade do Nb no ligante. Esta é a função do metal de transição, que diminui a solubilidade do Nb, pelo qual o crescimento do grão NbC é, significativamente, inibido e uma distribuição de tamanho de grão NbC homogênea é obtida. Também houve controle do crescimento do grão através do *pining*, com a utilização do Al_2O_3 (HUANG *et al.*, 2015; HUANG *et al.*, 2016; HUANG *et al.*, 2017).

Nas micrografias realizadas (HUANG *et al.*, 2016), Figura 39, é possível verificar que a composição NbC-12Ni-4Mo₂C-4WC-4VC, Figura 39 (b), apresenta um refinamento de grão bem maior do que a composição NbC-12vol% Ni, Figura 39 (a) devido a adição de carbonetos de segunda fase (Mo₂C, WC e VC). A Figura 39 (c) mostra a micrografia da composição NbC-12vol% (Ni-30Al), onde foi utilizado como ligante uma composição de Ni e Al. O resultado desta composição foi a formação de alumina (Al_2O_3) que atuou como *pining*, segurando o crescimento dos grãos de NbC.

Figura 39 – Micrografias de metais-duros de NbC sinterizados em forno a vácuo a 1420°C



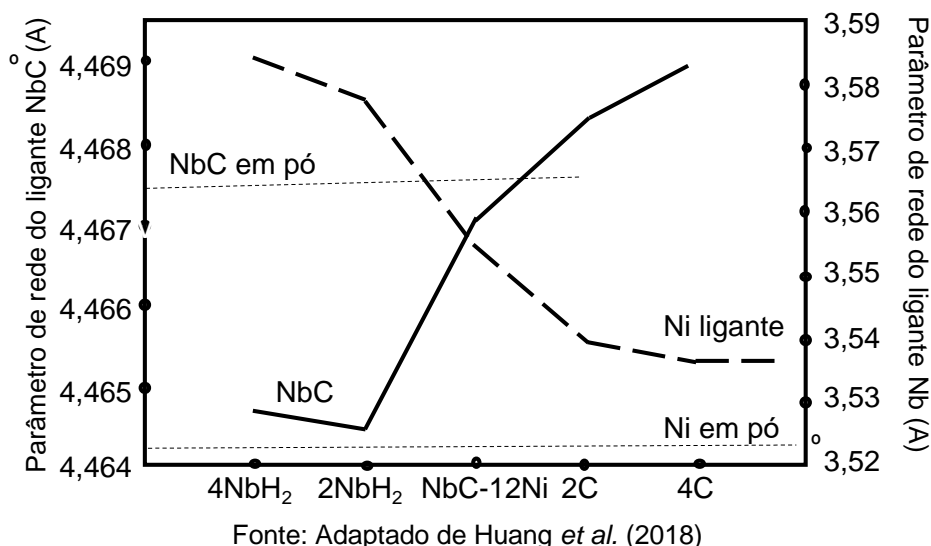
Fonte: Huang *et al.* (2016)

Também é importante o teor de carbono no parâmetro de rede do NbC e da fase ligante de Ni conforme experimentos realizados por Huang *et al.* (2018). A

concentração esperada de Nb no ligante depende do teor de C no ligante, quanto mais C, menos concentração de Nb.

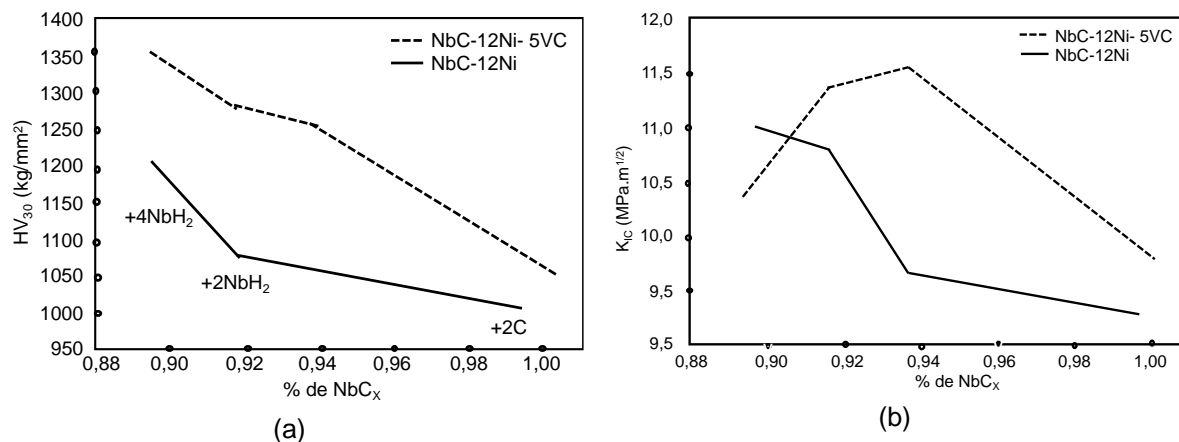
Quanto maior o parâmetro de rede Ni, maior a concentração de Nb dissolvido em ligante de Ni. A comparação dos parâmetros de rede dos pós de partida NbC e Ni com o cermet sinterizado, NbC-12 vol% Ni, revela uma perda de carbono na fase NbC e a dissolução do Nb e do próprio C no ligante Ni durante a sinterização, de acordo com a Figura 40.

Figura 40 – Influência do teor de carbono no parâmetro de rede do NbC e a fase ligante de Ni



É importante notar que o teor de carbono do pó inicial de NbC tem um impacto significativo na microestrutura e nas propriedades mecânicas dos metais-duros à base de NbC-Ni e a adição de carbonetos de transição, como explicado anteriormente, que podem ser diretamente ligados ao refino do tamanho de grão do NbC. Na Figura 41 (a) e na Figura 41 (b) são mostrados esses tipos de análises realizadas para dureza e tenacidade com adição de VC (HUANG *et al.*, 2018).

Figura 41 – Propriedades mecânicas do NbC-12Vol%Ni e NbC-5Vol%Ni, (a) Dureza Vickers – HV₃₀ e (b) Tenacidade (K_{IC})



Fonte: Adaptado de Huang *et al.* (2018)

2.7 Dureza

A maneira mais simples de determinar a resistência de um metal à deformação plástica é através de um teste de dureza. Eles são divididos em três classes, comumente chamados de testes de nano endentação ($h < 0,2\mu\text{m}$, h sendo profundidade), microendentaç o ($2\text{ N} > F$, $h > 0,2\mu\text{m}$, F sendo força) e macroendentaç o ($2\text{ N} < F < 30\text{ kN}$), mas inadequadamente chamados de testes de microdureza e macrodureza. Vários tipos de testes de endentação contínua são utilizados, em geral, para a determinação das propriedades mecânicas dos materiais. O método de endentação é preferido porque são necessárias quantidades relativamente pequenas de material de teste e não existem requisitos rigorosos para o formato das amostras, além disso, as medições podem ser realizadas sem a destruição das amostras (GUBICZA *et al.*, 1996; CHAWLA; MEYERS, 2009).

2.7.1 Dureza Vickers

Os testes de endentação em metais que medem a resistência à deformação plástica; a tensão de escoamento e as características de encruamento do metal são importantes na determinação da dureza. Apesar dos estudos teóricos realizados sobre a dureza, ela não pode ser considerada uma propriedade fundamental de um metal, uma vez que representa uma quantidade medida em uma escala arbitrária. As

medições de dureza não devem ser tomadas para significar mais do que são: um teste empírico comparativo da resistência do metal à deformação plástica. Qualquer correlação com um parâmetro mais fundamental, como a tensão de escoamento, é válida apenas na faixa determinada experimentalmente. Da mesma forma, as comparações entre diferentes escalas de dureza são significativas apenas através da verificação experimental.

A escala adotada para medição da dureza das amostras de NbC-Ni foi a Vickers de acordo com Garcia *et al.* (2012). Esse ensaio é aplicável a todos os materiais metálicos com quaisquer durezas, especialmente materiais muito duros, ou corpos de prova muito finos, pequenos e irregulares. Além disso, a dureza Vickers é compatível com a maioria das medidas de dados que estão disponíveis em literaturas. A dureza Vickers baseia-se na resistência que o material oferece à penetração de uma pirâmide de diamante de base quadrada e ângulo entre faces de 136° , sob uma determinada carga. O valor da dureza é calculado a partir da informação da carga aplicada e do tamanho das diagonais deixada na endentação. Uma das vantagens conhecidas do teste de Vickers é que um endentador cobre todos os materiais, de durezas mais baixas a mais altas. A carga é aumentada com dureza e há uma continuidade em escala (CHAWLA; MEYERS, 2009).

2.8 Tenacidade à fratura (K_{Ic})

A mecânica da fratura fornece uma abordagem quantitativa do processo de fratura nos materiais. Sua abordagem é baseada no conceito de que a propriedade relevante do material, tenacidade à fratura, é a força necessária para estender uma trinca através de um membro estrutural. A tenacidade à fratura é uma indicação da quantidade de tensão necessária para propagar uma falha preexistente. É uma propriedade de material muito importante, pois a ocorrência de falhas não é completamente evitável no processamento, fabricação ou serviço de um material/componente. As falhas podem aparecer como trincas, vazios, inclusões metalúrgicas, defeitos de solda, ou alguma combinação delas (SPIEGLER *et al.*, 1990. CHAWLA; MEYERS, 2009; GARCIA *et al.*, 2012).

Como não é possível ter certeza absoluta de que um material está livre de falhas, é prática comum assumir que uma falha de um tamanho escolhido estará presente em algum número de componentes e usar a abordagem da mecânica da fratura para projetar componentes críticos. Essa abordagem usa o tamanho e os recursos da falha, a geometria do componente, as condições de carregamento e a propriedade do material chamada tenacidade à fratura para avaliar a capacidade de um componente que contém uma falha em resistir à fratura. Um parâmetro chamado fator de intensidade de tensão (K) é usado para determinar a tenacidade à fratura da maioria dos materiais. Existem várias funções que definem o fator K como mostra a Equação 2 conforme referencias (SPIEGLER *et al.*, 1990; SHETTY *et al.*, 1985).

Equação 2 – Fator de intensidade

$$K = f(\sigma, a)$$

Onde: a = dimensões da trinca; e σ = tensão

A fratura frágil é especificada pelo valor crítico do fator de intensidade de tensão, que é chamado de tenacidade à fratura (K_c). Um índice numérico romano indica o modo de fratura. A fratura do modo I é a condição na qual o plano de trinca é normal na direção da maior carga de tração. Esse é o modo mais comumente encontrado (K_{Ic}) (SPIEGLER *et al.*, 1990; SHETTY *et al.*, 1985).

Os metais-duros são um grupo de materiais sinterizados em que um carboneto de metal de transição duro dos subgrupos B IV-VI é unido por um ligante metálico resistente do subgrupo B VIII. Assim, eles combinam dureza apreciável com boa resistência à fratura. Embora muitos componentes do metal-duro dependam, principalmente, na dureza do material, várias propriedades relevantes para a aplicação, como resistência e resistência ao desgaste, dependem fortemente da resistência à trinca. Portanto, é necessário o acesso à tenacidade à fratura para desenvolvimento de ligas e controle de qualidade. Para se obter o valor da fratura à tenacidade, testes convencionais de tenacidade requerem considerável esforço, em particular o pré-trinca das amostras é um sério obstáculo (CHAWLA; MEYERS, 2009; SPIEGLER *et al.*, 1990; SHETTY *et al.*, 1985).

De acordo com Spiegler *et al* (1995), a técnica de endentação está estabelecida como uma metodologia simples e versátil para avaliação da dureza superficial. Há outras metodologias e aplicações estudadas visando caracterizar outras propriedades mecânicas como o módulo de Young (E), limite de escoamento (σ_y) e tenacidade à fratura (K_{IC}) (BORTOLUCCI; CELESTINO, 1993; EXNER *et al.*, 1978; LAWN; WILSHAW, 1975). Porém estas técnicas apresentam limitações como, por exemplo, na avaliação da tenacidade à fratura de materiais frágeis que apresentam uma pequena ductilidade (DIAS, 2004).

De acordo com Dias (2004), dentre os diversos ensaios mecânicos existentes, as técnicas de endentação têm-se mostrado como umas das melhores opções para a determinação das propriedades mecânicas de materiais com características especiais. Há várias vantagens na utilização dos testes de endentação, mais especificamente com penetradores piramidais de diamante Vickers, para determinação da tenacidade em materiais frágeis como: utilização de um equipamento comumente encontrado em laboratórios de pesquisa, ensaiando pequenas amostras e necessitando apenas de pequenas áreas de contato; a preparação das amostras é relativamente simples como um polimento na sua superfície é suficiente para a realização de vários pontos de ensaios; o ensaio é rápido, de baixo custo e, para grande número das aplicações, pode ser considerado como não destrutivo.

Conseqüentemente, métodos alternativos para avaliar a tenacidade à fratura a partir de dados de endentação foram desenvolvidos.

Para obter os valores da tenacidade à fratura das amostras das ferramentas de corte a base de NbC-Ni foi adotado o método de Shetty, conforme Equação 3 (SPIEGLER *et al.*, 1990; SHETTY *et al.*, 1985).

Equação 3 – Método de Shetty

$$K_{IC} = 0,0889(HW)^{1/2}$$

e

$$W = \frac{L}{P}$$

Onde:

K_{IC} = tenacidade à fratura ($\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$)

H = dureza (Pa)

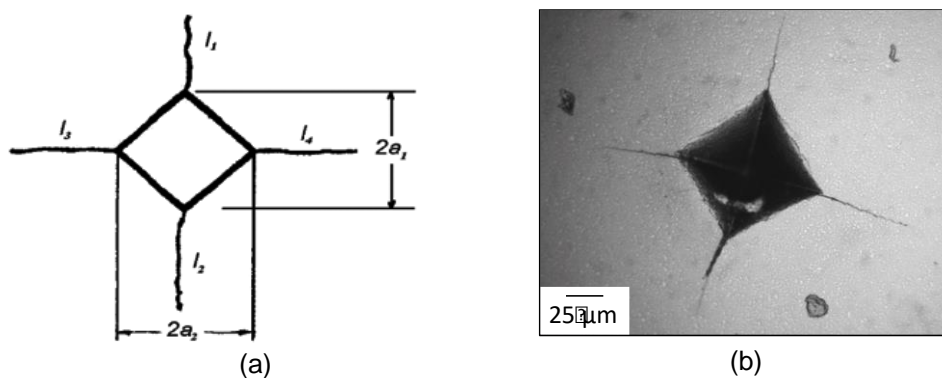
W = resistência à trinca de Palmqvist

L = soma dos comprimentos das quatro trincas nos cantos da endentação (μm)

P = força normal de carregamento (N)

A Figura 42 é a representação esquemática das trincas radiais que ocorrem após a realização de uma endentação Vickers para a determinação da tenacidade à fratura (K_{IC}). As análises das trincas são realizadas no microscópio óptico para a determinação do comprimento delas para o cálculo da tenacidade à fratura por meio da Equação 3.

Figura 42 – (a) Representação esquemática das medidas das trincas radiais Palmqvist (b) Exemplo de uma endentação de uma amostra de NbC-Ni



Fonte: Spiegler *et al.* (1990)

2.9 Densidade de sólidos – princípio de Arquimedes

A Equação 4 define a massa específica ou densidade de uma substância como a razão entre sua massa (m) e seu volume (V):

Equação 4 - Fórmula geral da densidade

$$d = \frac{m}{V}$$

A densidade relativa a um padrão, por sua vez, é a razão entre a massa específica da substância e a massa específica do padrão. Adota-se comumente como padrão a água pura a 23 °C, cuja densidade é 0,998 g/cm³. (DLAPKA *et al.*, 2010).

Pelo princípio de Arquimedes, todo corpo, parcial ou totalmente submerso em um líquido, fica sujeito a uma força de empuxo “E” do líquido, de direção vertical, de baixo para cima, e com intensidade igual ao peso do líquido deslocado (DLAPKA *et al.*, 2010).

A densidade de um corpo sólido pode ser definida como a relação entre a massa dele e a massa de um volume igual de um líquido. A densidade relativa é característica para cada corpo e depende basicamente de dois fatores: da composição química de como estes elementos estão arrançados dentro da estrutura cristalina (DA SILVA *et al.*, 2016). Este método, de acordo com a norma NBR 6220 e ASTM B962-17, consiste na determinação da densidade de um material devido ao volume de líquido deslocado quando a amostra é completamente imersa neste líquido que, geralmente, é a água. Conhecendo a densidade real, obtida por Arquimedes, e a densidade teórica, a diferença entre elas fornece o grau de porosidade do material (DA SILVA *et al.*, 2016).

A Equação 5 apresenta a densidade do sólido em função da sua massa e da massa do líquido deslocado.

Equação 5 – Densidade do sólido – em função da massa do sólido e do líquido deslocado

$$d_s = \frac{m_{ar}}{m_{ar} - m_{\text{água}}} * 0,998$$

Onde:

d_s : densidade do sólido (g/cm³)

m_{ar} : massa do sólido no ar (g)

$m_{\text{água}}$: massa do sólido na água (g)

O cálculo da densidade teórica ou livre de poros, Equação 5, foi necessário para permitir o cálculo da densidade relativa, Equação 6. Em particular em níveis de porosidade baixos, a definição da densidade teórica é muito crítica para os resultados. Neste caso, a densidade teórica foi calculada a partir da densidade das fases através da regra de mistura.

Equação 6 – Densidade relativa

$$d_r = \left(\frac{d_s}{d_{\text{teórico}}} \right) * 100$$

Onde:

d_r : densidade relativa (%)

d_s : densidade do sólido (g/cm^3)

$d_{\text{teórica}}$: densidade teórica do material (g/cm^3)

2.10 Teste de riscamento – *Scratch Test*

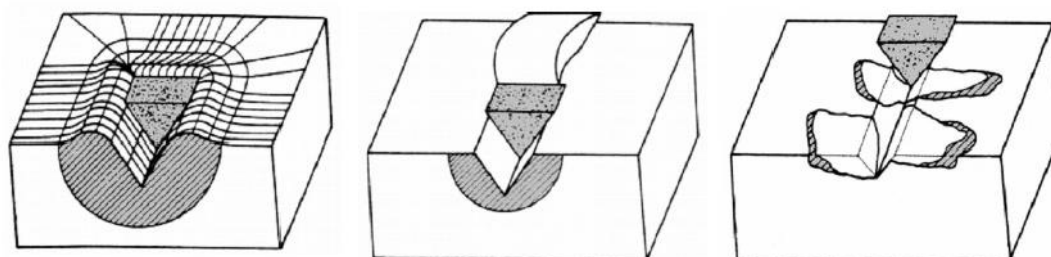
Existe na literatura uma série de classificações diferentes para desgaste. De acordo com Ludema (1981 *apud* SCHUITEK, 2007), o desgaste pode ocorrer como perda de material ou dano superficial. Segundo Bayer (1994 *apud* SCHUITEK, 2007) existem pelo menos três modos em que o desgaste pode ser classificado: pela aparência dos vestígios de dano que pode ser por sulcamentos, cavacos, lascamentos, riscamentos, polimentos, fissuras e trincas, entre outros; pelos mecanismos físico-químicos que causaram a perda de material como adesão, abrasão, delaminação e oxidação; e pelas condições em que o desgaste ocorreu: desgaste lubrificado ou não lubrificado, desgaste por deslizamento metal-metal, desgaste por rolamento, desgaste por deslizamento em alta tensão, desgaste metálico em altas temperaturas, etc.

Neste trabalho, a análise abordada foi, apenas, os tipos e desgaste de correspondência com ensaios de riscamento, isto é, os desgastes por deslizamento e desgaste abrasivo. Esses tipos de desgaste foram obtidos pelos possíveis mecanismos de desgaste. Em contatos por deslizamento, o desgaste pode ocorrer por mecanismos de desgaste por adesão, oxidação, fadiga e/ou abrasão. Frequentemente, os danos superficiais pelo contato por abrasão são chamados apenas de desgastes abrasivos, já que a abrasão é o mecanismo mais importante para o desgaste (ZUM GAHR, 1987 *apud* SCHUITEK, 2007).

Os mecanismos de desgaste abrasivo podem envolver tanto deformação plástica como fratura frágil (HUTCHINGS, 1992). Basicamente existem três modos distintos de abrasão por deformação plástica: o microsulcamento, Figura 43 (a), em que ocorre deformação plástica do material da superfície e deslocamento de parte do material para as laterais do sulco formado (proa/crista); o microcorte, Figura 43 (b), que é caracterizado pela remoção através do corte do material e, conseqüentemente, formação de um fragmento de corte; e um comportamento intermediário no qual

acontece a formação de proa, ocorrendo também a remoção de material. No desgaste abrasivo por fratura frágil, pode ocorrer o microtrincamento, Figura 43 (c). Com relação aos metais-duros, o microtrincamento concentra-se nos carbonetos mais frágeis (HERR, 2002).

Figura 43 - Representação esquemática dos mecanismos de remoção de material no desgaste abrasivo



(a) Microsulcamento

(b) microcorte

(c) microlascamento

Fonte: Adaptado de Zum Gahr (1987 *apud* HERR, 2002)

Vários estudos (GEE; NIMISHAKAVI, 2011; BROSTOW *et al.*, 2003; GEE, 2010; GEE *et al.*, 2007; ZUÑEGA *et al.*, 2012) também mostraram que comportamento de desgaste pode ser obtido através da realização de experimentos com testes de riscamento (*scratch test*). Esta é uma maneira simples e confiável de estudar os mecanismos de desgaste sob o comportamento de desgaste de um material.

Esse teste é realizado utilizando um tribômetro no qual um endentador (geralmente um centro de diamante com ponta esférica) é pressionado e desliza sobre o material da amostra a uma carga, velocidade e distância conhecidas, gerando um risco que tem a sua morfologia analisada.

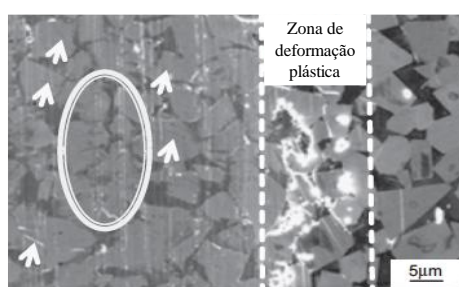
O teste de riscamento é realizado para obter uma visão geral dos materiais para determinar a resistência à abrasão e ao desgaste dos modernos materiais compostos e vernizes de tintas automotivas, bem como revestimentos. Este teste permite que os mecanismos por trás dos danos por abrasão ou dúctil das amostras sob investigação e a morfologia dos riscos sejam examinados com uma combinação de técnicas de microscopia e perfilometria (ZUÑEGA *et al.*, 2012).

A Figura 44 mostra um riscamento realizado numa amostra de WC-Co, onde tem-se uma faixa de desgaste, após um passe, mostrando o deslizamento plástico dos grãos do WC localizados perto do ombro (*pile-up*) com a zona de deformação plástica. As

setas indicam fraturas intragranular de grãos de WC e os círculos mostram a fragmentação de grão de WC.

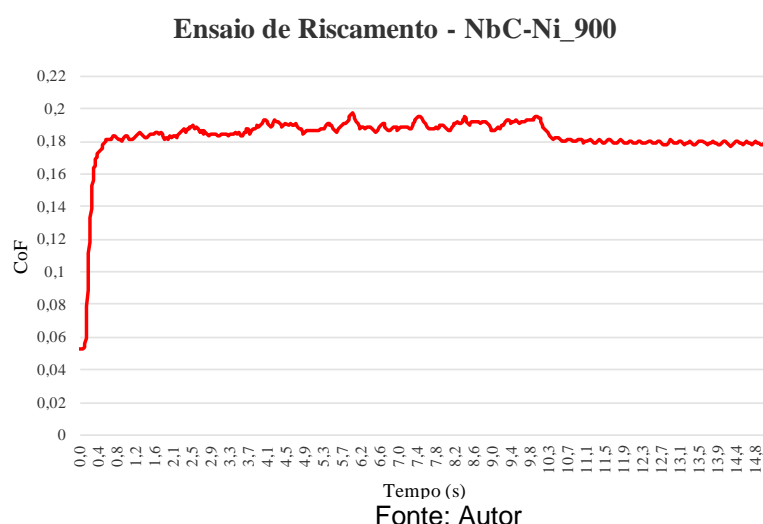
Por meio do teste de riscamento é obtido o coeficiente de atrito aparente (CoF) pelo tempo, conforme modelo da Figura 45. O CoF está relacionado às propriedades de deslizamento entre materiais, sendo de muita importância em aplicações onde superfícies trabalham em contato. As propriedades de atrito e deslizamento baseiam-se nas medições dos fenômenos das superfícies, e produtos obtidos por diferentes processos ou mesmo em máquinas diferentes, podem fornecer superfícies com diferentes comportamentos (FRANCO; SINATORA, 2017).

Figura 44 – Exemplo de um riscamento em uma amostra de metal-duro WC-Co



Fonte: Zuñega *et al.* (2012)

Figura 45 – Exemplo de Coeficiente de atrito aparente (CoF) – Amostra NbC-Ni



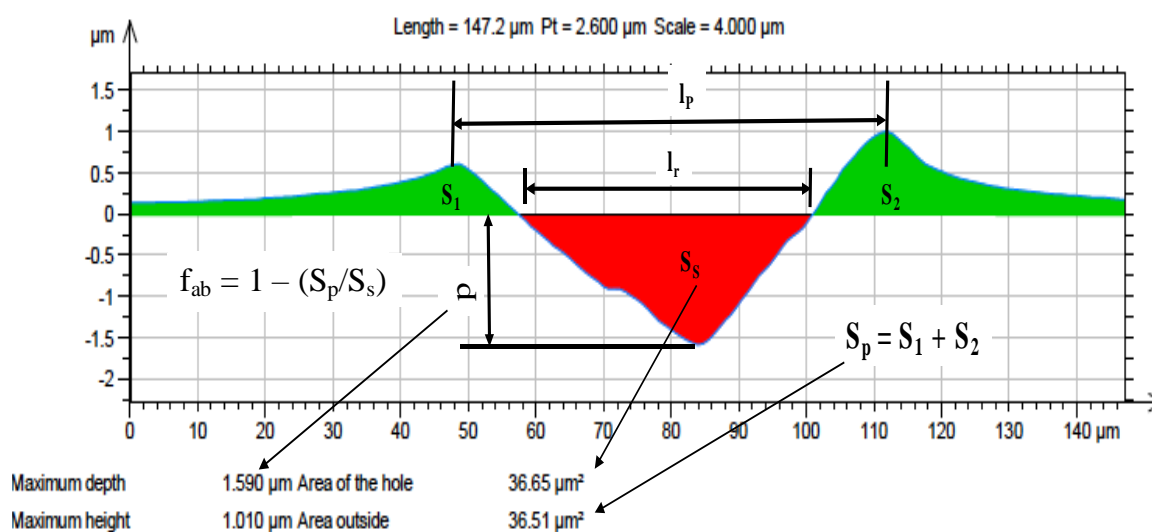
Para a realização da análise geométrica dos riscos pode ser utilizado um perfilômetro 3D. O perfilômetro permite a obtenção de uma série de informações sobre a superfície dos materiais submetidos à sua análise. O sistema de medição por interferometria óptica permite a medição superficial 3D e a espessura de camadas dentro de um

campo, de acordo com as especificações do equipamento. A primeira análise da superfície gera uma matriz que corresponde a pixels da imagem da superfície, cada um destes elementos registra o valor da altura deste ponto (Z) em relação ao um plano horizontal de referência que está relacionado com um sistema de coordenadas X e Y, construindo uma representação em três dimensões da superfície analisada: $Z = (X, Y)$ (FRANCO, 2015).

Com esta matriz básica, e com um software específico do equipamento, é possível fazer o tratamento desta matriz gerando parâmetros 3D para caracterização da superfície (ISO 25178, 2012). Outras informações são obtidas como imagens, perfis, volumes, áreas, orientações de texturas.

Por meio desta análise é possível obter, por exemplo, valores numéricos das superfícies, S_a e S_q , e de parâmetros geométricos dos riscos, obtidos de perfis médios dos riscos, conforme apresentado na Figura 46.

Figura 46 – Perfil médio de um risco



Fonte: Adaptado de Franco (1995)

Onde:

l_p : largura do risco medida entre os picos (*pile up*) do risco;

l_r : largura do risco medida no plano de referência;

p : profundidade máxima do perfil médio;

S_p : área de material acima da linha de referência (*ombros do pile up*);

S_s : área do sulco;

f_{ab} : fator de remoção de material.

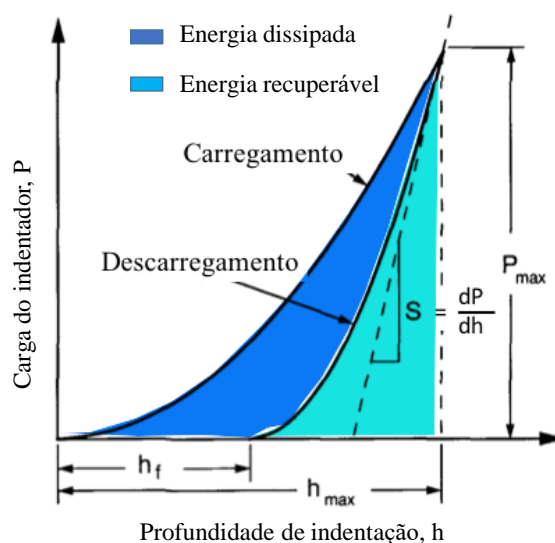
2.11 Teste de nanodureza para obtenção do módulo de elasticidade

Técnicas de endentação instrumentada têm sido amplamente aplicadas para caracterizar o comportamento mecânico de materiais elastoplásticos em pequena escala (HAY; PHARR, 2000; OLIVER; PHARR, 2004; CHENG; CHENG, 2004). Mais recentemente, testes de endentação foram estendidos para estudar as propriedades mecânicas de materiais funcionais multifásicos (NI *et al.*, 2003; YAN *et al.*, 2007; QIAN *et al.*, 2006; FENG *et al.*, 2008).

Grandes avanços foram feitos nos últimos anos no desenvolvimento de técnicas para sondar as propriedades mecânicas de materiais na escala submicrônica. As duas propriedades mecânicas medidas com mais frequência usando carga e técnicas de endentação de detecção de carga são o módulo elástico, E , e a dureza, H . Em um método comumente utilizado, os dados são obtidos em um ciclo completo de carga e descarga. Os dados de descarga são então analisados de acordo com um modelo de deformação de espaço meio elástico por meio de uma punção elástica que relaciona a área de contato na carga de pico ao módulo de elasticidade. Métodos para estimar independentemente a área de contato em função da forma do endentador são então utilizados para fornecer medições separadas do E e H (OLIVER; PHARR, 1992; 2004).

A nano endentação é realizada com a utilização de um sistema de endentação instrumentada onde a carga aplicada e o deslocamento do endentador são monitorados durante o processo. Sendo a carga aplicada traduzida em força e o deslocamento do endentador em profundidade de endentação a partir do momento que a ponta do endentador toca a superfície da amostra com registro de uma força mínima. As respostas no carregamento e descarregamento, no caso da seleção deste tipo ensaio, são gravadas na forma de uma curva Força versus Profundidade de endentação. Uma representação esquemática de um conjunto de dados típicos obtidos com um endentador é apresentada na Figura 44.

Figura 47 – Representação esquemática da carga do indentedor x profundidade de endentação para um experimento de endentação



Fonte: Adaptado de Oliver; Pharr (2000)

Onde o parâmetro P designa a carga aplicada e h a profundidade de endentação em relação à superfície não deformada inicial. Onde o P_{max} é o carregamento máximo da endentação; h_{max} é a profundidade de endentação no pico da carga de endentação; h_f é a profundidade final da impressão de contato depois do descarregamento e S é a rigidez inicial de descarregamento.

Os valores do módulo reduzido de elasticidade e dureza podem ser calculados por meio de algoritmos relatados na literatura (OLIVER; PHARR, 1992, 2004; KAN *et al.*, 2013). Por sua vez, o módulo de elasticidade de cada fase é calculado a partir do módulo reduzido, conforme sustentado por Oliver e Pharr (1992). A Equação 7 associa o módulo de elasticidade ao módulo reduzido medido por meio de endentação instrumentada.

Equação 7 – Equação de Oliver e Pharr

$$\frac{1}{E_r} = \frac{(1 - \nu_i^2)}{E_i} + \frac{(1 - \nu_s^2)}{E_s}$$

Onde: E_r é o módulo reduzido; ν_i e E_i são o módulo elástico e o coeficiente de Poisson do indentedor; ν_s e E_s são o módulo elástico e o coeficiente de Poisson da superfície endentada. Como o material do indentedor é diamante, E_i corresponde a 1,141 GPa e o ν_i é igual a 0,07 (OLIVER; PHARR, 1992).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Desenvolvimento da ferramenta de corte NbC-Ni

Foram desenvolvidos cinco classes de insertos de ferramenta de metal-duro à base de NbC-Ni com diferentes percentuais de carbonetos, ligante e condições de sinterização. Na Tabela 4 é apresentada composição, atmosfera do forno de sinterização, tempo e temperatura de sinterização, sendo que V é atmosfera do forno a vácuo e V + Ar é a atmosfera a vácuo e atmosfera com gás inerte (Argônio). Foi utilizado como parâmetro de referência para comparação de desempenho um inserto de metal-duro comercial HW-P10 com dureza 1670 ± 5 HV₃₀ e K_{IC} de $10,3 \pm 0,1$ MPa.m^{1/2}.

Tabela 4 – Composição e parâmetros de sinterização das ferramentas de corte a base de NbC-Ni

ID	Composição (%p)	Atmosfera	t _{sinter} (min)	T _{sinter} (°C)
900	15%Ni +12%WC +14%TiC +59%NbC	Vácuo	15	1420
938	15%Ni +12%WC +14%TiC +59% NbC	Vácuo	20	1420
959	12%Ni +12%WC +14%TiC + 62% NbC	Vácuo + Argônio	20	V – 1380 Ar - 1420
965	12%Ni +12%WC +14%TiC + 62% NbC	Vácuo + Argônio	15	V – 1380 Ar - 1420
967	10%Ni +12%WC +14%TiC + 64% NbC	Vácuo + Argônio	20	V – 1380 Ar - 1420

3.1.1 Processo de sinterização

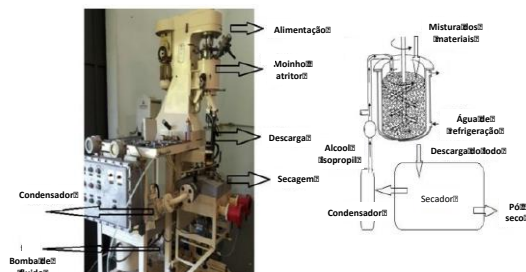
O processo de sinterização em fase líquida foi o utilizado para a fabricação das ferramentas de corte à base de NbC-Ni. A seguir é detalhado o processo de sinterização até a obtenção dos insertos das ferramentas de corte NbC-Ni para a realização dos testes de usinagem e análises de desgaste.

No desenvolvimento das ferramentas NbC-Ni, o níquel foi usado como ligante e o carboneto de nióbio como a fase dura. Os carbonetos de tungstênio e titânio, em sistemas NbC-Ni, são carbonetos secundários, cuja finalidade é ajustar a microestrutura, principalmente, inibindo o crescimento de grãos de NbC. Uma boa molhabilidade entre a fase de carboneto de cerâmica e ligante de metal depende de uma baixa estabilidade dos carbonetos secundários, que está relacionada à entalpia de formação dos carbonetos. A entalpia de formação do NbC, WC e TiC são,

respectivamente, 142,3; 35,1 e 183,7 kJ/mol (BARRANCO, WARENCHAK, 1988). Portanto, a adição de WC poderia melhorar a molhabilidade entre o ligante e os carbonetos devido entalpia de formação mais baixa que o NbC. O WC e o Ti tem solubilidade mais alta na fase ligante do que Nb, permitindo que esse carboneto influencie o crescimento de grãos de Nb.

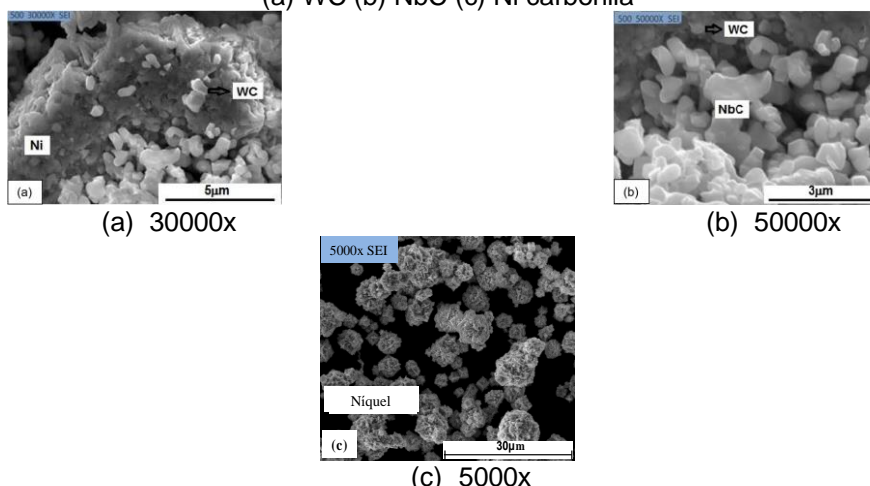
Todos os pós de carbonetos foram obtidos por redução carbotérmica de seus óxidos (óxido com grafita a alta temperatura). Para obter uma mistura homogênea dos carbonetos e do ligante utilizou-se o moinho de atrito, Figura 48, com uma rotação de 200 rpm, com álcool isopropil como aglutinante orgânico, com um tempo processo de 0,5 hora. Neste processo não houve redução significativa no tamanho das partículas desses carbonetos, uma vez que eram muito finos. O tamanho médio das partículas de carbonetos utilizados foram: de nióbio de 0,3 μm , titânio e tungstênio foram na ordem de 1 a 2 μm . O ligante níquel tem o tamanho médio de 5 μm , conforme mostrados na Figura 49 (a) (b) (c).

Figura 48 – Moinho atritor semi-contínuo



Fonte: Empresa Brats (2017)

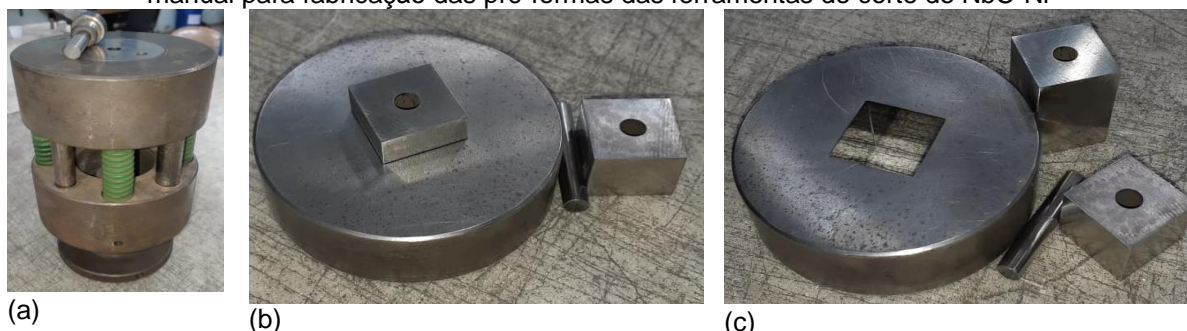
Figura 49 – Imagem de elétrons secundários (MEV) – Tamanho médio dos pós dos carbonetos: (a) WC (b) NbC (c) Ni carbonila



Fonte: Empresa Brats (2017)

A compactação uniaxial a frio foi realizada em uma prensa mecânica a uma pressão de 50 MPa, compactação a seco. Na Figura 50 (a) (b) (c) é mostrada a matriz para a produção das amostras e fabricação das pré-formas das ferramentas de NbC-Ni.

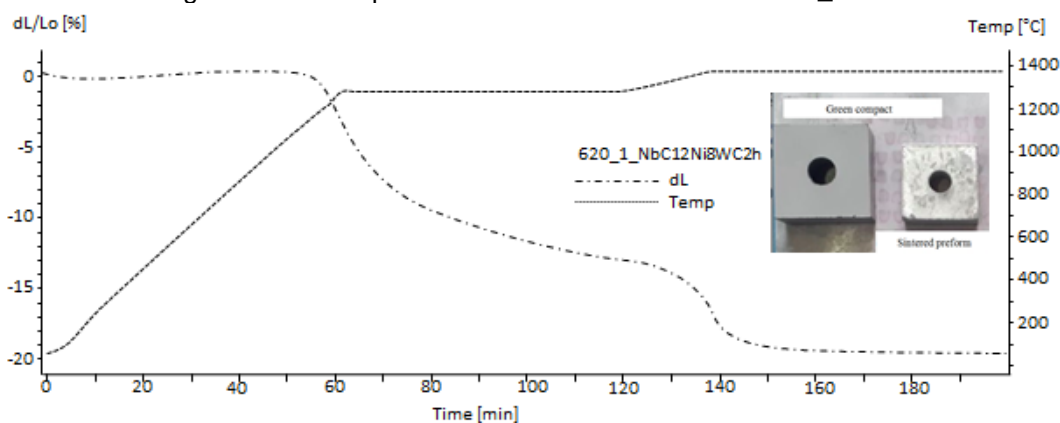
Figura 50 – Matrizes para compactação (a) matriz flutuante para produção de amostras (b) matriz manual para fabricação das pré-formas das ferramentas de corte de NbC-Ni



Fonte: Empresa Brats (2017)

A densidade verde após a compactação para o metal-duro é geralmente baixa na ordem de 50% da densidade teórica, para as amostras NbC-Ni estão na ordem de 4 g/cm³. Após a sinterização, ocorreu uma contração linear em média de 20% que foi obtida por meio da curva dilatométrica, como exemplo, apresentada na Figura 51.

Figura 51 – Exemplo de uma curva dilatométrica – NbC_Ni-959



Fonte: Autor

Para a obtenção das curvas dilatométricas foi utilizado um dilatômetro 402S Netzch. O testemunho produzido foi colocado dentro de um tubo de alumina, e este, foi introduzido em um forno com atmosfera dinâmica de nitrogênio com uma vazão de 200 ml/min. Com a definição de cada ciclo de sinterização é realizada a medição da contração linear. Na Figura 52 é apresentada, esquematicamente, a obtenção da contração linear por meio do dilatômetro.

Figura 52 – Esquema da medição da contração linear para obtenção da curva dilatométrica



Fonte: Empresa Brats (2017)

Este tipo de dilatômetro diferencial utiliza duas amostras do mesmo material. Uma delas é a amostra de referência, que é densa, de modo que a sonda de detecção produz alteração física do corpo de prova, Figura 52. Durante o aquecimento, Figura 51, as amostras sofrem contrações e taxas de contrações, mudanças significativas na dimensões, devido a fusão da fase próximo de 1280 °C. Além disso, a dissolução dos cristais de NbC e, provavelmente, dos cristais de WC ocasionam o fechamento dos poros e uma melhor distribuição da fase ligante Ni nas superfícies dos particulados WC e NbC.

A grande contração do metal-duro durante a sinterização é devida à excelente molhabilidade do WC no cobalto pela fase líquida, por volta de 1300 °C (RODRIGUES *et al.*, 2010, MARTINS *et al.*, 2011, FERNANDES *et al* 2020 e LABONNE 2020).

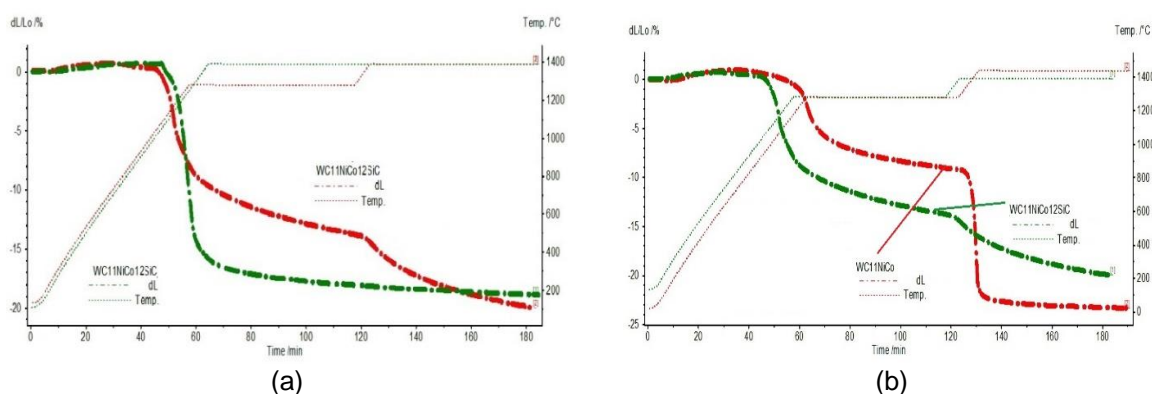
Os ensaios realizados por Miranda (2016), ligas WC-11(Co, Ni) e WC-11(Co, Ni) 1,2SiC, parecem bastante diferentes com a liga NbC_Ni-959, embora o mecanismo de sinterização por fase líquida para todas as ligas seja o mesmo. As contrações mostram que as curvas de dilatação térmica para esses compósitos realizados por Miranda (2016), chegaram a 20% de contração linear para 1380 °C.

Essas mudanças fornecem informações a respeito dos mecanismos de sinterização desses compósitos (sinterização por fase líquida e sólida), isto deve ser acompanhado pela observação das microestruturas no microscópio óptico. Podemos afirmar que quanto mais alta a temperatura de sinterização, em geral, maior será a densificação, e maior será a contração linear e volumétrica desses materiais (MIRANDA, 2016).

Pode-se dizer que, no processo de retração, a sinterização da fase sólida e líquida tem um papel importante na densificação das amostras. Nessa comparação feita com os ensaios de Miranda (2016), quando observadas as curvas dilatométricas de

contração e taxa de contração (Figura 51 e Figura 53), percebeu-se que a liga NbC_Ni-959 sinterizou com características similares as ligas WC-11(Ni,Co)-1,2 SiC para temperaturas 1380 °C com uma estabilização de sessenta minutos.

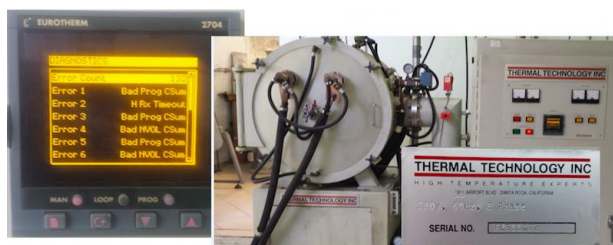
Figura 53 – Curva de dilatometria das ligas a) WC-11(Co, Ni) -1,2SiC a 1380 °C e WC-11(Co, Ni) a 1420 °C. b) WC-11(Co, Ni)-1,2SiC a 1380 °C estabilizado a 120 minutos (patamar duplo) e WC-11(Co, Ni)-1,2SiC a 1380 °C estabilizado a 60 minutos (único patamar).



Fonte: Miranda (2016)

Após a obtenção da pré-forma verde, elas foram sinterizadas em um forno de sinterização *cold wall* a vácuo para alta temperatura (*Thermal Technology*), Figura 54.

Figura 54 – Forno de sinterização – *cold wall*

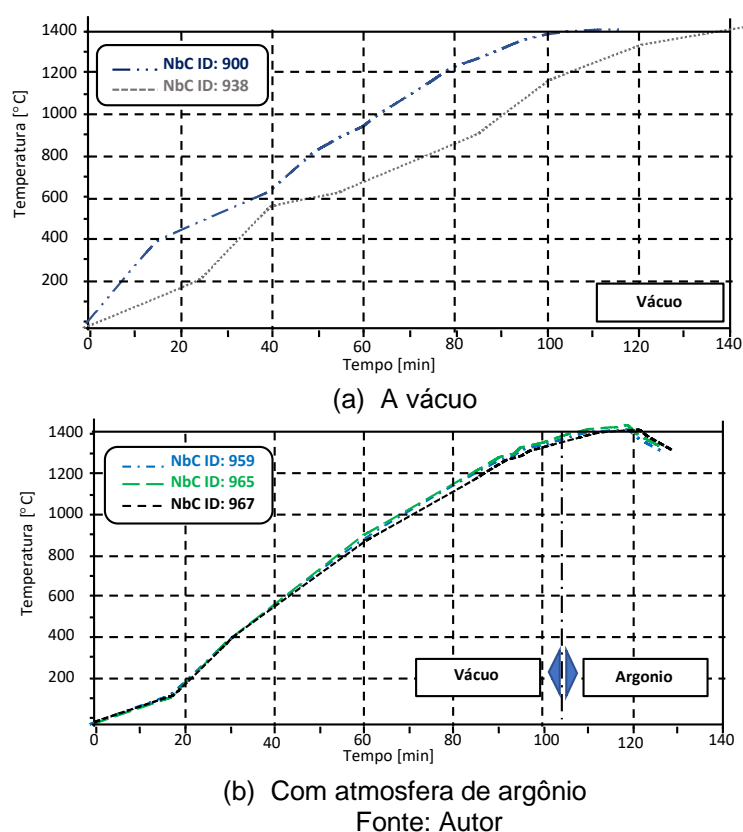


Fonte: Empresa Brats

Os ciclos de sinterização foram realizados sob vácuo e sob vácuo + gás inerte dinâmico (argônio) - Figura 55. Na Figura 55 (a) é apresentado o ciclo de sinterização realizado sob condição de vácuo. Na Figura 55 (b) é mostrado o ciclo sob vácuo + argônio. Para cada processo de sinterização, a temperatura de aquecimento e o tempo de patamar também foram variáveis. Isto permitiu obter variações nas propriedades mecânicas dos materiais das ferramentas de corte. Dependendo do tempo de patamar na sinterização, a dureza pode diminuir, principalmente, devido ao crescimento dos grãos, ou permitir um aumento na dissolução de nióbio no ligante (Níquel), elevando sua dureza e diminuindo a sua tenacidade. O objetivo era um

equilíbrio entre estes dois fenômenos. Não foram desenvolvidas as cinco classes dos materiais das ferramentas de NbC-Ni ao mesmo tempo. O desenvolvimento ocorreu através da fabricação de uma determinada classe e da realização dos experimentos de usinagem. Com os resultados e análises destes experimentos foi desenvolvida uma nova classe, ajustando o processo de sinterização e suas variáveis e sua composição química (NbC e Ni). A evolução do desgaste do flanco foi selecionada como parâmetro de controle para avaliar o desempenho das ferramentas de corte NbC-Ni desenvolvidas.

Figura 55 – Processo de sinterização das ferramentas de corte a base de NbC-Ni



3.1.2 Preparação metalográfica e caracterização das ferramentas de corte à base de NbC-Ni

Após a sinterização das ferramentas de corte NbC-Ni, uma amostra de cada classe foi seccionada utilizando-se um equipamento de corte, Isomet 5000 (Buehler), com disco diamantado de baixa densidade. Em seguida as amostras foram embutidas com baquelite na embutidora SimpliMet 3000 (Buehler). Após o embutimento, elas foram submetidas a uma sequência de polimento utilizando disco diamantado de cobre e

feltro com pastas de diamantes de 9 μm , 6 μm , 3 μm , 1 μm e sílica coloidal utilizando a politriz TegraPol-25 da Struers, todos estes equipamentos estão instalados no Laboratório de Fenômenos Superficiais da EPUSP. Esta preparação foi realizada para a determinação da dureza, tenacidade à fratura, análise micrográfica, teste de riscamento para a análise dos mecanismos de desgastes e para a obtenção do módulo de elasticidade do ligante para as amostras de NbC-Ni e WC-Co referência por meio da nano endentação.

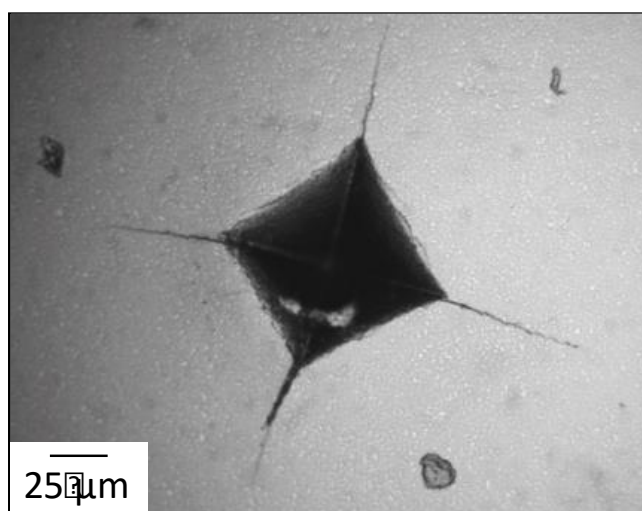
3.1.2.1 Determinação da dureza Vickers

Os testes foram realizados conforme norma ISO 6507-1 (2018) em um durômetro marca Buehler, aplicando-se uma carga de 30 kgf. Este durômetro tem um *display* que informa as dimensões das diagonais e calcula automaticamente a dureza Vickers para a endentação realizada. Foram realizadas dez endentações nas amostras e calculada a sua média e desvio padrão.

3.1.2.2 Determinação da tenacidade à fratura

Para a obtenção da tenacidade à fratura (K_{IC}) foram realizadas 10 endentações por amostra. As endentações foram realizadas no durômetro Buehler com uma carga de 30 kgf. As análises das trincas, Figura 56, foram realizadas no microscópio óptico Olympus (LFS), para a determinação do comprimento das trincas. Para o cálculo do K_{IC} foi adotado o método de Shetty, conforme item 2.8 Equação 3.

Figura 56 – Endentação de uma amostra de NbC-Ni



Fonte: Autor

3.1.2.3 Determinação da densidade

As densidades dos materiais foram estimadas usando o princípio de Arquimedes. A densidade relativa (%) foi determinada comparando a densidade medida e teórica dos materiais, calculada usando a regra de mistura. Medidas de densidade relativa (%) foram usadas para obter uma estimativa da porosidade total do material, conforme item 2.9.

3.1.2.4 Análise da microestrutura

A caracterização microestrutural dos materiais foi realizada por microscopia eletrônica de varredura (MEV) nas condições pré e pós teste. Para a investigação da distribuição dos carbonetos em relação ao ligante, a existência de poros na estrutura e, também, para a análise dos mecanismos de desgastes, que ocorreram durante o processo de usinagem e no teste de riscamento. Outras técnicas relacionadas à microscopia também foram importantes, como (a) Espectroscopia de energia dispersiva (EDS) para medição semiquantitativa da composição química; e (b) Difração de elétrons retroespalhados (BSE) para um contraste melhor entre os carbonetos e o ligante, melhorando a identificação dos carbonetos, além de uma melhor análise para verificação do mecanismo de desgaste de adesão. Os equipamentos empregados para essa caracterização microestrutural foram três microscópios eletrônicos de varredura (MEV):

- Modelo JSM-6010LA, fabricação Jeol, com EDS acoplado instalado no LFS, PMR - Engenharia Politécnica da Universidade de São Paulo;
- Modelo Quanta 650FEG, fabricação FEI, com EDS acoplado instalado no LCT, PMI – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo;
- Modelo LMU-Veja 3, fabricação Tescan, com EDS acoplado instalado na Divisão de Materiais e Processo do Instituto Tecnológico de Aeronáutica (ITA).

3.1.2.5 Análise dos mecanismos de desgastes

Para a caracterização dos possíveis mecanismos de desgastes que atuam nas classes de NbC-Ni foram realizadas duas análises. A primeira por meio do teste de riscamento (*scratch test*) e a segunda através da análise do desgaste das arestas de corte após o processo de torneamento.

Os testes de riscamento foram baseados na adaptação da metodologia utilizada em ensaios de metal-duro por Zuñega *et al* (2012) e Gee (2010). Estes estudos são combinados com uma avaliação da microestrutura e do desempenho mecânico dos materiais, para que informações sobre como a resistência ao desgaste se altere com as mudanças na composição do material, conforme descrito no item 2.10. O objetivo desse tipo de abordagem é ter um conhecimento aprofundado sobre os mecanismos de desgaste para que possa ser usado para orientar o desenvolvimento de novos materiais e para fornecer melhores maneiras de selecionar materiais para aplicações específicas. Trabalhos recentes na investigação (GEE; NIMISHAKAVI, 2011; GEE, 2010; ZUÑEGA *et al.*, 2012; GEE *et al.*, 2007) dos mecanismos de desgastes nos metais-duros usam técnicas como o desgaste gradual, que evidenciaram a importância dos processos de deformação plástica na geração de desgaste desses materiais. As evidências sugerem que a deformação plástica se acumula nos grãos dos carbonetos, neste caso no NbC, até que um valor crítico da deformação plástica seja atingido. Nesse ponto, cada grão começa a se fragmentar até que ocorra uma falha.

O foco específico dos testes foi examinar os efeitos da realização de experimentos de riscamento para comparar os resultados entre as classes de NbC-Ni e também com a amostra de WC-Co referência.

Os testes de riscamento foram realizados no tribômetro Bruker UMT-2. Os testes foram realizados a seco em um sistema de macro riscamento usando um diamante Rockwell C policristalino com um raio de ponta de 200 μ m. Os riscos foram executados por meio de um programa definido previamente no qual foram definidos os parâmetros de riscamento, conforme Tabela 5. O equipamento monitora a carga instantânea aplicada, a profundidade do riscamento em relação à superfície e o coeficiente dinâmico de atrito (CoF).

Em cada amostra foram realizados testes de riscamento de 1, 2, 5 e 10 repetições, conforme esquema apresentado na Figura 59. As amostras submetidas aos testes de riscamentos foram examinadas através do MEV e também usando um perfilômetro 3D CCI-MP. Com este equipamento foi possível realizar uma extensa gama de informações em relação a superfície das amostras de NbC-Ni e a amostra de referência de WC-Co.

O perfilômetro 3D gera uma matriz básica, e com um software específico do fabricante, Talymap, é possível fazer o tratamento desta matriz gerando parâmetros 3D para caracterização da superfície (ISO 25178, 2012). Outras informações são obtidas como imagens, perfis, volumes, áreas orientações de texturas.

A metodologia para a análise por meio do perfilômetro 3D CCI-MP foi baseada em Franco (2015). Ele sugeriu um roteiro básico para o tratamento da imagem de uma amostra no perfilômetro 3D óptico.

Em seguida é apresentado o roteiro baseado em Franco (2015) para o tratamento da imagem de uma amostra no perfilômetro 3D óptico que consistem em dez passos: (1) obtenção da matriz básica; (2) geração de uma visão 3D (*3D view*); (3) nivelamento – plano de referência (*leved*); (4) análise do nivelamento (*pseudo-color image*); (5) análise do percentual dos pontos não medidos (*Non measured points filled*); (6) eliminação dos pontos não medidos (*Pseudo color image*); (7) geração dos perfis e perfil médio do risco (*mean profile*); (8) obtenção do perfil médio (*profile curve*); (9) Obtenção da distância entre os picos do *pile-up* e largura do risco no nível do planos de referência. Para a validade desta medição é requisito fundamental que o plano de referência tenha sido obtido corretamente (*distance measured*); (10) Esta etapa, *Surface of a hole/peak*, fornece os valores de p , S_S e S_P , que foram definidos no item 2.10. A profundidade, p , é a média das profundidades máximas encontradas em cada perfil. O software calcula este dado diretamente. O S_S e S_P depende da definição do usuário, pois há duas maneiras de serem medidos. Como “áreas separadas pela linha de referência ou com áreas medidas entre barras”. A metodologia adotada neste trabalho, que foi a de direcionar o cálculo de áreas feito pelo software para a região situada entre as barras verticais definidas pelo usuário sendo que S_S e S_P permitem calcular o “fator de remoção de material (f_{ab})”.

No template utilizado já estão definidas características dos perfis, direção, extensão, números de pontos do perfil, obtenção de perfis com um ou mais pixels de intervalos entre eles. O software permite ajuste a uma região do risco para evitar alguma distorção e algum elemento estranho. Para as análises dos riscos realizados nas amostras de NbC-Ni e WC-Co referência, a área explorada foi sempre de 703 x 703 pixels, os perfis médios foram obtidos sempre a partir de mais de 700 perfis individuais. A extensão do perfil, que é a parcela do risco explorada pela sucessão de

perfis, correspondente à totalidade do campo de visão, utilizou-se a lente de 20x, que era superior a 30% do comprimento total do risco, constituindo uma boa amostragem.

Na Figura 57 é apresentado um exemplo realizado para a etapa 9 em uma amostra de NbC-Ni para a obtenção da distância entre os picos do *pile up* e a largura do risco no nível do plano de referência. A Figura 58 é apresentada a seção transversal do risco, etapa 10, para a obtenção dos parâmetros p , S_s e S_p , sendo que os dois últimos são necessários para o cálculo do fator de remoção de material (f_{ab}). Vide Tabela 5 e Figura 56.

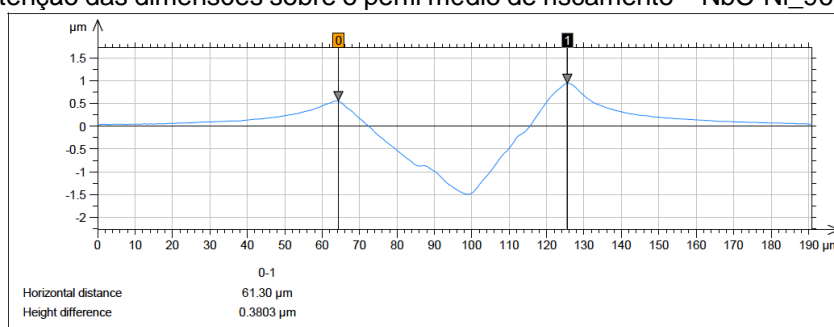
A segunda análise realizada foi após o torneamento, aonde foram analisados os desgastes das arestas de corte utilizadas. Para esta análise foi utilizado o MEV e a lupa estereoscópica, modelo Olympus com câmera Nikon acoplada instalada no LFS. Identificou se por meio desta análise os dois principais mecanismos de desgastes do processo de usinagem: abrasão e aderência que serão discutidos no Capítulo 4.

Tabela 5 – Variáveis e parâmetros dos testes de riscamento

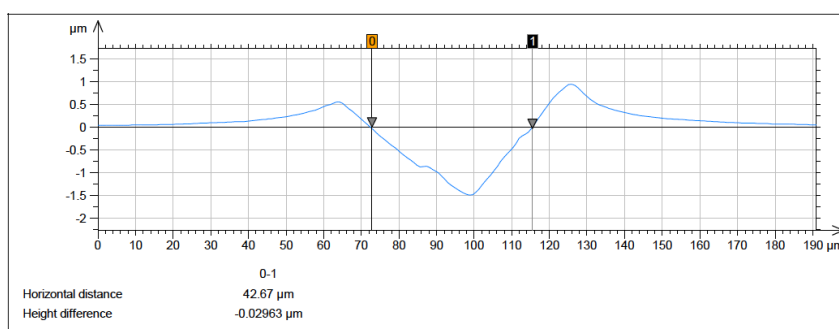
Parâmetros para os testes de riscamento				
Variáveis	Nº de repetições	Comprimento do risco	Carga de carregamento constante	Velocidade
	1, 2, 5 e 10	2 mm	20 N	0,035 mm/s

Fonte: Autor

Figura 57 – Obtenção das dimensões sobre o perfil médio de riscamento – NbC-Ni_967(uma repetição)

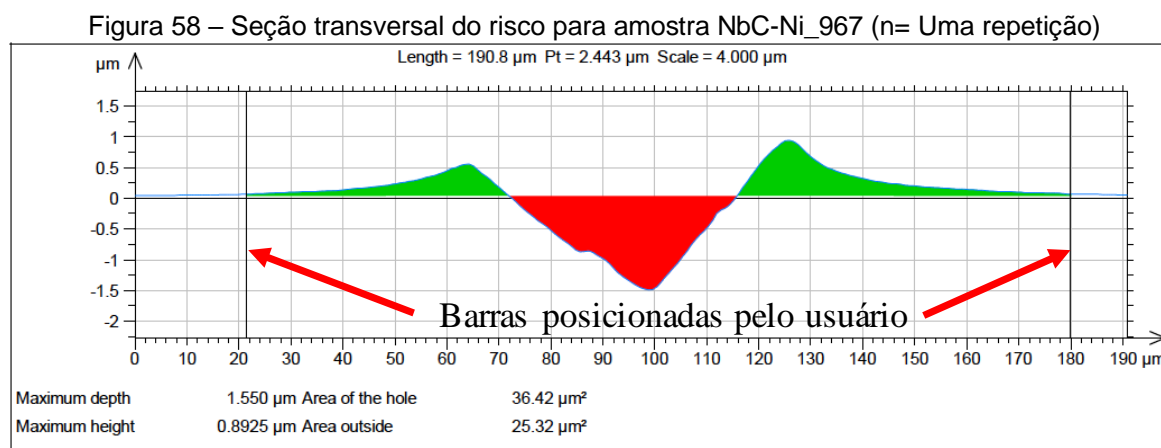


(a) Distância entre os picos do pile up para amostra NbC-Ni_967 (n=1 repetição)



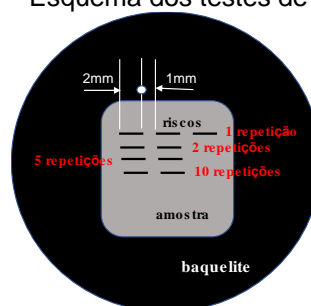
(b) Largura do risco no nível do plano de referência para a amostra NbC-Ni_967 (n= Uma repetição)

Fonte: Autor.



Fonte: Autor

Figura 59 – Esquema dos testes de riscamento



Fonte: Autor

3.1.2.6 Análise da plasticidade do ligante

A caracterização da plasticidade do ligante das classes das ferramentas de corte à base de NbC-Ni e WC-Co referência foram realizadas via testes de endentação instrumentada pelo tribo endentador TI-950 da Hysitron Inc. Nestes testes foram obtidas as curvas do carregamento pelo deslocamento, Figura 60. Os resultados foram analisados por algoritmos específicos, que fornecem dureza instrumentada e módulo de elasticidade reduzido. O endentador é calibrado fazendo endentações em um padrão de quartzo fundido, enquanto a calibração da posição óptica é realizada em um único cristal eletropolido de alumínio. Além disso, o tribo endentador aplica a função de área previamente determinada por meio do algoritmo descrito por Oliver Pharr (1992, 2004) para calcular as propriedades mecânicas.

As condições experimentais para a caracterização do módulo de elasticidade dos materiais analisados estão descritas na Tabela 6. A preparação dos experimentos da endentação instrumentada nas amostras das cinco classes de NbC-Ni e da amostra de referência de WC-Co foi em função da carga aplicada e o tempo do teste. Todas as endentações foram realizadas com um endentador de diamante Berkovich.

Figura 60 – Exemplo da curva de carregamento pelo deslocamento – NbC-Ni_967

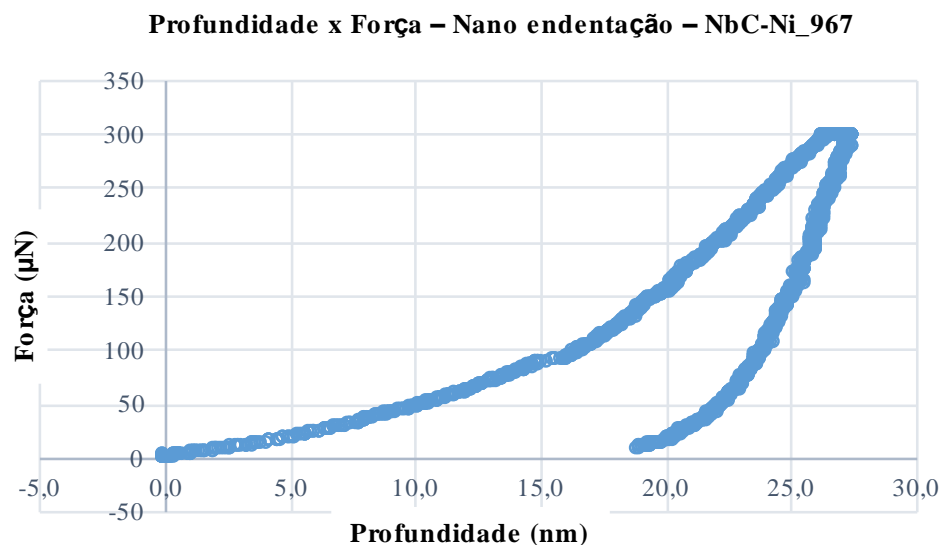


Tabela 6 – Condições experimentais dos testes de nano endentação para obtenção do módulo de elasticidade das classes NbC-Ni

Amostras	Carga (μN)	Tempo de carregamento (s)	Tempo de fluência (s)	Tempo de descarregamento (s)	Número de replicações
NbC-Ni_900	300	5	2	5	10
NbC-Ni_938	300	5	2	5	10
NbC-Ni_959	300	5	2	5	10
NbC-Ni_965	300	5	2	5	10
NbC-Ni_967	300	5	2	5	10
WC-Co_ref	300	5	2	5	10

Fonte: Autor

Com base no módulo de elasticidade reduzido do ligante, foi possível calcular o módulo de elasticidade das amostras pela Equação 7 – Equação de Oliver e Pharr do item 2.11. Também foi possível obter a média do carregamento máximo da endentação (P_{max}); profundidade de endentação no pico da carga de endentação (h_{max}); profundidade final da impressão de contato depois do descarregamento (h_f), a rigidez inicial de descarregamento (S) e dureza do ligante (H).

3.1.2.7 Análise do tipo de porosidade

Com base na norma B276-05 (reaprovada em 2015) descrita no item 2.4.4, foram realizadas as comparações entre as microestruturas das amostras de NbC-Ni e os padrões existentes na norma, para que se possa ajudar a compreender a influência desta no desempenho destas classes no processo de usinagem, para que se possa especificar o nível máximo aceitável de porosidade para a aplicação desejada.

3.1.3 Experimentos de usinagem

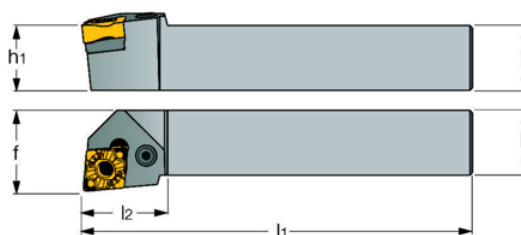
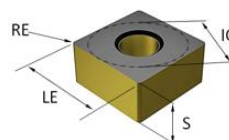
Após a sinterização, as pré-formas foram retificadas através de rebolo diamantado para produzir os insertos conforme as tolerâncias especificadas de forma e dimensões. A geometria das ferramentas seguiu a norma ISO 1832 (2017), SNMN 190608 e o porta-ferramenta utilizado para a montagem das ferramentas de corte foi produzido conforme ISO 5608 (1995): DSSNL3232P 19. Na Tabela 7 é mostrada a ferramenta de corte e o porta-ferramentas. Na Tabela 8 são apresentadas as principais dimensões. Em testes iniciais de usinagem, torneamento, apresentaram vários problemas relacionados à remoção de cavacos acumulados, gerando danos aos insertos (lascamentos e quebras) e riscos ao operador da máquina. A solução encontrada para evitar estes problemas foi a fabricação de um quebra-cavaco mecânico fixado sobre o inserto, conforme figura que se encontra na

Tabela 8. O material utilizado para este quebra-cavaco foi metal-duro. Durante os testes de usinagem este dispositivo não quebrou o cavaco, porém evitou o acúmulo dele afastando-o da zona de corte. O ângulo de saída negativo de -8° se deve ao tipo de suporte de ferramenta que foi utilizado, os insertos desenvolvidos e o referência têm ângulo de folga de 0° .

Tabela 7 – Dimensões das ferramentas de corte SNMA/SNMN 190608 e suporte para ferramenta DSSNL3232P 19

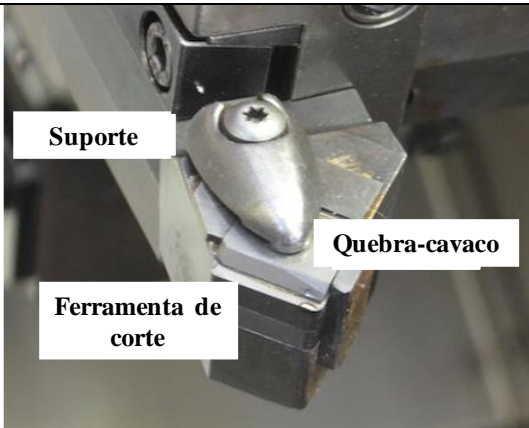
Dimensão (mm)	
LE	19
IC	19
S	6
RE	0,8

h1	32
F	40
l1	182,5
l2	49,5
H	32
B	32



Fonte: ISO 1832 (2017) e ISO 5608 (1995)

Tabela 8 – Geometria da ferramenta após montagem no suporte

	Ângulo de inclinação	0°
	Ângulo de posição	45°
	Ângulo de saída	-8°
	Ângulo de incidência	0°
	Direção de corte	Esquerda
	Quebra cavaco	Externo

Fonte: Autor

3.1.4 Avaliação do desgaste - vida útil da ferramenta de corte e experimentos de usinagem

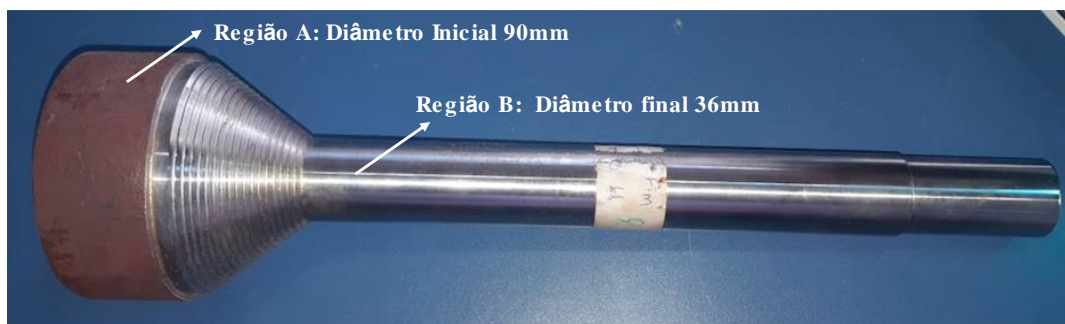
A evolução do desgaste do flanco foi realizada utilizando experimentos de torneamento. O desgaste do flanco foi medido em um período de tempo pré-definido. Os testes foram realizados em um torno CNC (Romi E280) com rotação máxima de 4000 rpm e potência máxima de 18,5 kW instalado no Centro de Competência de Manufatura do ITA (CCM-ITA). Os corpos de prova utilizados foram o aço ANSI 4340 com diâmetro inicial de 90 mm e 325 mm de comprimento, temperado e revenido com uma dureza de 320 ± 20 HB. A característica principal do aço AISI 4340 é a de ser um aço de alta temperabilidade, capaz de alcançar elevada resistência em seções grandes, boa resistência ao choque e aos efeitos de fadiga (BOING, 2016). Foram realizados os tratamentos térmicos de normalização, têmpera e revenimento, conforme Tabela 9, para que o material tivesse uma microestrutura e dureza homogêneas para a realização dos testes de usinagem com características similares àquelas a que este material é usinado nas indústrias para componentes em sistemas mecânicos, principalmente estruturais.

Tabela 9 – Parâmetros para o tratamento térmico – aço AISI 4340

	Normalização	Têmpera	Revenimento
Temperatura de patamar (°C)	900	860	600
Tempo de encharque (min)	210	180	210
Meio de resfriamento	Ar	Óleo	Ar

Fonte: Autor.

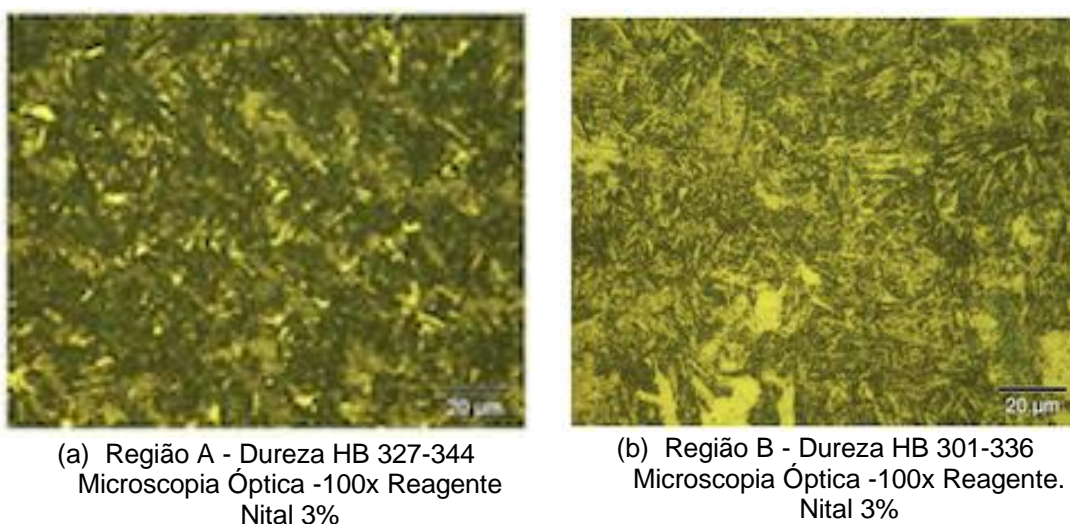
Figura 61 - Corpo de prova: aço AISI 4340



Fonte: Autor

Na Figura 62 é apresentado um exemplo do corpo de prova dos testes de torneamento dos insertos NbC-Ni e WC-Co referência.

Figura 62 – Comparação da microestrutura e dureza entre a região “A” e “B”



Fonte: Autor

Foram realizadas as análises das microestruturas nas regiões “A” e “B”, atacadas com uma solução Nital a 3% (HNO_3 a 3% + álcool a 97%). A Figura 62 (a), microestrutura da região “A”, apresenta uma microestrutura martensítica com pequenas frações de austenita retida. A microestrutura da região “B”, Figura 62 (b), é também martensítica com uma concentração aparente maior de austenita retida do que na região “A”. Porém esta maior concentração de austenita retida provavelmente é função da taxa de resfriamento ocorrida no tratamento térmico, pois o resfriamento do núcleo é mais lento do que a da superfície. Portanto, as microestruturas são similares nas duas regiões analisadas. As barras de aço AISI4340 vendidas normalizadas apresentam uma microestrutura que não garante a ductilidade e, conseqüentemente, uma usinabilidade homogênea em toda a peça (VIEIRA *et al.*, 2021). Por isso é que as

barras para os testes de torneamento foram temperadas e revenidas a uma temperatura de 600 °C, ficando com uma dureza de normalizada, porém com uma microestrutura martensítica. Com isto, os corpos de provas usinados, não tiveram a influência da heterogeneidade de um material normalizado. A dureza variou dentro da faixa de 320 ± 20 HB. Na Tabela 10 é apresentada a composição química do aço AISI 4340 real e *standard*.

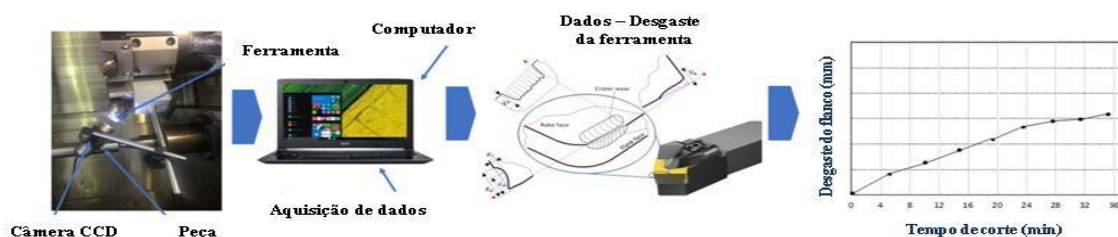
Tabela 10 – Composição química do aço AISI 4340 usinado nos experimentos

	C	Mn	Si	P	S	S	Cr	Ni	Mo	Fe
Peça	0,39	0,6	0,23	0,013	0,003	0,003	0,73	1,9	0,25	Bal
Norma	0,38 -0,43	0,60- 0,8	0,15- 0,35	≤0,035	≤0,04	≤0,04	0,7-0,9	1,65-2,0	0,2-0,3	Bal

Fonte: Autor

Os resultados do processo de torneamento foram comparados com uma ferramenta de controle WC-Co. A progressão do desgaste do flanco foi medida diretamente na máquina, com uma câmera CCD, Dino-Lite USB AM-413ZT, montada no suporte da ferramenta. Foi utilizada uma câmera CCD com resolução de 1.024 x 728 pixels, com uma ampliação de 200x. As imagens foram processadas usando o software específico. Na Figura 63 é mostrado o fluxo do planejamento dos experimentos e análises realizadas para atingir os objetivos desta investigação.

Figura 63 – Fluxo de trabalho dos experimentos



Fonte: Autor

Experimentos preliminares foram realizados para estabelecer os parâmetros de corte ideal para o teste de usinagem. Em trabalho conjunto com Montenegro (2017) foram realizados experimentos de usinagem exploratória, Tabela 11, escolhendo a velocidade de corte, avanço variando em três níveis cada um. A profundidade de corte foi mantida constante para todos os testes. Esta decisão foi justificada pelo fato de a velocidade de corte e o avanço serem os parâmetros mais importantes na força de usinagem e na rugosidade da superfície no processo de torneamento (CHOUDHURY; E-BARADIE, 1998; YANG; TARNG, 1998; SAHIN; MOTORCU, 2005; DAVIM, 2011; SURESH; BASAVARAJAPPA; SAMUEL, 2012; DEBNATH; REDDY; YI, 2006 *apud*

MONTENEGRO, 2017). A análise dos experimentos envolveu o estudo dos efeitos da velocidade de corte, do avanço e das ferramentas de corte, como fatores, e, portanto, o planejamento fatorial foi adotado em experimentos exploratórios de usinagem para investigar todas as combinações possíveis de cada fator.

Após as análises efetuadas, como detalhado acima, foram definidos como parâmetros a $V_c = 160$ m/min, $f = 0,1$ mm/rotação (MONTENEGRO, 2017).

Tabela 11 – Seleção de faixas de parâmetros de corte

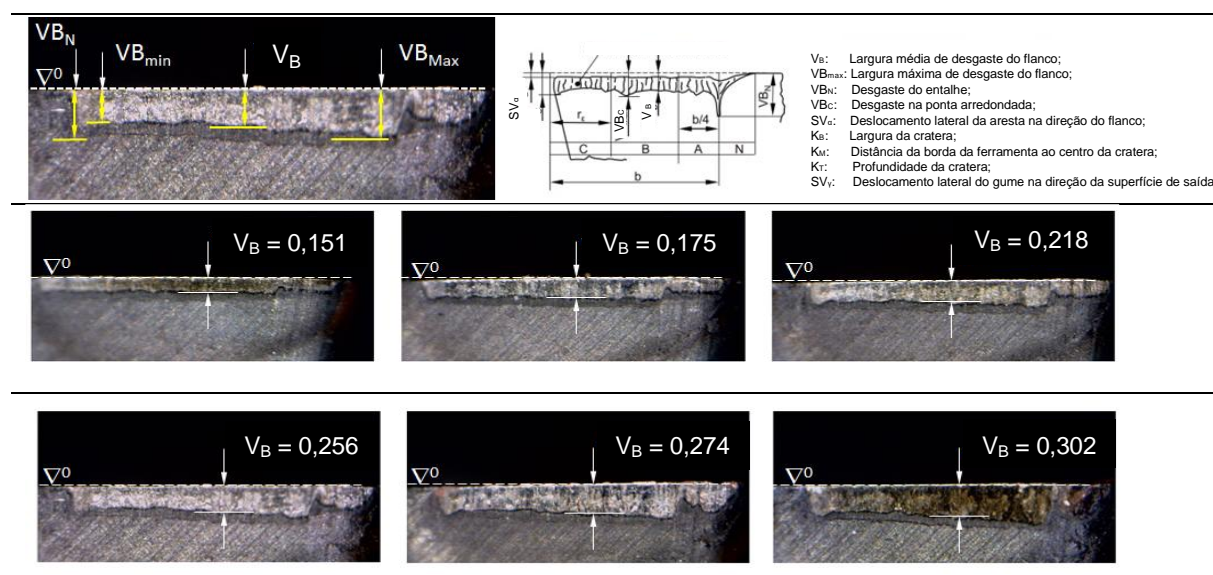
Parâmetro	Nível para cada parâmetro		
V_c : Velocidade de corte (m/min)	160	200	250
f : avanço (mm/volta)	0,1	0,2	0,3
a_p : profundidade de corte (mm)	1,5		

Fonte: Autor

O fim da vida útil da ferramenta foi definido para um desgaste de flanco $V_B = 0,3$ mm conforme ISO 3685 (1993). Uma emulsão de água/óleo foi usada durante os experimentos, com uma concentração de 10% e pH 9. O fluido de corte utilizado foi um óleo vegetal miscível com água, à base de óleo éster, livre de cloro, boro, formaldeído e zinco (BLASER, 2011).

Na Tabela 12 é apresentada a medição realizada para se obter o valor do desgaste do flanco, foram realizadas três repetições para cada ferramenta de corte para se obter o tempo médio de vida e seu desvio padrão.

Tabela 12 – Exemplo da medição progressiva do desgaste médio do flanco



Fonte: Autor

Foram gerados gráficos tempo de vida pelo desgaste do flanco (V_B) para ferramentas de corte de usinagem de NbC-Ni e a ferramenta de referência de WC-Co para realizar as comparações entre elas.

Após os testes de usinagem, foram caracterizados os tipos de mecanismos de desgastes que atuaram nas ferramentas de corte durante o processo de usinagem, com o auxílio do MEV, microscópio óptico, lupa estereoscópica e o EDS.

3.2 Desenvolvimento da ferramenta de corte NbC-Ni - SinterHip

Após todas as análises realizadas nas cinco classes de NbC-Ni descritas nos itens anteriores deste capítulo, foram desenvolvidas duas novas amostras de NbC-Ni adicionando a etapa de SinterHip: as classes SH1 e SH2 tendo como referência a classe NbC_Ni-967 que teve o melhor desempenho em relação as classes de NbC-Ni. A adição do processo de SinterHip teve como motivo a redução da porosidade com o intuito de reduzir a dispersão da vida da aresta de corte durante o processo de usinagem, mantendo ou melhorando o desempenho alcançado nos testes de usinagem realizados da classe NbC-Ni-967.

O processo de sinterização teve duas etapas. A primeira foi igual ao processo realizado na classe NbC-Ni_967 (vide Tabela 4), sinterização sob vácuo com argônio. E a segunda etapa, o processo SinterHip (parâmetros descritos na Tabela 13).

Tabela 13 – Composição e parâmetros de sinterização - ferramentas a base de NbC-Ni – SinterHip

ID	Composição (%p)	Atmosfera	t_{sinter} (°C)
SH1	10%Ni + 12%WC + 14% TiC + 64% NbC	Vácuo + Argônio	1400
SH2		N ₂ + pressão 20 bar	1400

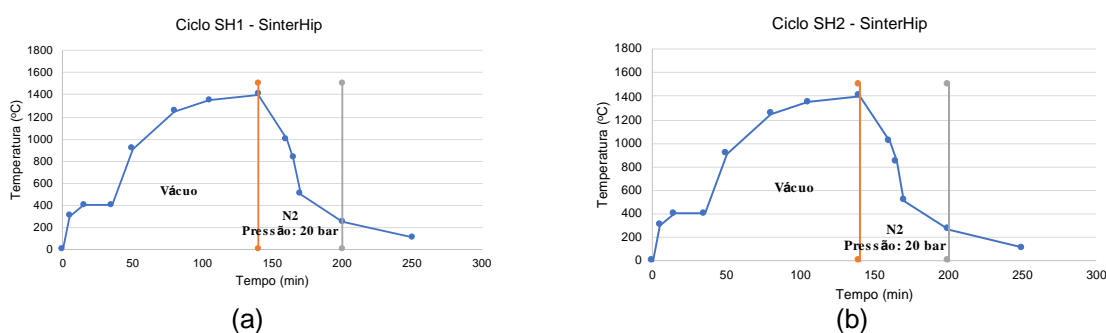
Fonte: Autor

A única alteração, na preparação dos pós, entre a classe NbC_Ni-967 e as classe SH1 e SH2, foi a alteração no tempo de moagem de 0,5 hora para uma hora com o intuito de obter uma estrutura mais homogênea. Todas as outras etapas de preparação foram mantidas as mesmas. As classes SH1 e SH2 foram produzidas no mesmo período e os testes de usinagens ocorreram simultaneamente para as duas classes.

A primeira etapa de sinterização, sob vácuo + argônio, para estas novas classes foram iguais a classe NbC-Ni_967, Figura 55 (b). A segunda etapa foi adicionada após a primeira etapa somando o processo de SinterHip. O ciclo de resinterização utilizado no SinterHip está representado conforme Figura 64.

A diferença entre os ciclos SH1 e SH2, Figura 64 (a) e Figura 64 (b), respectivamente, é que, no primeiro, o forno foi desligado no processo de resfriamento logo após a injeção de N₂ e a pressão a 20 bar; enquanto que, no ciclo SH2, o forno foi mantido ligado nesta etapa.

Figura 64 – Ciclo de Sinterização via SinterHIP



Fonte: Autor

O desenvolvimento destas novas duas classes foi baseado na análise do desempenho da usinagem, principalmente a dispersão do tempo de vida da aresta de corte e a porosidade das amostras de NbC-Ni em relação à amostra referência de WC-Co. Por meio destas análises, foi decidida a fabricação das classes NbC-Ni_967 com a adição do processo SinterHip (SH1 e SH2), uma vez que esta classe foi a que teve o melhor resultado de desempenho de usinagem quando comparada a amostra de WC-Co referência.

Após a sinterização das amostras SH1 e SH2 foi realizada a etapa de preparação metalográfica para a realização da caracterização das amostras conforme item 3.1.2.

Foram realizadas a determinação da dureza Vickers e tenacidade à fratura, obtenção da densidade, análise da microestrutura, análise dos mecanismos de desgaste por meio de teste de riscamento e usinagem, análise da plasticidade do ligante e porosidade conforme descritos nos itens 3.1.2.1 ao 3.1.2.7. Todas estas análises foram realizadas igualmente nas amostras anteriores, NbC-Ni e WC-Co referência, nas mesmas condições e com os mesmos parâmetros.

Também foram realizados os testes de usinagem, torneamento, conforme item 3.1.3. A análise de usinagem foi realizada nas mesmas condições e com os mesmos parâmetros dos testes com as classes de NbC-Ni e WC-Co referência.

3.3 Análise estatística dos dados

Um intervalo de confiança de 95% foi estabelecido para cada experimento. Calculou-se o desvio padrão de cada média obtida. Como este intervalo pode se sobrepor em vários casos, foi necessário fazer uma análise estatística para comparar as médias das variáveis analisadas. Para confirmar se há diferença estatística entre as médias, utilizou-se uma análise de variância ANOVA, por meio do software Minitab, a fim de confirmar as diferenças entre as variáveis analisadas, entre as classes das ferramentas NbC-Ni e entre elas e a classe de referência de WC-Co. Primeiramente, foram calculados a média, o desvio padrão e o intervalo de confiança de 95% para cada repetição realizada nos testes realizados. Foi realizado o teste de homogeneidade das variâncias nos grupos de dados analisados por meio do teste de Bartlett. Quando as variâncias das classes são diferentes é utilizado o procedimento de Games-Howell para verificar se as médias são diferentes ou iguais entre as classes conforme padrão de análise estabelecido no software. Este procedimento é mais comum quando é necessário realizar uma análise post-hoc para descobrir quais grupos são diferentes entre si, ele é considerado robusto, mas pode ser usada quando os tamanhos das amostras forem pequenos. Contudo, este teste é mais preciso quando os tamanhos amostrais são diferentes (FIELD, 2014). Para variância igual é utilizado o Teste de Tukey. Este teste tem como base a DMS (diferença mínima significativa), sendo um dos testes de comparação de média mais utilizado, por ser bastante rigoroso e de fácil aplicação (FIELD, 2014). Na ANOVA, quando o valor do teste estatístico $p < 0,05$ (intervalo de confiança de 95%) a hipótese nula pode ser rejeitada e as médias são diferentes e quando $p \geq 0,05$, a hipótese nula não pode ser rejeitada e as médias podem ser iguais. O valor T mede o tamanho da diferença em relação à variação em seus dados amostrais. Dito de outra forma, T é simplesmente a diferença calculada representada em unidades de erro padrão. Quanto maior a magnitude de T, maior a evidência contra a hipótese nula. Isso significa que há maior evidência de que há uma diferença significativa. Quanto mais próximo o parâmetro T estiver de 0, maior a probabilidade de que não haja uma diferença significativa.

4 ANÁLISE DE RESULTADOS

4.1 Análise das classes de NbC-Ni

4.1.1 Dureza, tenacidade a fratura e densidade

As amostras das classes de NbC-Ni e WC-Co referência foram preparadas conforme item 3.1.2 para a obtenção da dureza, tenacidade à fratura, densidade e densidade relativa conforme itens 3.1.2.1, 3.1.2.2 e 3.1.2.3 respectivamente. Os resultados encontram-se na Tabela 14.

Tabela 14 – Características das ferramentas à base de NbC-Ni em função das variáveis temperatura e tempo de sinterização.

ID	Composição (%p)	Dureza HV ₃₀	K _{IC} (MPa.m ^{1/2})	Atmosfera	T _{sinter} (min)	T _{sinter} (°C)	d (g/cm ³)	d _r (%)
900	15%Ni+12%WC+14%TiC+59%NbC	1289±23	10,2±0,7	Vácuo	15	1420	7,58	97.6
938	15%Ni+12%WC+14%TiC+59%NbC	1440±40	11,1±0,3	Vácuo	20	1420	7,71	99.1
959	12%Ni+12%WC+14%TiC+62%NbC	1443±32	9,0±0,3	V+Argônio	20	V: 1380 Ar 1420	7,59	97.9
965	12%Ni+12%WC+14%TiC+62%NbC	1280±30	8,7±0,4	V+Argônio	15	V: 1380 Ar 1420	7,48	97.2
967	10%Ni+12%WC+14%TiC+64%NbC	1460±40	8,9±0,4	V+Argônio	20	V: 1380 Ar 1420	7,60	97.9

As alterações do tempo de patamar dentro da mesma atmosfera do forno alteraram os valores da dureza e tenacidade à fratura para uma mesma composição e mesma temperatura de sinterização, como pode ser observado na Tabela 14 para as classes 900 e 938, com o forno na atmosfera a vácuo e com um percentual em peso de ligante de 15% (Ni). O mesmo pode ser observado para a classe 959 em atmosfera sob vácuo + argônio e com um percentual em peso do ligante de 12%.

A maior dureza obtida foi na classe 967 que foi produzida nas mesmas condições da classe 959, porém com a redução do percentual de ligante para 10% aumentando em média a dureza em relação à classe 959 em 20HV. As duas amostras produzidas sob vácuo + argônio tiveram os valores da tenacidade à fratura inferiores aos produzidos somente sob vácuo, esta redução variou de 11,7% a 21,6% conforme pode ser observado na Tabela 14.

4.1.2 Microestrutura e porosidade

De acordo com a norma B276-05 (reaprovada em 2015), método de teste padrão para porosidade aparente em metal-duro, foram realizadas análises das classes de NbC-Ni desenvolvidas e o WC-Co de referência, tendo como base as micrografias realizadas no MEV com um aumento de 100x e 200x, conforme Figura 65.

De acordo com a norma o aumento de 200x é para classificar as porosidades Tipo A (poros $\leq 10 \mu\text{m}$), aumento de 100x Tipo B (> 10 a $\leq 25 \mu\text{m}$) e Tipo C pode ser com aumento de 100x e 200X para a classificação da porosidade resultante do carbono não combinado. Com base nestas análises foram obtidos os resultados apresentados na Tabela 15.

Tabela 15 – Tipos de porosidades

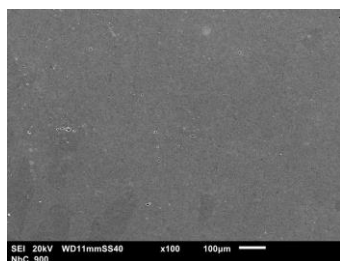
Tipos	NbC-Ni_900	NbC-Ni_938	NbC-Ni_959	NbC-Ni_967	WC-Co
Tipo A	A6	A6	A4	A6	A2
Tipo B	B2	B6	B2	B2	-
Tipo C	-	-	-	-	-

Fonte: Autor

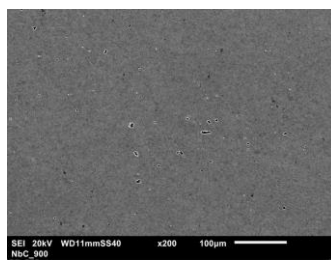
A porosidade aparente Tipo A normalmente é formada no ligante devido à contração na solidificação, enquanto na do Tipo B, podem ser defeitos que tiveram origem no processo de fabricação como, por exemplo, na compactação do produto a ser sinterizado. As classes de NbC-Ni_900, NbC-Ni_938, NbC-Ni_967 apresentaram uma porosidade aparente similares entre elas, a NbC-Ni_959 apresentou uma menor porosidade Tipo A. Porém todas com porosidades aparentes superiores à classe WC-Co referência. Esta é uma classificação que visa a estabelecer um critério de avaliação de porosidade entre o fabricante de metal-duro e o usuário, para ajudar os usuários a especificar o nível máximo aceitável de porosidade quanto ao uso específico e aplicação deste produto em relação ao nível de porosidade existente do material. Não tem como objetivo tratar sobre segurança associadas ao seu uso.

Na Figura 66 são apresentadas as micrografias das classes de NbC-Ni e WC-Co referência realizadas no microscópio óptico. É possível verificar que há pequenas formações de “lagos de níquel” (ligante) nas classes de NbC-Ni, o que não ocorre com a classe WC-Co referência.

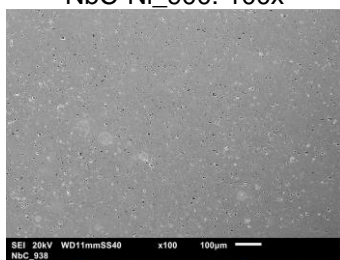
Figura 65 – Micrografias das classes NbC-Ni e referência WC-Co (MEV)



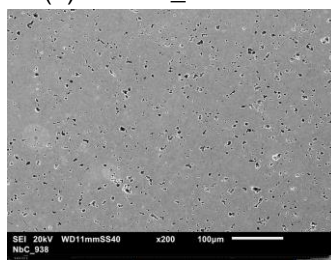
(a) NbC-Ni_900: 100x



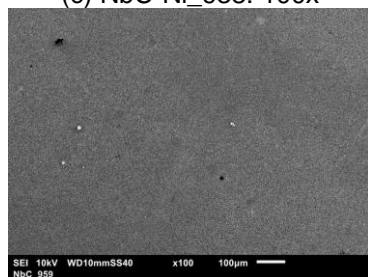
(b) NbC-Ni_900: 200x



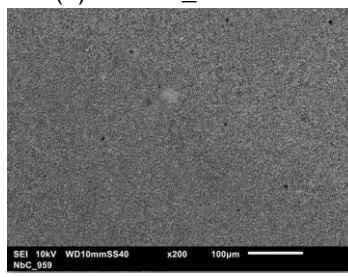
(c) NbC-Ni_938: 100x



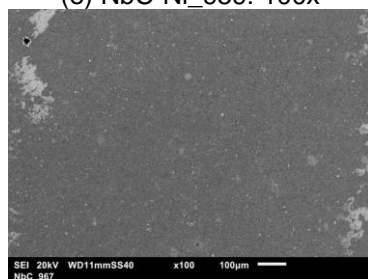
(d) NbC-Ni_938: 200x



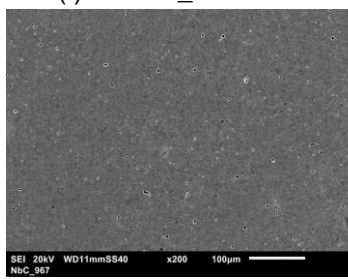
(e) NbC-Ni_959: 100x



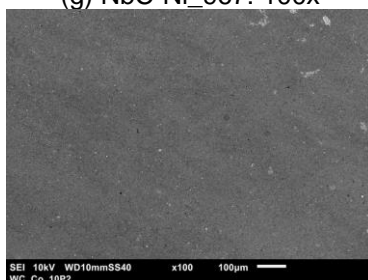
(f) NbC-Ni_959: 200x



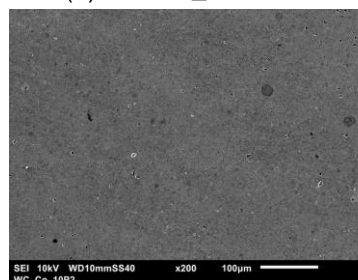
(g) NbC-Ni_967: 100x



(h) NbC-Ni_967: 200x



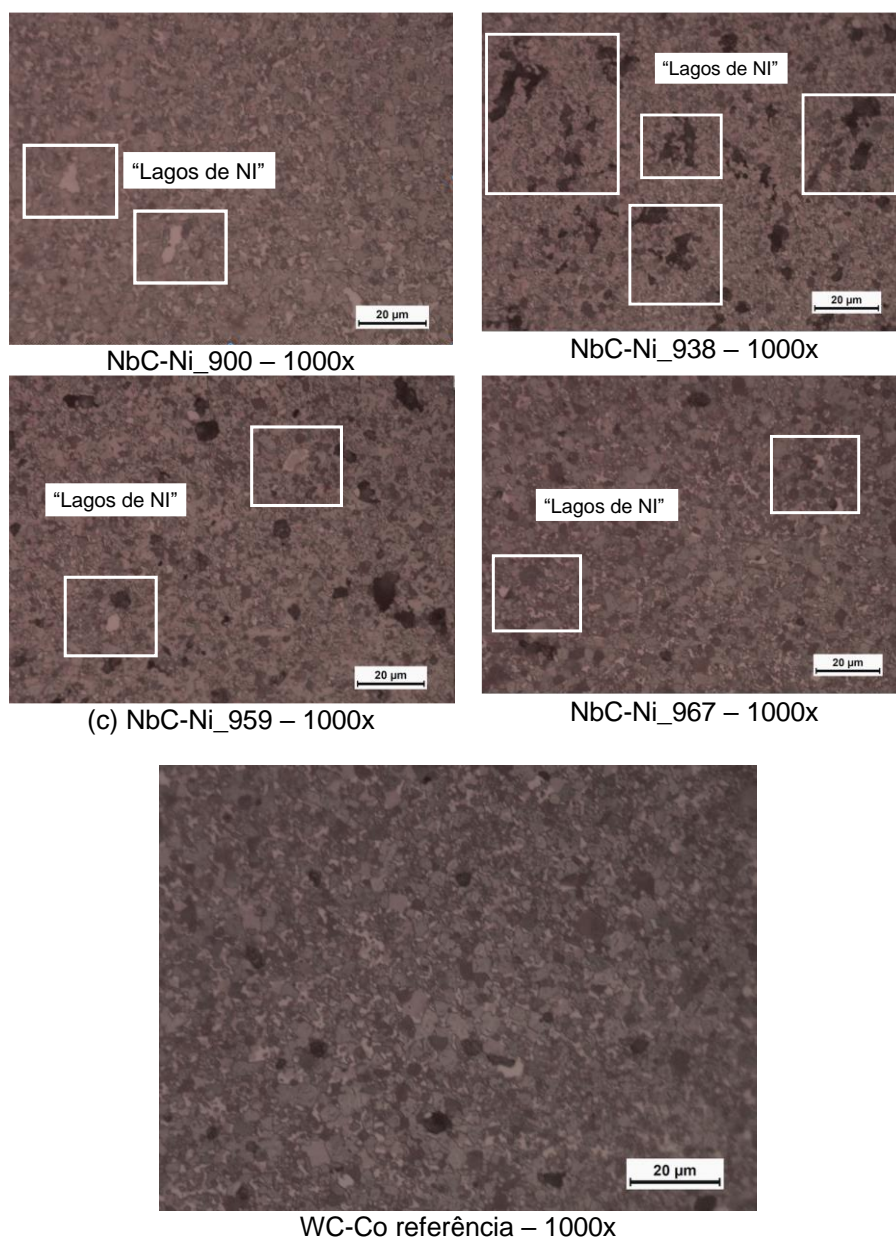
(i) WC-Co referência: 100x



(j) WC-Co referência: 200x

Fonte: Autor

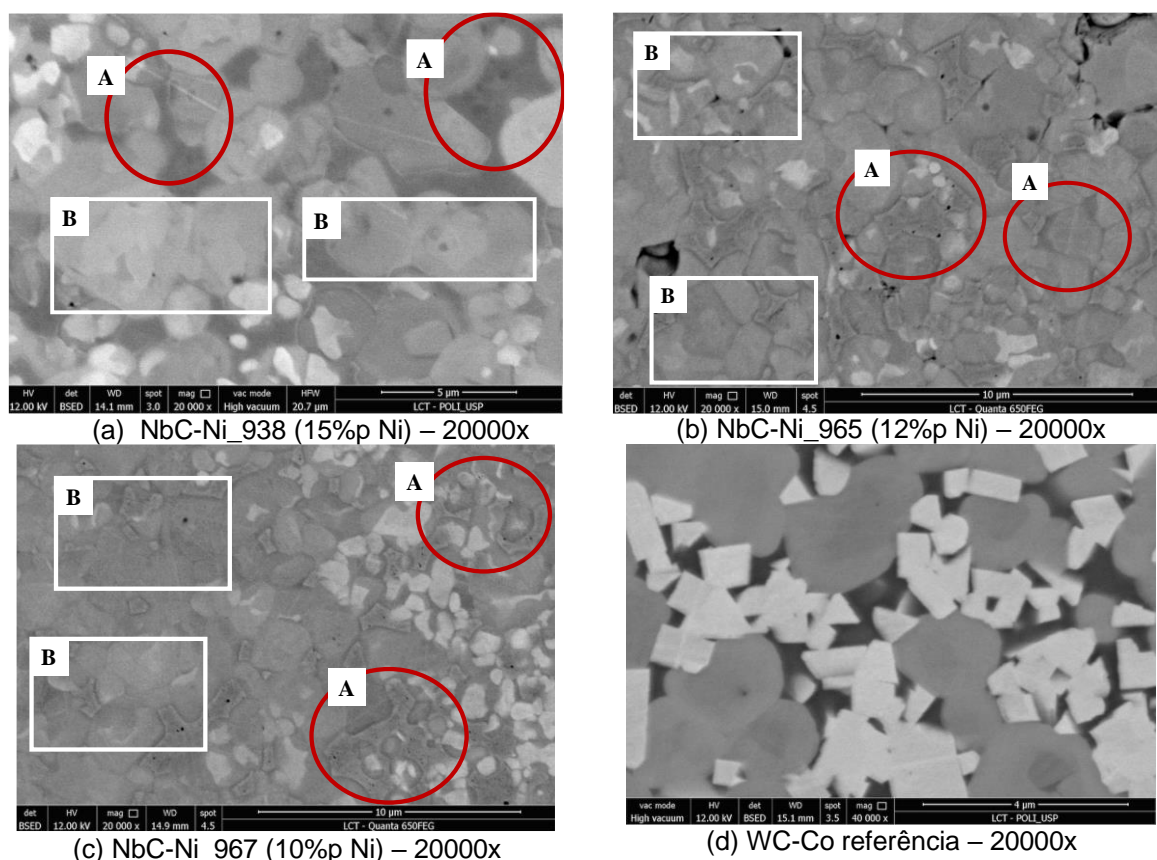
Figura 66 – Micrografias das classes de NbC-Ni e referência WC-Co (microscópio óptico)



Fonte: Autor

Na Figura 67 é apresentada uma comparação mais detalhada das micrografias realizadas no MEV, das classes NbC-Ni e WC-Co referência. Nota-se que na microestrutura da classe WC-Co referência, a molhabilidade entre o WC/Co é mais eficiente devido à melhor interação físico-química entre carbonetos e ligante do que na NbC/Ni independentemente do percentual de teor de Ni. As classes NbC-Ni têm várias regiões com contiguidades, o que não ocorre na classe WC-Co referência. A Figura 67 (a) (b) (c) apresenta nos detalhes “A” e “B”, molhabilidade e contiguidade, respectivamente, das classes NbC-Ni para 10%, 12% e 15% de Ni em comparação com a microestrutura do WC-Co referência, Figura 67 (d).

Figura 67 - Comparação entre as classes NbC-Ni e referência WC-Co – Molhabilidade (MEV)

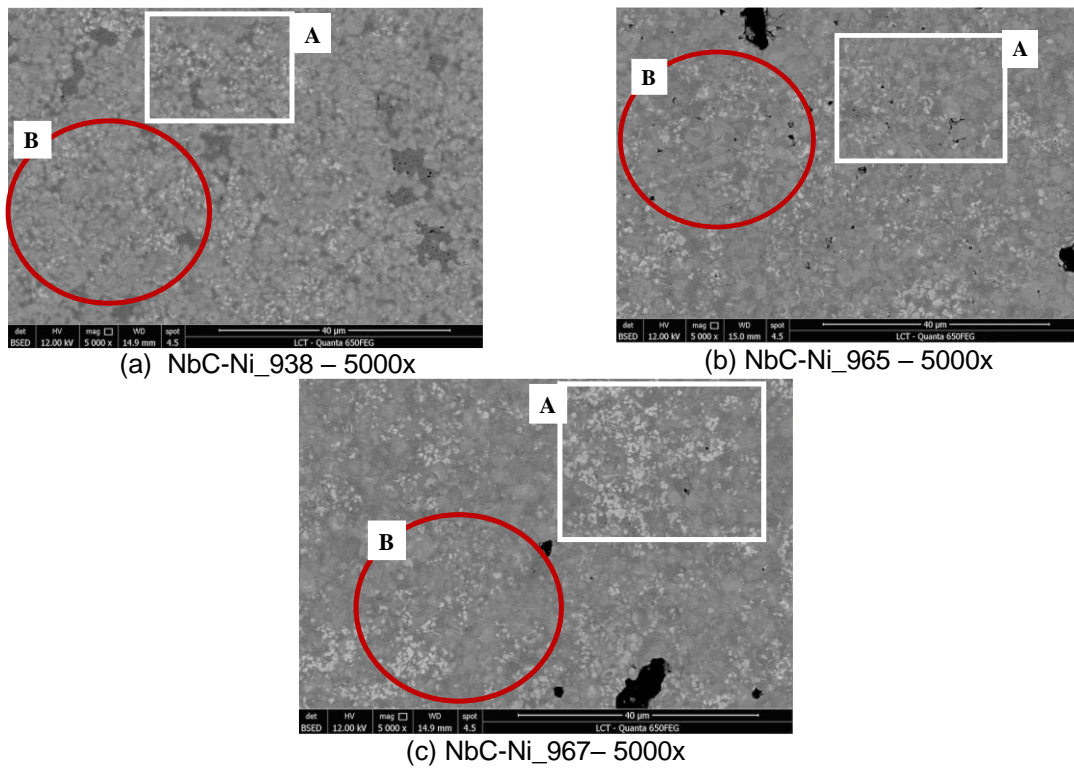


Fonte: Autor

As distribuições dos carbonetos ficaram heterogêneas nas classes NbC-Ni, conforme pode ser observado na Figura 68 (a) (b) (c), em certas áreas há uma concentração de tungstênio, área “A”, e, em outras áreas, uma baixa concentração (área “B”). Normalmente isto ocorre devido ao tempo e ao efeito de líquido (álcool isopropílico) na dispersão de partículas no processo de moagem.

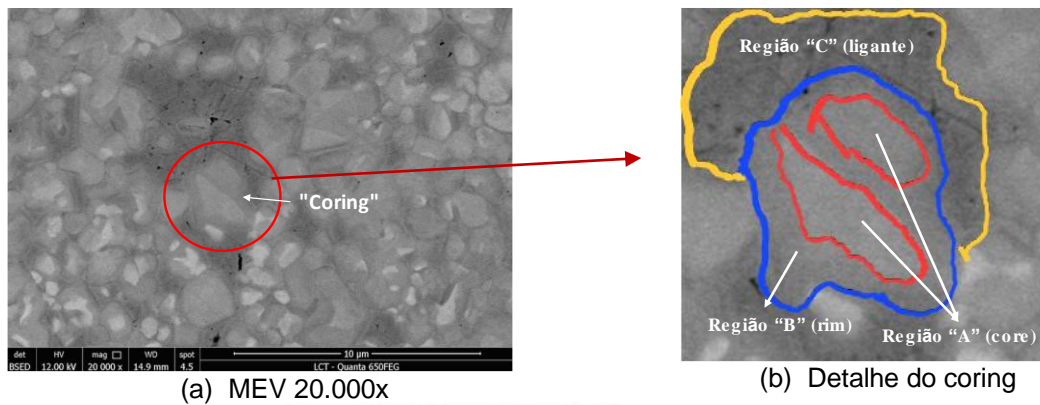
Na microestrutura também pode-se observar o fenômeno conhecido como *coring* ou *core rim*, Figura 69 (a). A Figura 69 (b), detalhe do *core rim*, é possível observar que a região “A”, núcleo (*core*), é uma região rica em Nb. A região “B” (*rim*) devido a solubilidade do nióbio no níquel tem uma concentração menor de Nb do que a região “A”. A região “C” é o ligante que é composto pelo Ni e do Nb, Ti, W em solução. Isto pode justificar as diferenças das propriedades que foram analisadas no ligante por meio da nano indentação, como o módulo de elasticidade e dureza, que serão apresentadas no item 4.1.3.4. A Figura 69 (c) é a representação esquemática da microestrutura do NbC-Ni.

Figura 68 – Comparação entre a classe NbC-Ni_967 e referência WC-Co



Fonte: Autor

Figura 69– Detalhamento das microestruturas: “coring” ou “core rim”



Partícula dura
WC

Partícula dura
NbC; TiC
Núcleo: NbC
Casca: (Ti, Nb)C

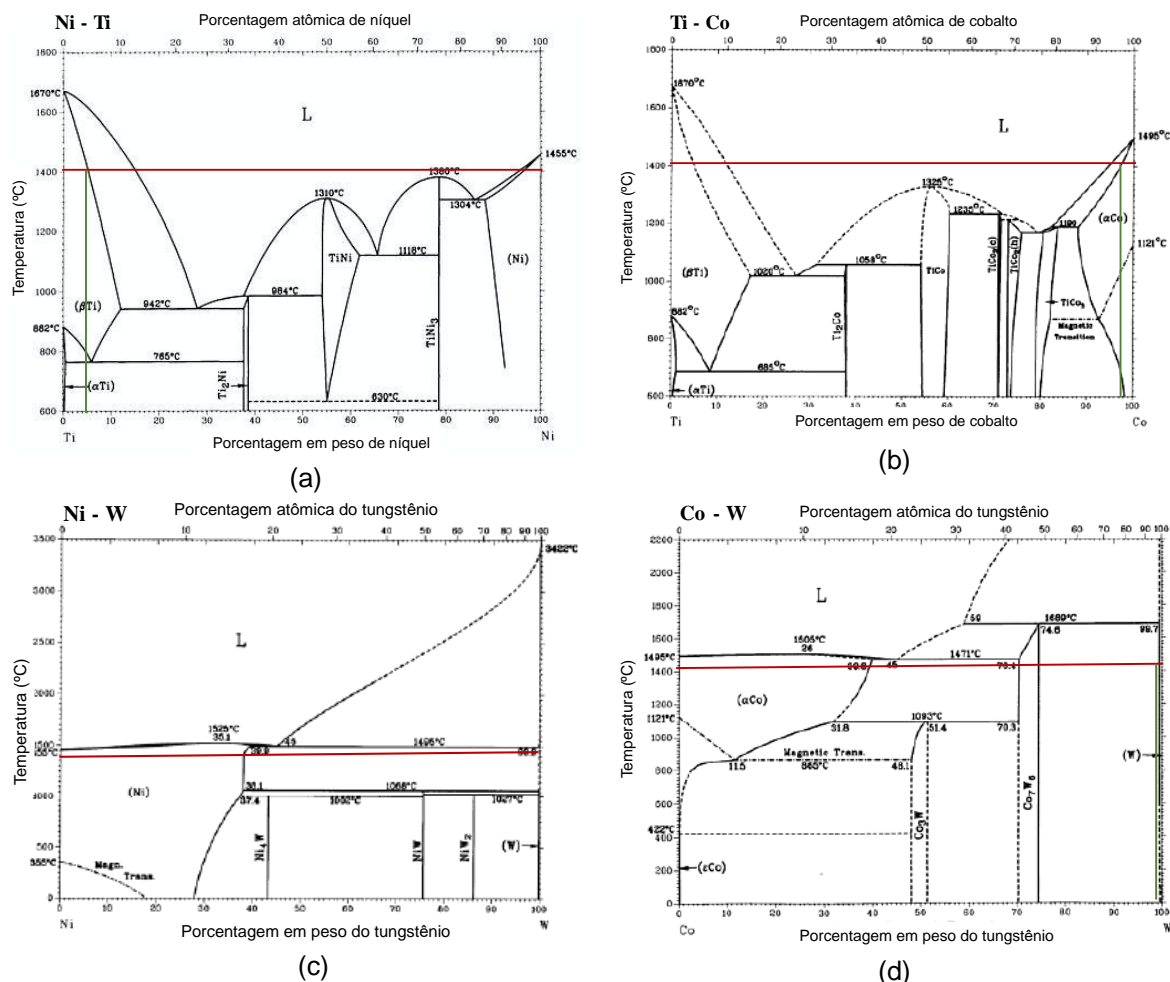
Ligante metálico
Ni, Nb, Ti, W –
Solução sólida

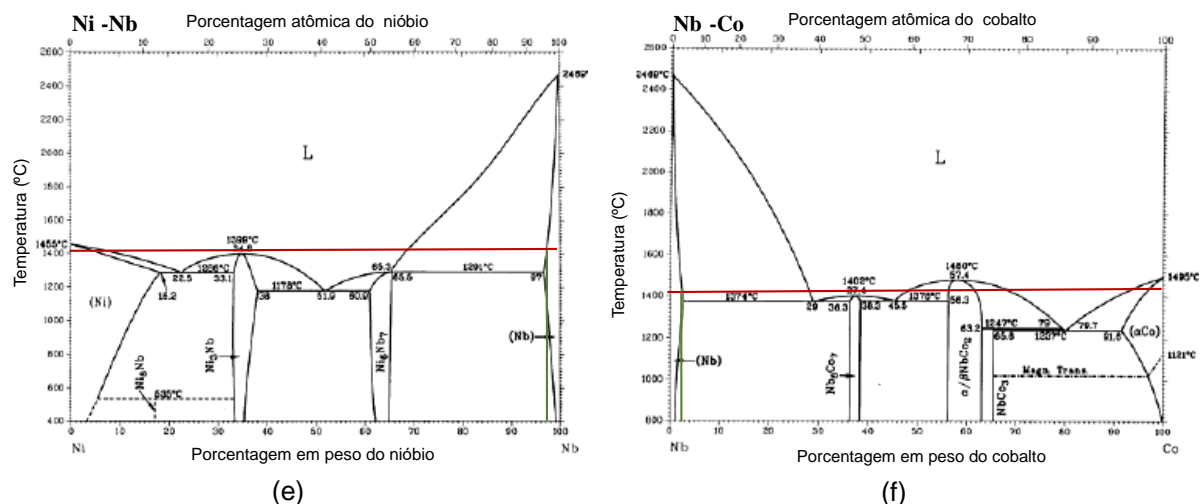
(c) Detalhe esquemático

Fonte: (a) (b) Autor e (c) adaptado de Klock (2011)

A solubilidade do W e Ti no cobalto é similar no níquel, porém o nióbio tem uma dissolução bem maior no níquel do que o W no cobalto como pode ser visto na Figura 70 (a) (b) (c) (d), nos diagramas de fases. A linha vermelha tracejada representa a temperatura de sinterização (1420 °C) e a linha verde tracejada, o percentual máximo em peso do material que solubiliza no níquel e cobalto. Esta dissolução é maior do Nb em níquel do que o W em cobalto. O que pode contribuir para um endurecimento maior do ligante nas classes NbC-Ni, por solução sólida, do que a classe WC-Co referência, conforme pode ser verificado na Figura 70 (d) e Figura 70 (c). Uma indicação sobre esta possibilidade é que as tenacidades à fratura destas classes são bem inferiores ao WC-Co referência como pode ser verificado na Tabela 14.

Figura 70 – Diagramas de fases: Ni-Ti; Co-Ti; Ni-W; Co-W; Ni-Nb; Co-Nb

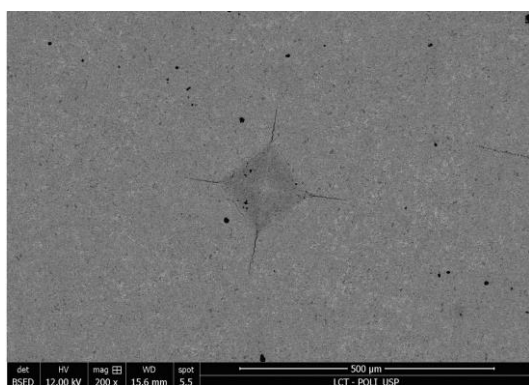




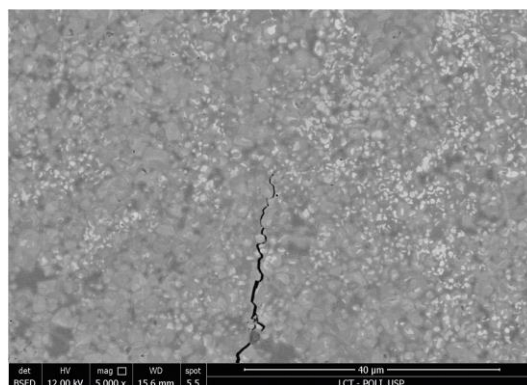
Fonte: ASM: Metals Handbook- Alloy phases diagrams (1992)

É possível, também, verificar que o ligante é frágil por meio das endentações realizadas para medição da dureza. Esta dureza é realizada através das medições das trincas como foi detalhado no item 3.1.2.2, todavia é possível verificar que as trincas geradas foram intergranulares, conforme Figura 71, o que demonstra a fragilidade do ligante.

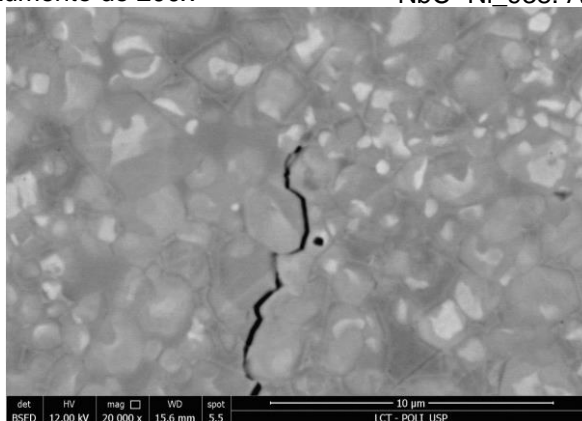
Figura 71 – Formação de trincas na endentação



NbC-Ni_938: Aumento de 200x



NbC- Ni_938: Aumento de 5000x



NbC-Ni_938: Aumento de 20000x

Fonte: Autor

4.1.3 Teste de riscamento

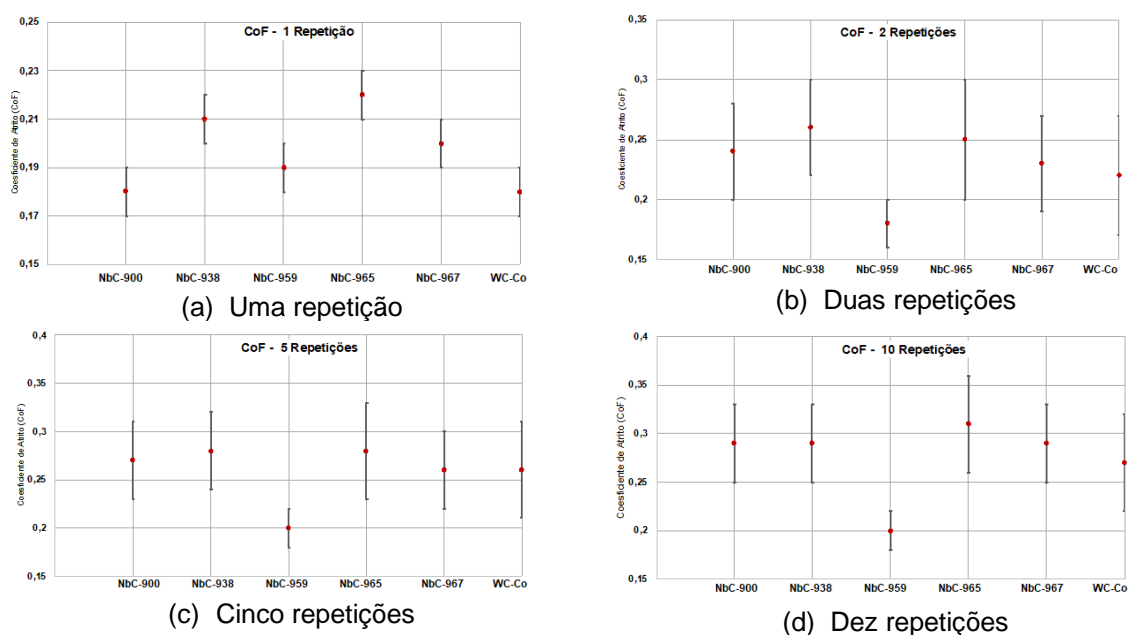
Foram realizados os testes de riscamento das cinco amostras das classes de NbC-Ni e da amostra de WC-Co referência de acordo com o item 3.1.2.5. Por meio destes testes foram obtidos os dados de CoF ao longo dos ensaios e das medições dos parâmetros geométricos no perfilômetro 3D, CCI-MP. Também foram realizadas imagens no MEV para a análise dos mecanismos de desgastes que atuam nas amostras e identificação de particularidades da microestrutura.

4.1.3.1 Coeficiente de atrito aparente – CoF (F_T/F_N)

O Apêndice A.1 apresenta os resultados graficamente obtidos do CoF para as seis amostras que foram submetidas aos testes de riscamento para $n=1, 2, 5$ e 10 repetições. Para obter os valores médios do CoF não foi considerado o período inicial dos testes (*running in*) e o trecho final para eliminar alguma influência comportamental do tribômetro. Portanto, o intervalo utilizado para os cálculos das médias compreendeu do intervalo de tempo de 1,5 a 9,5 s.

Com os ensaios de riscamento foram obtidos o CoF médio para cada classe de material de acordo com o número de repetições, conforme demonstrado na Figura 72 (a) (b) (c) (d).

Figura 72 – CoF médio das classes NbC-Ni e referência WC-Co por número de repetições



Fonte: Autor

Realizando as análises estatísticas das variáveis, conforme item 3.3; primeiramente, foram calculadas as médias, os desvios padrão e o intervalo de confiança de 95% para cada repetição realizada nos testes de riscamento, conforme Apêndice A.2. Foi realizado o teste de homogeneidade das variâncias nos grupos de dados analisados por meio do teste de Bartlett, Apêndice A.3. Como a variância das classes são diferentes para todos os grupos de testes do riscamento (n=1, 2, 5 e 10) foi utilizado o procedimento de Games-Howell para verificar se as médias são diferentes ou iguais entres as classes. No Apêndice A.4, encontra-se o resumo dos resultados da ANOVA.

Analisando os resultados para uma e duas repetições, Apêndice A.4, todas as hipóteses nulas foram rejeitadas, portanto todas as médias são diferentes entre si. Para cinco repetições, houve duas hipóteses nulas não rejeitadas, as médias entre a classes NbC-Ni_965 e NbC-Ni_938 e WC-Co referência e Nbc-Ni_967 podem ser iguais. No CoF médio das classes testadas para dez repetições, somente uma hipótese nula não foi rejeitada, a classe NbC-Ni_938 e NbC-Ni_900 podem ser iguais.

Na Tabela 16 é apresentado um resumo comparativo entre a classe de referência WC-Co com as classes de NbC-Ni. A seta para cima (vermelha), significa que o coeficiente de atrito da classe NbC-Ni foi superior ao da WC-Co referência, a seta para baixo (verde) significa o contrário, o coeficiente de atrito da classe NbC-Ni foi inferior.

Tabela 16 – Comparação entre as classes NbC-Ni e WC_Co referência - CoF

N (repetição)	Referência	NbC- Ni_900	NbC- Ni_938	NbC- Ni_959	NbC- Ni_965	NbC- Ni_967
1		=	↑ 16,7%	=	21,8%	↑ 6,9%
2	WC-Co	↑ 9,1%	↑ 18,1%	↓ 17,1%	↑ 16,0%	↑ 5,1%
5		↑ 3,8%	↑ 7,7%	↓ 23,1%	↑ 7,7%	=
10		↑ 7,4%	↑ 7,4%	↓ 25,9%	↑ 14,8	↑ 7,4%

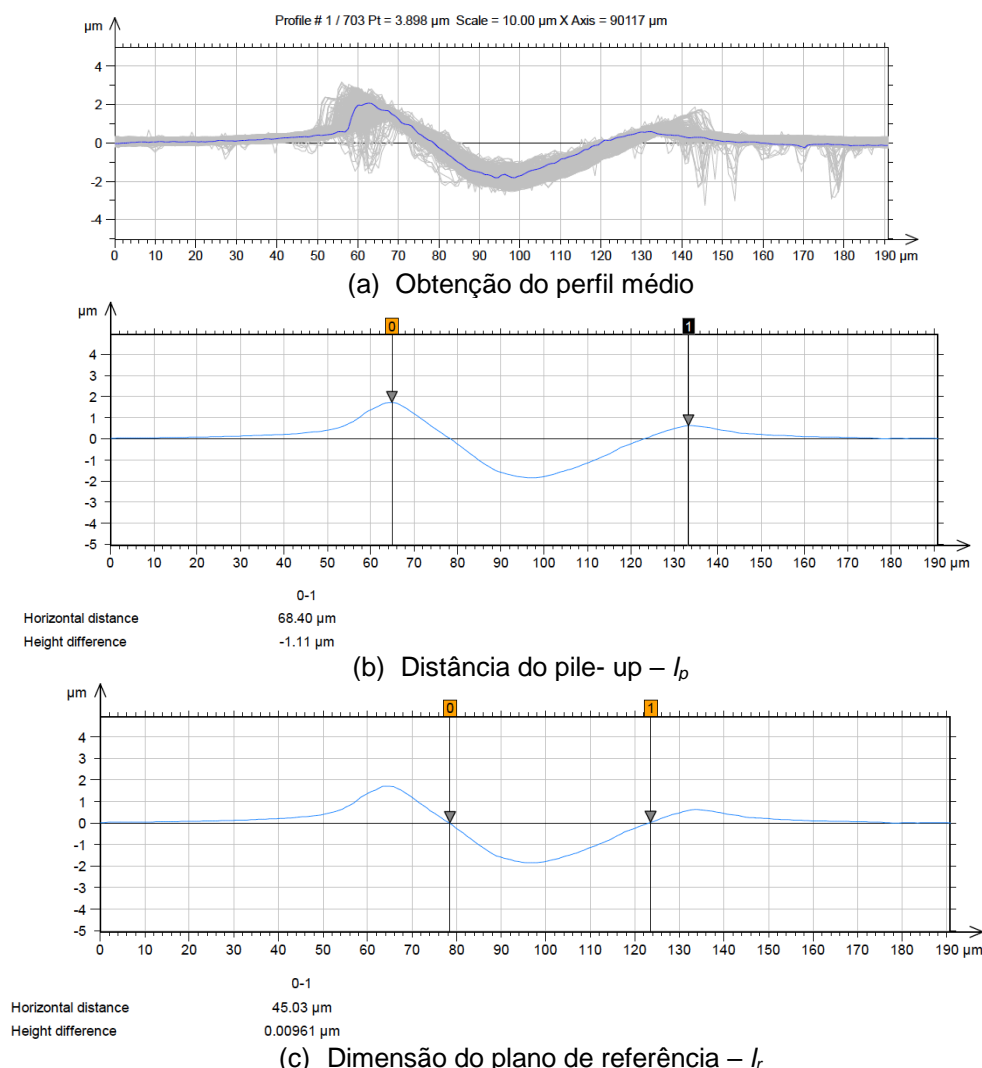
Fonte: Autor

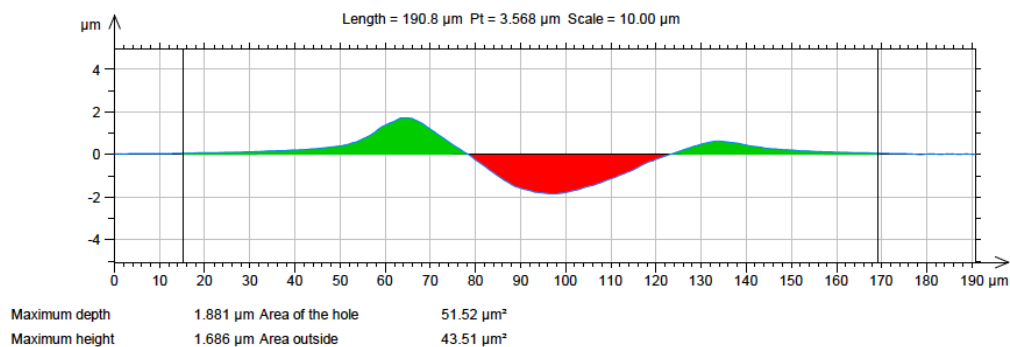
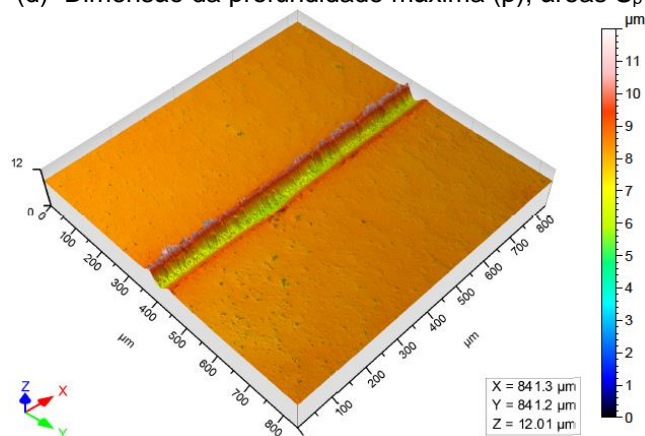
No geral, a classe NbC-Ni_965 foi a que apresentou o maior coeficiente de atrito, a NbC_Ni-938 teve um comportamento similar a ela. A classe NbC-Ni_959 foi a que apresentou a tendência de o coeficiente de atrito ser menor que a WC-Co, enquanto a NbC-Ni_967 e a NbC-Ni_900 tiveram o coeficiente de atrito levemente superiores a referência. Para dez repetições, as classes NbC-Ni_900, NbC-Ni_938 e NbC-Ni_967 tiveram o mesmo comportamento em relação à WC-Co.

4.1.3.2 Parâmetros dos riscos, rugosidade e fator de remoção de material

Conforme item 2.10, os riscos realizados nas amostras de NbC-Ni e WC-Co referência foram analisados no perfilômetro 3D, CCI-MF, para a obtenção dos valores numéricos das superfícies: l_p - largura do risco medida entre os picos (*pile up*) do risco; l_r - largura do risco medida no plano de referência; p - profundidade máxima do perfil médio; S_p - área de material acima da linha de referência (ombros do *pile up*); S_s - área do sulco; e o cálculo do f_{ab} - fator de remoção de material. Além destes dados, também foram obtidos os valores de S_a - rugosidade média de uma área - e S_q - rugosidade desvio médio quadrático de uma área. Todos estes dados obtidos através dos perfis médios dos riscos. A Figura 73 apresenta um exemplo da imagem e dados obtidos no perfilômetro 3D.

Figura 73 – Exemplo da imagem e dados obtidos do perfilômetro 3D – NbC-Ni_967 para duas repetições



(d) Dimensão da profundidade máxima (p); áreas S_p e S_s 

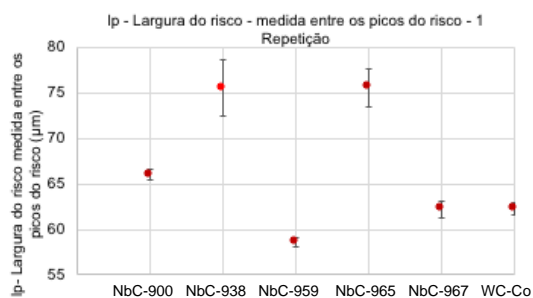
(e) Perfil do risco

ISO 25178			
Height Parameters			
Sq	0.3922	μm	Root mean square height
Ssk	-0.6176		Skewness
Sku	19.29		Kurtosis
Sp	3.674	μm	Maximum peak height
Sv	8.338	μm	Maximum pit height
Sz	12.01	μm	Maximum height
Sa	0.1586	μm	Arithmetic mean height

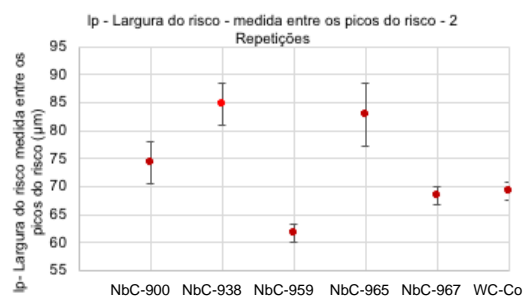
(f) Parâmetros de rugosidade

Fonte: Autor

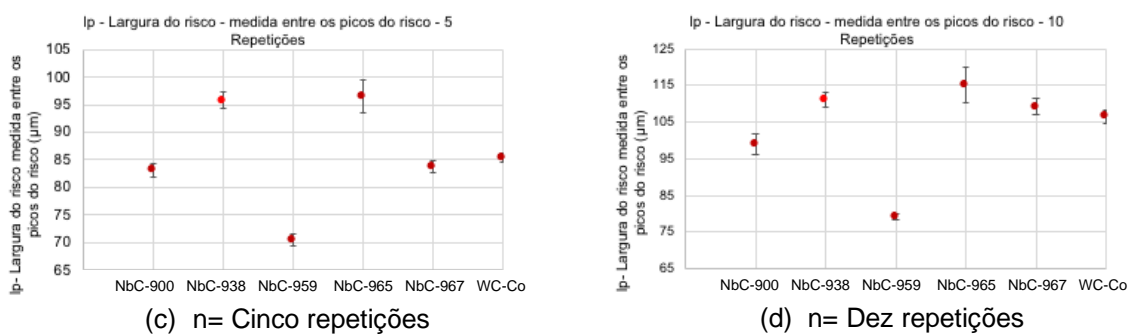
Nas Figuras de 74 a 81 são apresentadas as médias e os desvios padrão obtidos para cada parâmetro por tipo de classes das ferramentas de NbC-Ni e WC-Co referência por número de repetições.

Figura 74 – l_p médio das classes de NbC-Ni e referência WC-Co por número de repetições

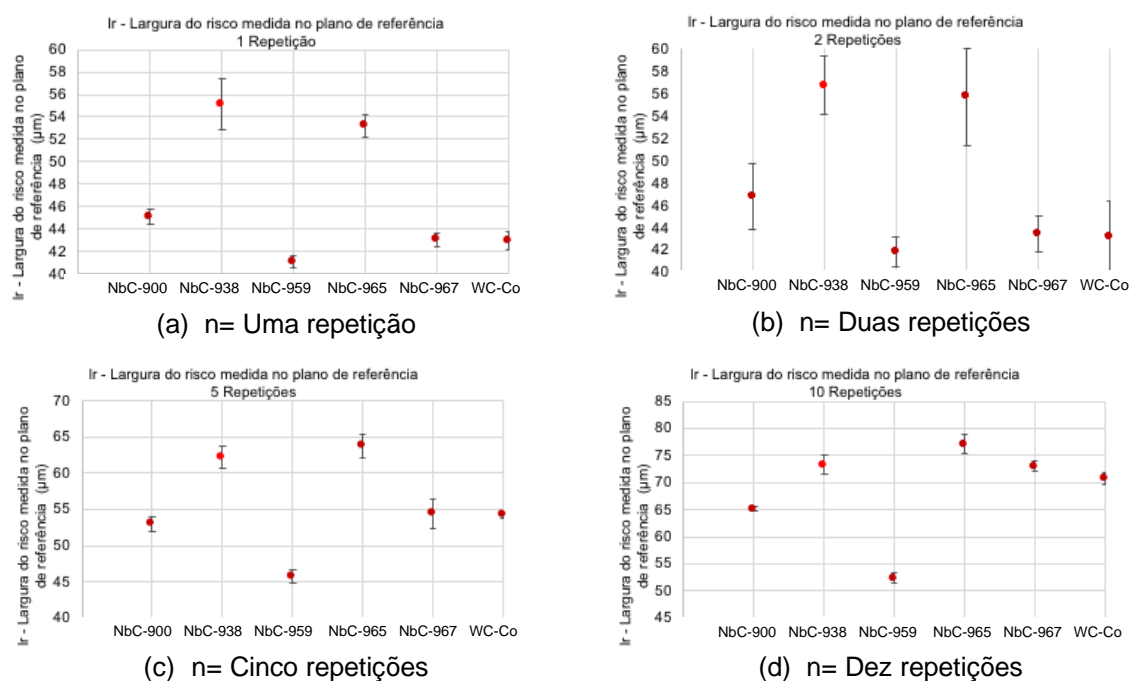
(a) n= Uma repetição



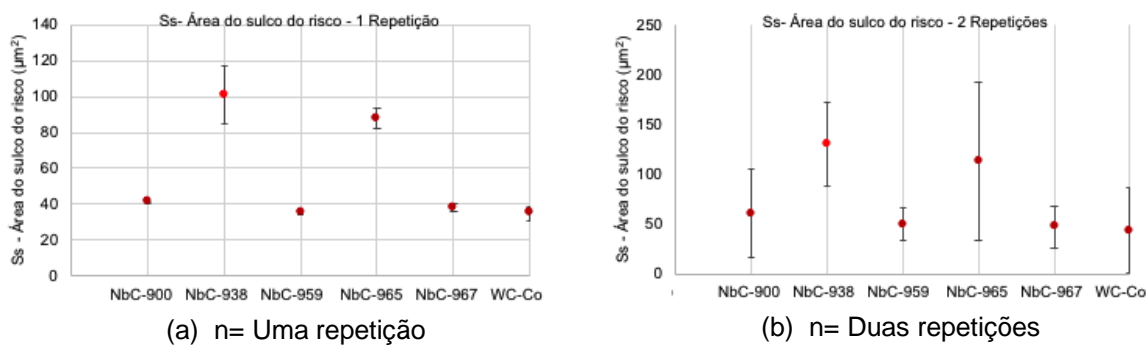
(b) n= Duas repetições

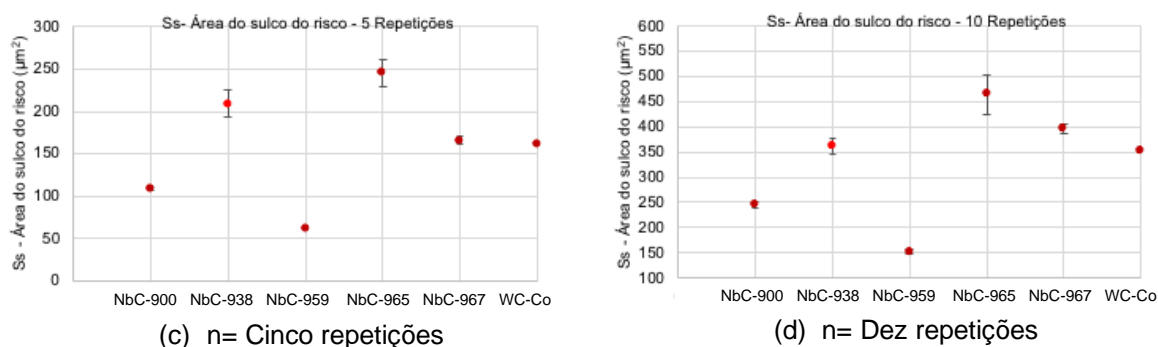


Fonte: Autor

Figura 75 - I_r médio das classes de NbC-Ni e referência WC-Co por número de repetições

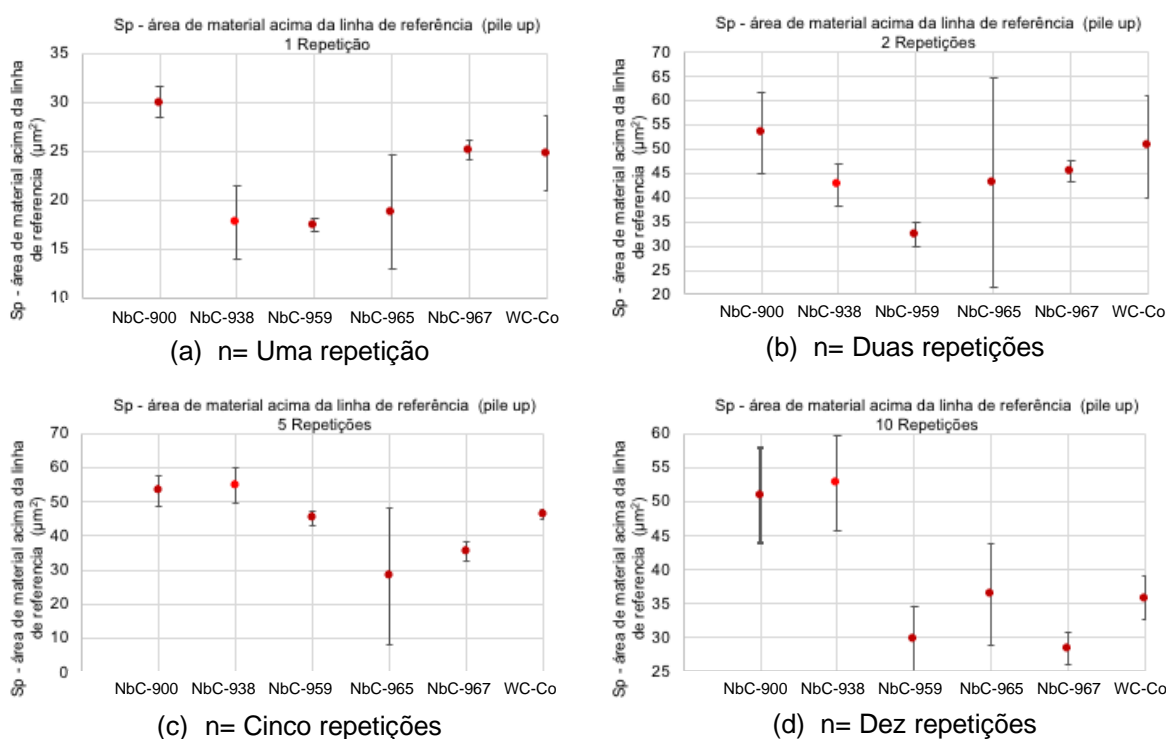
Fonte: Autor

Figura 76 - S_s médio das classes de NbC-Ni e referência WC-Co por número de repetições



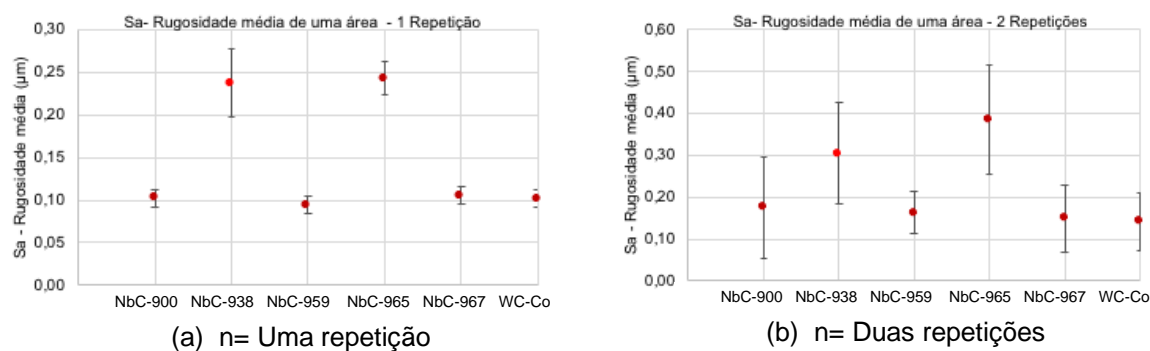
Fonte: Autor

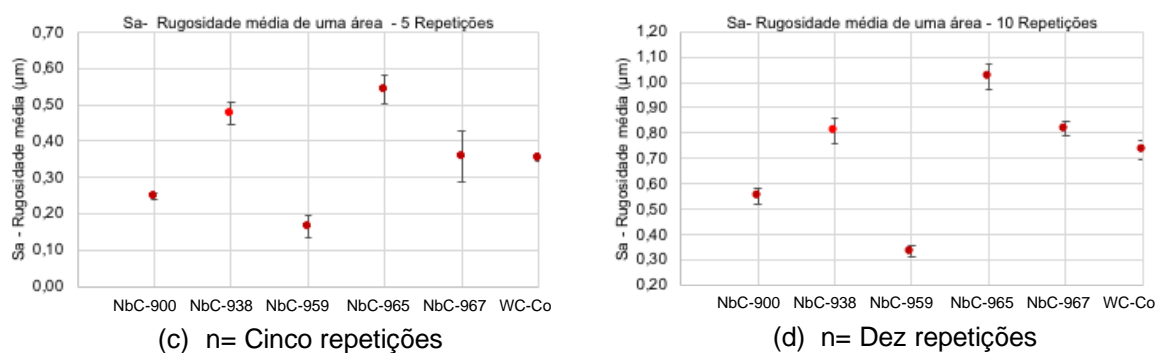
Figura 77 - S_p médio das classes de NbC-Ni e referência WC-Co por número de repetições



Fonte: Autor

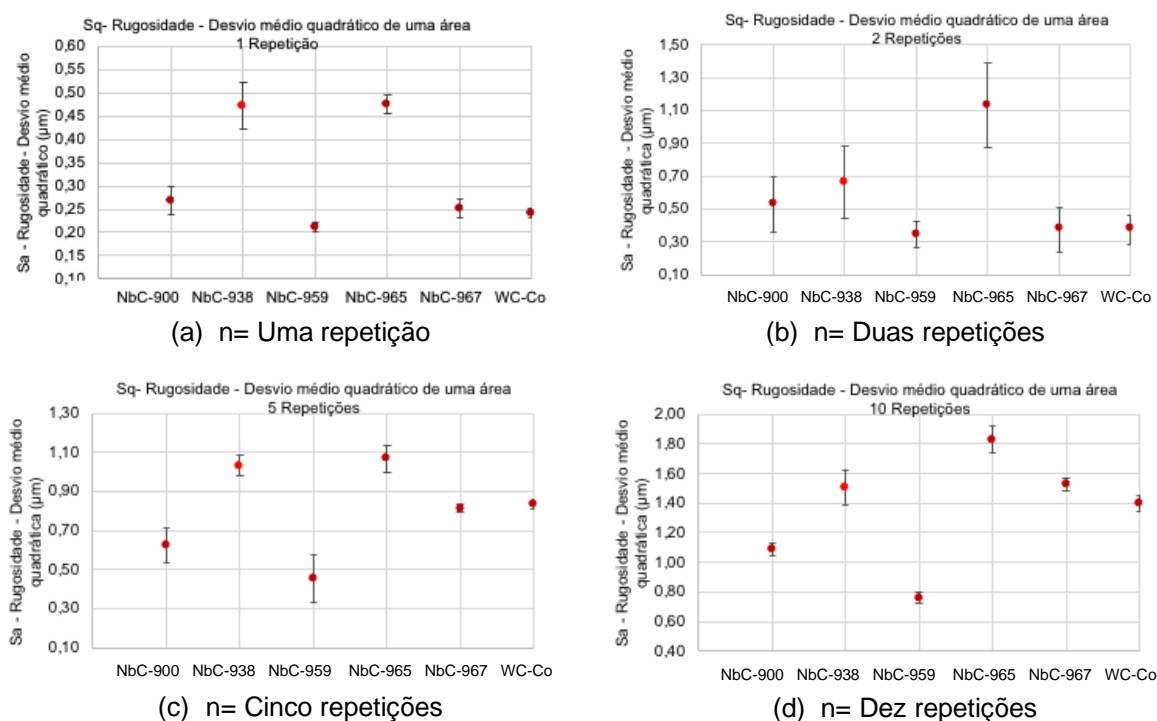
Figura 78 - S_a médio das classes de NbC-Ni e referência WC-Co por número de repetições





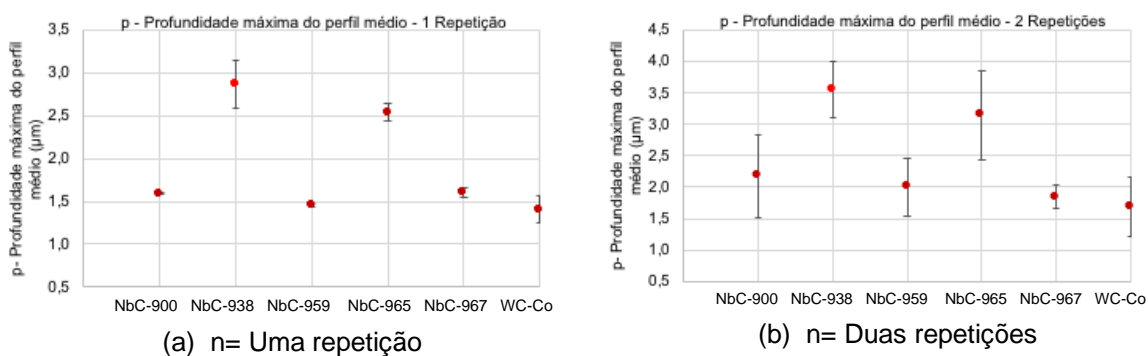
Fonte: Autor

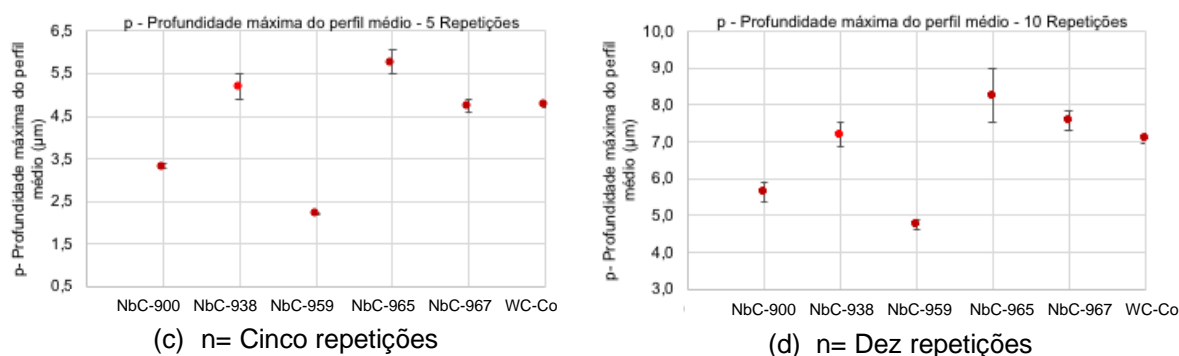
Figura 79 - S_q médio das classes de NbC-Ni e referência WC-Co por número de repetições



Fonte: Autor

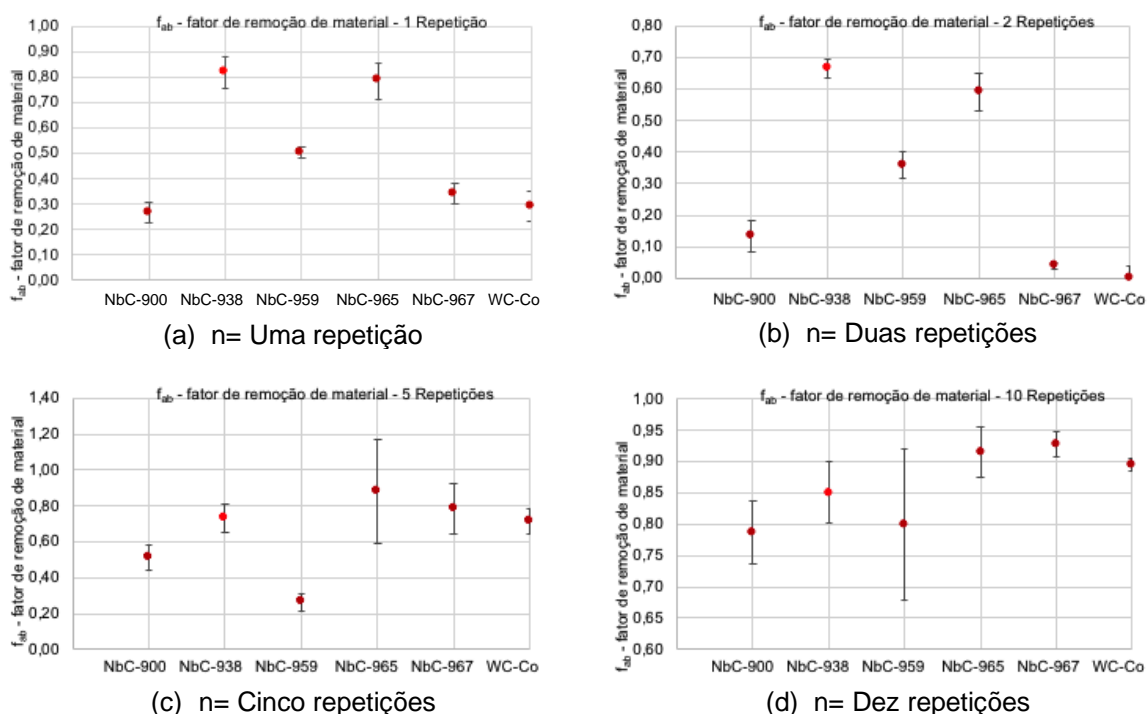
Figura 80 - p médio das classes de NbC-Ni e referência WC-Co por número de repetições





Fonte: Autor

Figura 81 - f_{ab} médio das classes de NbC-Ni e referência WC-Co por número de repetições



Fonte: Autor

A análise estatística para os parâmetros dos riscos foi realizada conforme descrito no item 3.3, foram obtidos as médias e os desvios padrão, Apêndice B.1. Foi realizado, no software Minitab, o teste de homogeneidade das variâncias nos grupos de dados analisados por meio do teste de Bartlett que se encontra no Apêndice B.2.

As variâncias das classes não foram diferentes para todos os grupos de testes do riscamento ($n=1, 2, 5$ e 10), para alguns grupos as variâncias foram iguais, conforme apresentado nas tabelas do Apêndice. Os grupos que têm as mesmas variâncias são: para riscamento com uma repetição: parâmetro f_{ab} ; com duas repetições: parâmetros

l_r ; p ; S_a e S_q ; com cinco repetições: parâmetros l_p e l_r ; com dez repetições: parâmetros l_r ; S_p ; S_a e S_q .

Para variância diferente é utilizado o procedimento de Games-Howell para verificar se as médias são diferentes ou iguais entre as classes e para variância igual é utilizado o Teste de Tukey. As tabelas do Apêndice B.3 resumem os resultados da ANOVA.

Analisando os resultados da ANOVA, Apêndice B.3, para uma repetição, o parâmetro l_p , largura do risco medida entre os picos (*pile up*) do risco, e l_r , largura do risco medida no plano de referência, as classes NbC_965 e 938; WC-Co e NbC_967 apresentam as mesmas médias, enquanto as demais comparações dois a dois têm as médias estatisticamente diferentes. Em relação ao parâmetro S_p , área de material acima da linha de referência (ombros do *pile up*), as classes NbC_959 e 938; NbC_965 e 938; NbC_965 e 959; NbC_967 e 965; WC-Co e NbC_965; WC-Co e NbC_967, apresentaram médias estatísticas iguais, enquanto para o parâmetro S_s , área do sulco, somente as classes NbC_965 e 938; WC-Co e NbC_959; WC-Co e NbC_967 têm as médias estatisticamente iguais.

Em relação aos parâmetros de rugosidade S_a , rugosidade média de uma área, e S_q , rugosidade desvio médio quadrático de uma área, seis classes apresentaram estatisticamente médias iguais para S_a : NbC_959 e 900; NbC_967 e 900; WC-Co e NbC_900; NbC_965 e 938; NbC_967 e 959; WC-Co e NbC_967, enquanto para a rugosidade S_q têm-se quatro classes com médias estatísticas iguais: NbC_967 e 900; WC-Co e NbC_900; NbC_965 e 938; WC-Co e NbC_967.

Para o parâmetro p , profundidade máxima do perfil médio, quatro classes tiveram médias estatisticamente iguais: NbC_967 e 900; NbC_965 e 938; WC-Co e NbC_959; WC-Co e NbC_967. Em relação ao fator de remoção de material, f_{ab} , as médias estatisticamente iguais foram NbC_967 e 900; WC-Co e NbC_900; NbC_965 e 938; WC-Co e NbC_967.

Em resumo, para uma repetição, pode-se concluir que as classes NbC-Ni_965 e NbC-Ni_938; WC-Co referência e NbC-Ni_967 apresentaram o mesmo comportamento entre elas.

Para duas repetições, o parâmetro I_p , largura do risco medida entre os picos (*pile up*) do risco, as médias estatisticamente iguais são NbC_965 e 938; NbC_967 e 938; WC-Co e NbC_938; NbC_967 e 965; WC-Co e NbC_965; WC-Co e NbC_967. Enquanto para I_r , largura do risco medida no plano de referência, as classes que têm as médias estatisticamente iguais são NbC_965 e 938; WC-Co e NbC_938; NbC_967 e 965; WC-Co e NbC_967. Em relação ao parâmetro S_p , área de material acima da linha de referência (ombros do *pile up*), das quinze comparações possíveis entre as classes, onze tiveram as médias estatisticamente iguais: NbC_938 e 900; NbC_965 e 900; WC-Co e NbC_900; NbC_965 e 938; WC-Co e NbC_938; NbC_965 e 959; NbC_967 e 959; WC-Co e NbC_959; NbC_967 e 965; WC-Co e NbC_965; WC-Co e NbC_967. Enquanto para o parâmetro S_s , área do sulco, somente as classes NbC_965 e 938; WC-Co e NbC_938; NbC_967 e 965; WC-Co e NbC_965; WC-Co e NbC_967 têm as médias estatisticamente iguais.

Em relação aos parâmetros de rugosidade S_a , rugosidade média de uma área, e S_q , rugosidade desvio médio quadrático de uma área, as mesmas três classes apresentaram estatisticamente médias iguais NbC_967 e 938; WC-Co e NbC_938; WC-Co e NbC_967.

Para o parâmetro p , profundidade máxima do perfil médio, seis classes tiveram médias estatisticamente iguais: NbC_959 e 900; NbC_967 e 938; WC-Co e NbC_938; NbC_967 e 965; WC-Co e NbC_965; WC-Co e NbC_967. Em relação ao fator de remoção de material, f_{ab} , oito classes tiveram médias estatisticamente iguais: NbC_938 e 900; NbC_959 e 900; NbC_959 e 938; NbC_965 e 938; WC-Co e NbC_938; NbC_967 e 965; WC-Co e NbC_965; WC-Co e NbC_967.

Em resumo, para duas repetições, pode-se concluir que as classes NbC-WC-Co e NbC-Ni_938; NbC_965 e 938; WC-Co e NbC-Ni_967 apresentaram o mesmo comportamento entre elas no teste de riscamento.

Para cinco repetições, o parâmetro I_p , largura do risco medida entre os picos (*pile up*) do risco, as médias estatisticamente iguais são NbC_965 e 938; WC-Co e NbC_967. Enquanto para I_r , largura do risco medida no plano de referência, as classes que têm as médias estatisticamente iguais são NbC_965 e 938; NbC_967 e 959; WC-Co e NbC_959; WC-Co e NbC_967. Em relação ao parâmetro S_p , área de material acima

da linha de referência (ombros do *pile up*), das quinze comparações possíveis entre as classes, onze tiveram as médias estatisticamente iguais: NbC_938 e 900; NbC_965 e 900; WC-Co e NbC_900; NbC_965 e 938; WC-Co e NbC_938; NbC_965 e 959; NbC_967 e 959; WC-Co e NbC_959; NbC_967 e 965; WC-Co e NbC_965; WC-Co e NbC_967. Enquanto para o parâmetro S_s , área do sulco, somente as classes NbC_965 e 938; WC-Co e NbC_938; NbC_967 e 965; WC-Co e NbC_965; WC-Co e NbC_967 têm as médias estatisticamente iguais.

Em relação aos parâmetros de rugosidade S_a , rugosidade média de uma área, e S_q , rugosidade desvio médio quadrático de uma área, as mesmas três classes apresentaram estatisticamente médias iguais NbC_967 e 938; WC-Co e NbC_938; WC-Co e NbC_967.

Para o parâmetro p , profundidade máxima do perfil médio, cinco classes tiveram médias estatisticamente iguais: NbC_967 e 900; WC-Co e NbC_900; NbC_965 e 959; WC-Co e NbC_959; WC-Co e NbC_967. Em relação ao fator de remoção de material, f_{ab} , três classes tiveram médias estatisticamente iguais: WC-Co e 900; NbC_965 e 938; WC-Co e NbC_967.

Em resumo, para cinco repetições, pode-se concluir que as classes NbC_965 e 938; WC-Co e NbC-Ni_967 apresentaram o mesmo comportamento entre elas no teste de riscamento.

E, finalmente, para dez repetições, o parâmetro l_p , largura do risco medida entre os picos (*pile up*) do risco, as médias estatisticamente iguais são WC-Co e NbC_900; NbC_965 e 938; WC-Co e NbC_967. Enquanto para l_r , largura do risco medida no plano de referência, as classes que têm as médias estatisticamente iguais são NbC_967 e 900; WC-Co e NbC_900; NbC_965 e 938; WC-Co e NbC_967. Em relação ao parâmetro S_p , área de material acima da linha de referência (ombros do *pile up*), das quinze comparações possíveis entre as classes, oito tiveram as médias estatisticamente iguais: NbC_938 e 900; NbC_959 e 900; WC-Co e NbC_900; NbC_959 e 938; WC-Co e NbC_938; NbC_967 e 959; WC-Co e NbC_959; NbC_967 e 965. Enquanto para o parâmetro S_s , área do sulco, somente as classes NbC_965 e 938; WC-Co e NbC_967 têm as médias estatisticamente iguais.

Em relação aos parâmetros de rugosidade S_a , rugosidade média de uma área, e S_q , rugosidade desvio médio quadrático de uma área, as mesmas duas classes apresentaram estatisticamente médias iguais NbC_967 e 938; WC-Co e NbC_967.

Para o parâmetro p , profundidade máxima do perfil médio, cinco classes tiveram médias estatisticamente iguais: NbC_965 e 938, WC-Co e NbC_938; NbC_967 e 965; WC-Co e NbC_965; WC-Co e NbC_967. Em relação ao fator de remoção de material, f_{ab} , duas classes tiveram médias estatisticamente iguais: NbC_965 e 938; WC-Co e NbC_938.

Em resumo, para dez repetições, pode-se concluir que as classes NbC_965 e 938; WC-Co e NbC-Ni_967 apresentaram o mesmo comportamento entre elas no teste de riscamento para os parâmetros analisados para cinco repetições.

Na Tabela 17 é apresentado o resumo dos testes de riscamento dos comportamentos dos parâmetros analisados através da perfilometria 3D para as classes NbC-Ni e referência WC-Co. Como pode ser observado em todas as repetições dois grupos de classes foram semelhantes às médias estatísticas dos parâmetros: NbC-Ni_965 e NbC-Ni_938; WC-Co e NbC-Ni_967.

Tabela 17 – Resumo dos comportamentos similares entre as classes de materiais por número de repetições dos parâmetros analisados

	n = Uma Repetição	n= Duas Repetições	n = Cinco Repetições	n = Dez Repetições
Classes		WC-Co e NbC-Ni_938		
	NbC-Ni_965 e NbC-Ni_938	NbC-Ni_965 e NbC-Ni_938	NbC-Ni_965 e NbC-Ni_938	NbC-Ni_965 e NbC-Ni_938
	WC-Co e NbC-Ni_967	WC-Co e NbC-Ni_967	WC-Co e NbC-Ni_967	WC-Co e NbC-Ni_967

Fonte: Autor

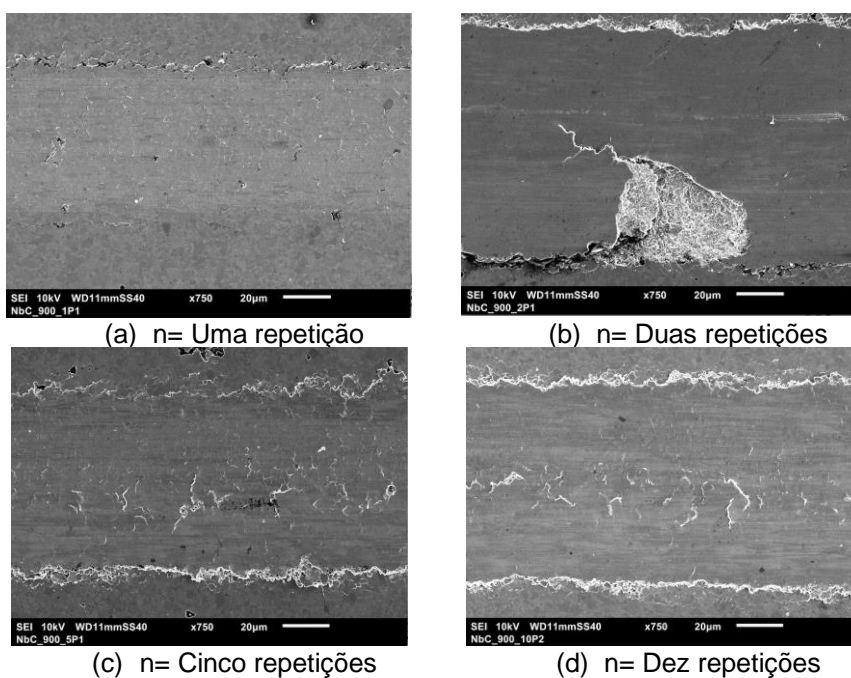
4.1.3.3 Análise das micrografias dos testes de riscamento

Nas Figuras 82 a 87 são apresentadas as micrografias realizadas em MEV para análise dos riscos do teste de riscamento.

Para imagens formadas na tensão de aceleração normal de 10 kV, Figuras de 82 a 86, há uma clara diferença no contraste que é visto no riscamento (parte superior da micrografia) em comparação com a superfície dos metais-duros fora do riscamento. A

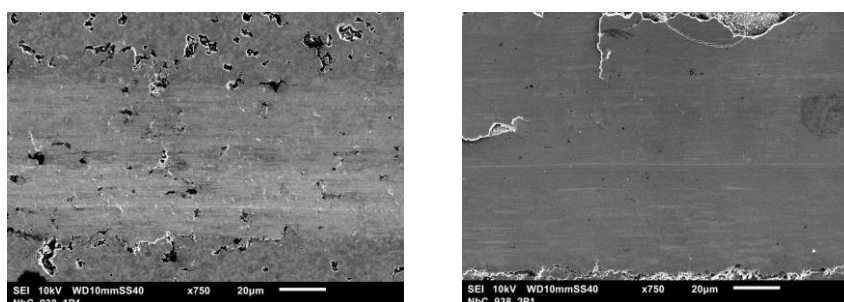
razão para a redução do contraste nas imagens MEV do riscamento em comparação com as áreas externas ao riscamento é mostrada quando a tensão de aceleração usada no MEV é reduzida para 1 kV (Figura 88). A imagem formada com uma baixa voltagem de aceleração mostra uma camada de material listrada na superfície do riscamento que foi formada durante este processo. Isso é revelado em baixas tensões de aceleração, porque a penetração do feixe de elétrons é consideravelmente reduzida para esta situação, de modo que a imagem revela detalhes da estrutura da superfície. Existem regiões relativamente grandes da fase ligante, um pouco afastadas da borda do riscamento, que mostram um contraste escuro em relação ao restante da fase do ligante. Essas regiões de ligante são uma característica da microestrutura geral do WC-Co e não estão associadas ao riscamento, o mesmo ocorre para as amostras de NbC-Ni, tendo as mesmas características do WC-Co.

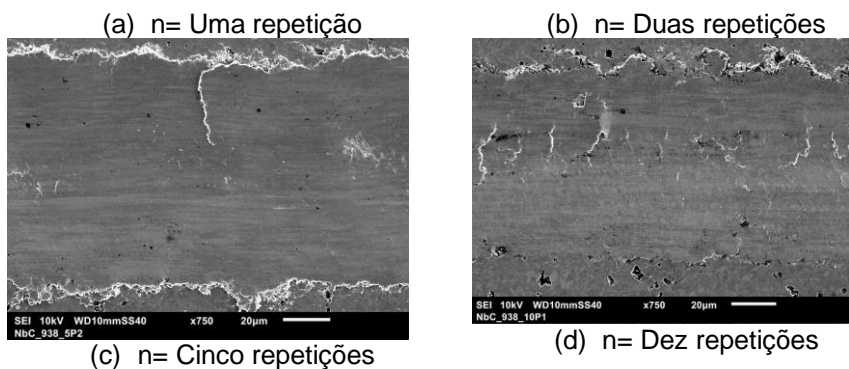
Figura 82 – Micrografia dos riscos: NbC-Ni_900



Fonte: Autor

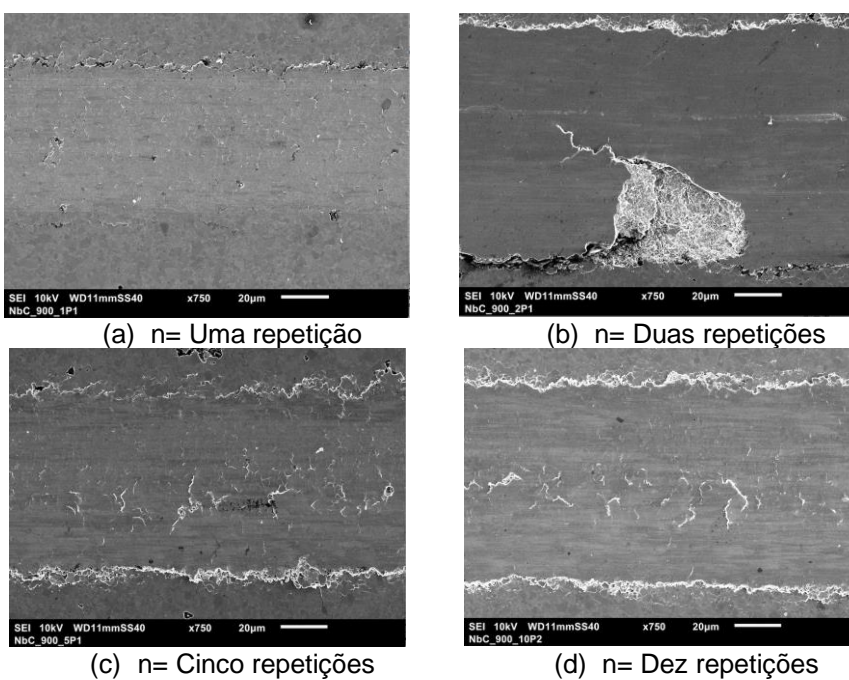
Figura 83 - Micrografia dos riscos: NbC-Ni_938





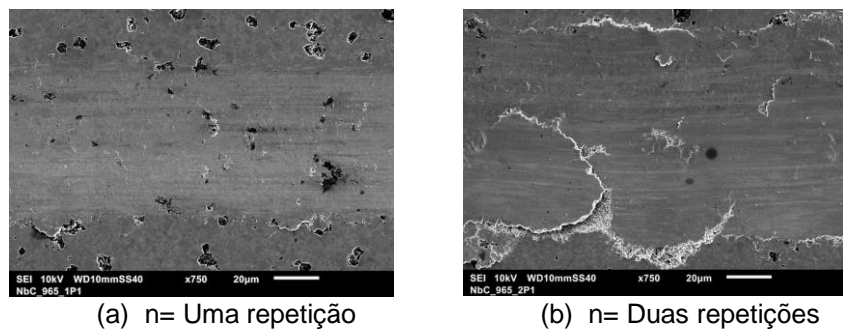
Fonte: Autor

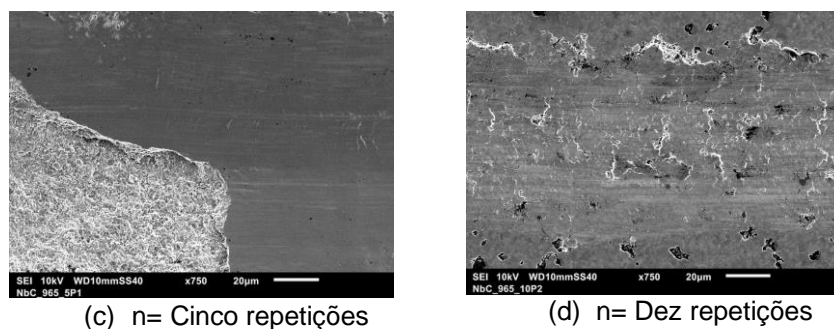
Figura 84 - Micrografia dos riscos: NbC-Ni_959



Fonte: Autor

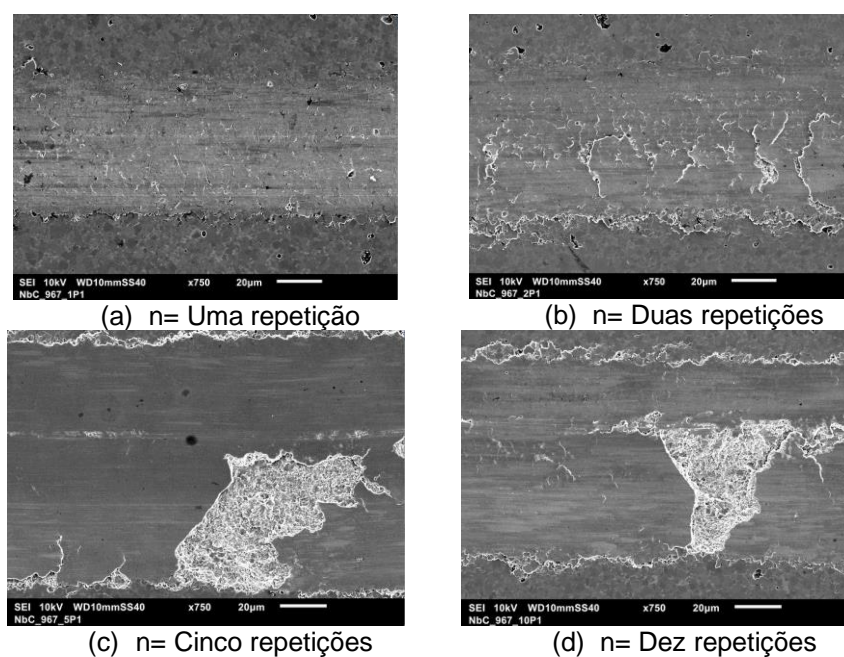
Figura 85 - Micrografia dos riscos: NbC-Ni_965





Fonte: Autor

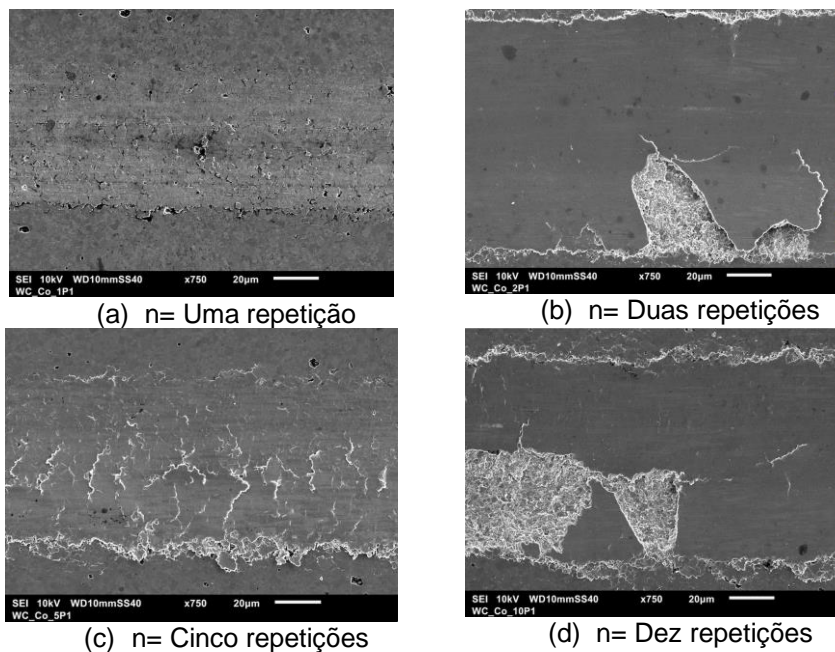
Figura 86 - Micrografia dos riscos: NbC-Ni_967



Fonte: Autor

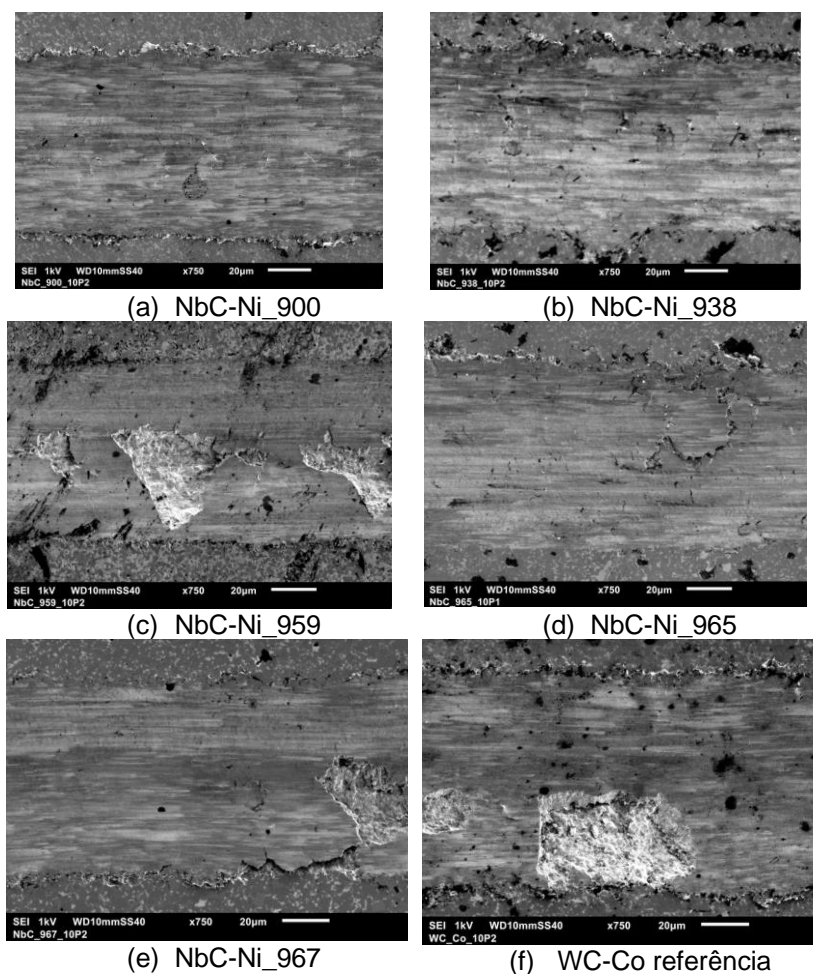
Na Figura 87 é mostrada a micrografia de características vistas em riscos de passagem única em metais metálicos de WC-Co. Nesta figura, muitas características da resposta desse material compósito ao risco podem ser vistas com evidências de deformação plástica (mostrada por traços de linhas de deslizamento na superfície de muitos grãos) nos grãos WC, quebras nos grãos WC, depressão de um grão abaixo o nível médio da microestrutura circundante e extrusão da fase ligante na borda inferior do risco. Estas mesmas características podem ser visualizadas nas Figuras 80 a 84 para as classes de NbC-Ni, onde também ocorrem as quebras dos grãos de NbC e deformação plástica. Esta extrusão da fase ligante é uma característica que ocorreu o microsulcamento, Figura 43 (a).

Figura 87 - Micrografia dos riscos: WC-Co referência



Fonte: Autor

Figura 88 – Micrografias dos riscos para as classes NbC-Ni e WC-Co: Tensão 1kV



Fonte: Autor

O exame dos primeiros riscos obtidos nas amostras tanto de NbC-Ni quanto de WC-Co referência mostram que os danos nos grãos dos carbonetos são evidentes, Figura 82 (a) a 85 (a). As imagens mostram que a fratura dos grãos dos carbonetos (NbC e WC) é o mecanismo dominante e a fragmentação localizada também é observada nas regiões onde os grãos estão em contato com outros grãos.

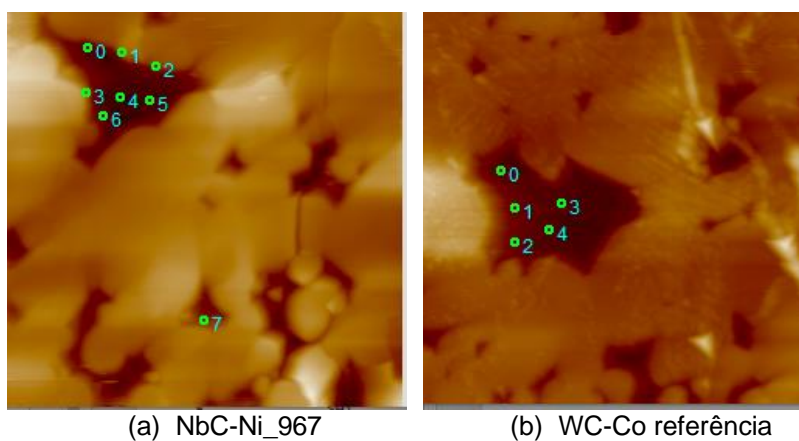
Na segunda passagem, ocorreu mais fragmentação dos de grãos. À medida que o número de passes aumenta para cinco e dez passagens, Figuras 82 a 87 (c) e (d), os grãos de NbC e WC na região de riscamento não são mais visíveis e, em vez disso, é visto que a superfície é coberta com uma camada lisa de fragmentos destes grãos embutidos dispersos em uma matriz (ligante). Nestas condições de ensaios, cinco e dez repetições, o comportamento intermediário no modo de abrasão por deformação plástica foi observado. Onde houve a formação de proa e fragmento de corte, Figura 43 (a) (b), ocorrendo microsulcamento e microcorte. Também foi observado microtrincamento, Figura 43 (c), que é uma característica de desgaste abrasivo por fratura frágil. É possível verificar que a dureza influencia fortemente o desgaste abrasivo das classes de NbC-Ni, para durezas menores ocorreram maiores danos a superfície como foram os casos das classes NbC-Ni_900 e NbC-Ni_965. Porém para durezas acima de 1400 HV (NbC-Ni_938, NbC-Ni_959 e NbC-Ni_967) que tiveram comportamentos similares nos testes de riscamento ao WC-Co referência de acordo com Herr (2002), quanto maior a dureza do carboneto, maior a resistência ao desgaste em testes de laboratório.

4.1.3.4 Teste de nano endentação

Foram realizados os testes de nano endentação das cinco amostras das classes de NbC-Ni e da amostra de WC-Co referência de acordo com o item 3.1.2.6 para a análise da plasticidade do ligante. Foram realizadas dez endentações para a obtenção da média e desvio padrão dos parâmetros analisados. A Figura 89 apresenta exemplos das endentações realizadas nos materiais analisados. No Apêndice C.1 encontra-se os gráficos profundidade (deslocamento) x força. Na Tabela 18 é apresentado o resumo das médias e do desvio padrão dos parâmetros obtidos nos ensaios realizados: P_{max} - carregamento máximo da endentação; h_{max} - profundidade de endentação no pico da carga de endentação; h_f - profundidade final da impressão de contato depois do descarregamento; S - rigidez inicial de descarregamento; H –

dureza do ligante; E_r – módulo de elasticidade reduzido e E – módulo de elasticidade. A obtenção do módulo de elasticidade foi via equação de Oliver-Pharr descrita no item 2.11 Equação 7, adotando o coeficiente de Poisson: $\nu_{\text{Ni;Co}} = 0,31$ (ASM Speciality Handbook, 2000).

Figura 89 – Exemplos da nano endentação nos ligantes da classe NbC_Ni-967 e WC-Co referência



Fonte: Autor

Para obtenção dos resultados da Tabela 18, foi realizada a análise estatística descrita no item 3.3. Realizaram-se os testes de homogeneidade das variâncias nos grupos de dados analisados por meio do teste de Bartlett que se encontra no Apêndice C.4.

As variâncias das classes foram diferentes somente na análise do P_{max} , as demais análises: S , h_{max} , E_r e h_f as variâncias foram iguais. No Apêndice C.5 encontram-se os resultados da ANOVA.

Tabela 18 – Parâmetros médios obtidos via nano endentação

	WC-Co		NbC-Ni_900		NbC-Ni_938		NbC-Ni_959		NbC-Ni_965		NbC-Ni_967	
	M	D	M	D	M	D	M	D	M	D	M	D
E_r (GPa)	179,2	12,0	239,6	21,3	248,8	21,1	266,2	29,4	298,5	33,5	211,7	25,4
P_{max} (μN)	298,0	0,1	294,9	0,8	297,5	0,3	296,3	2,0	298,0	0,1	296,8	1,0
h_{max} (nm)	41,8	6,8	31,1	4,5	38,7	3,5	29,0	7,0	36,7	7,7	33,7	7,2
S ($\mu\text{N/nm}$)	56,8	5,0	64,8	4,7	55,6	6,9	46,2	7,0	65,8	10,5	53,0	7,5
H_f (nm)	32,8	4,4	24,6	4,6	31,8	5,6	15,6	5,8	28,6	6,5	28,9	4,1
H (GPa)	4,25	0,21	5,87	0,77	3,93	0,25	5,93	1,33	4,13	0,61	4,70	0,71
E (GPa)	192,2	16,0	274,5	32,6	287,9	31,6	314,8	46,6	367,0	59,6	235,7	35,9

M = Média e D= Desvio Padrão

Fonte: Autor

Com base nos dados do Apêndice C.5, elaborou-se um resumo comparativo dos dados analisados que se encontram na Tabela 19. É possível observar que em relação ao módulo de elasticidade do ligante (E) as classes NbC_Ni-938 e 900; NbC_Ni-959

e 900; NbC_Ni-967 e 900; NbC_Ni-959 e 938 e NbC_Ni-965 e 959 foram estatisticamente iguais. Para estas classes que apresentaram o mesmo módulo de elasticidade somente as classes NbC_Ni-959 e 900 e NbC_Ni-965 e 959 tiveram a dureza do ligantes iguais.

A classe que apresentou o menor módulo de elasticidade do ligante foi a WC-Co referência 192,2 GPa, enquanto a classe de NbC_Ni-967 foi a que apresentou o menor módulo de elasticidade das classes NbC-Ni (235,7 GPa). Em relação à dureza do ligante (H) as classes NbC-Ni apresentaram uma variação de 3,93 a 5,87 GPa, enquanto a WC-Co referência foi de 4,25 GPa.

O maior módulo de elasticidade das classes NbC-Ni foi de obtido 367 GPa para a NbC-965 e a dureza foi de 5,87 GPa para a NbC-900.

Tabela 19 – Resumo das comparações entre as classes dos parâmetros analisados na nano endentação

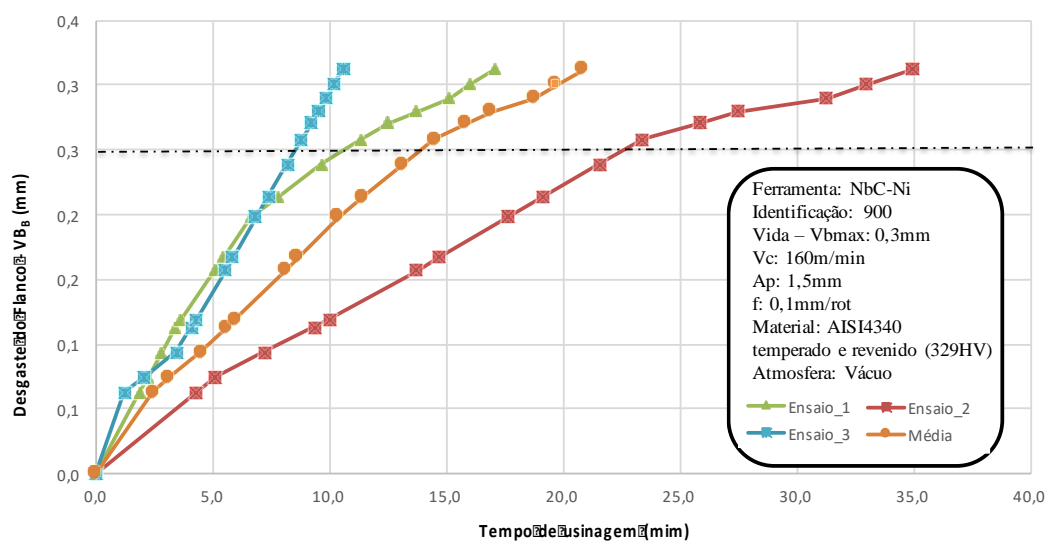
Diferença de Níveis	P_{max} (μN)	S ($\mu\text{N}/\text{nm}$)	h_{max} (nm)	E_r (GPa)	h_f (nm)	H (GPa)	E (GPa)
NbC_938 – 900		X	X	X	X		X
NbC_959 – 900	X		X	X		X	X
NbC_965 – 900		X	X		X		
NbC_967 – 900			X	X	X		X
WC – NbC_900		X			X		
NbC_959 – 938	X	X		X			X
NbC_965 – 938			X		X	X	
NbC_967 – 938	X	X	X		X	X	
WC – NbC_938		X	X		X	X	
NbC_965 – 959	X		X	X		X	X
NbC_967 – 959	X	X	X			X	
WC – NbC_959	X				X	X	
NbC_967 – 965			X		X	X	
WC – NbC_965	X	X	X		X	X	
WC – NbC_967		X	X	X	X	X	

X: os parâmetros analisados são iguais entre as classes

Fonte: Autor

4.2 Análise da usinagem

Com base nos resultados dos experimentos de usinagem, obteve-se um comportamento médio para cada ferramenta de corte, onde a vida útil da aresta de corte é função do desgaste do flanco, conforme exemplo apresentado na Figura 90.

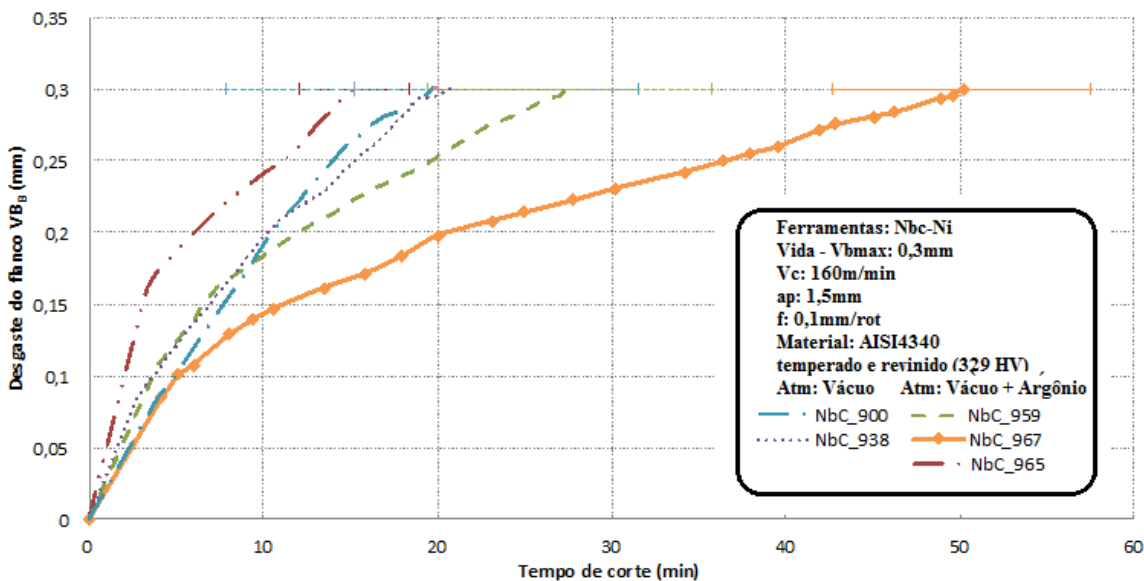
Figura 90 – Exemplo de desgaste do flanco (V_B) versus tempo de usinagem: NbC-Ni_900

Fonte: Autor

Para obtenção dos resultados realizaram-se as análises estatísticas descrita no item 3.3. Foram realizados os testes de homogeneidade das variâncias nos grupos de dados analisados por meio do teste de Bartlett que se encontram no Apêndice D.1. As variâncias das classes foram diferentes, no Apêndice D.2 encontram-se os resultados da ANOVA. A Figura 91 mostra o desempenho comparativo de cada ferramenta desenvolvida com NbC-Ni, em termos de vida útil para um $V_B = 0,3$ mm.

A primeira análise é a comparação entre as classes de ferramentas de NbC-Ni, conforme apresentado na Figura 91. Observou-se que a ferramenta NbC-Ni_967 teve um desempenho superior em relação a todas as demais ferramentas. As outras ferramentas tiveram comportamento de desgaste semelhante devido à alta dispersão, conforme análise da ANOVA. O desenvolvimento das classes de NbC-Ni foi realizado passo a passo, cada ferramenta desenvolvida foi testada e seus resultados analisados para propor mudanças no desenvolvimento para a próxima ferramenta. As alterações realizadas ocorreram no processo de sinterização (temperatura de aquecimento, temperatura e tempo de patamar) e a porcentagem em peso do ligante e do carboneto de nióbio, como foi apresentado na Tabela 14.

Figura 91 – Comparação de desempenho médio do desgaste do flanco (V_B) das classes das ferramentas de corte NbC-Ni versus tempo de corte



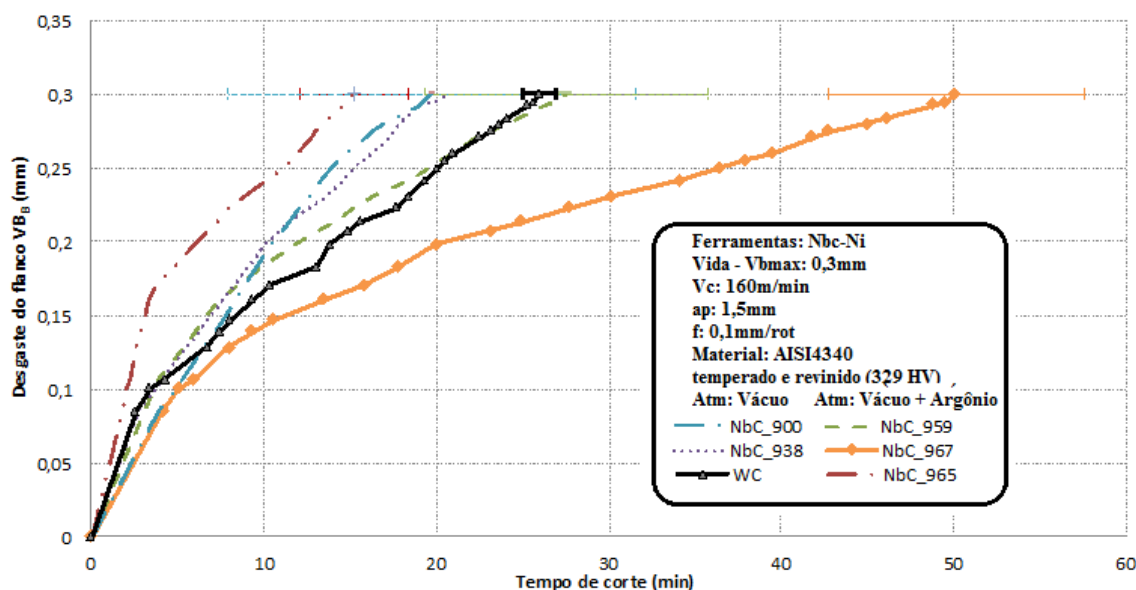
Fonte: Autor

A última ferramenta desenvolvida nesta etapa foi a classe NbC-Ni_967, onde o teor de Ni é 10%p e o NbC 64%p. O processo de sinterização também teve seu tempo de patamar de sinterização ajustado. Os resultados das propriedades mecânicas foram dureza de 1460 HV e K_{IC} de 8,9 MPa $m^{1/2}$. Em relação ao desempenho de usinagem, a ferramenta de corte NbC-Ni_967 excedeu o melhor desempenho, que era a classe NbC-Ni_959, em 1,8 vezes.

A segunda etapa da análise, Figura 92, foi comparar o desempenho das ferramentas de corte NbC-Ni com a ferramenta de referência de WC-Co.

A classe NbC-Ni_965 teve um desempenho médio bem inferior à WC-Co referência (44%). As classes NbC-Ni_900 e NbC-Ni_938 estatisticamente tiveram médias semelhantes à ferramenta WC-Co, porém elas apresentaram uma alta dispersão da vida da aresta de corte em relação a WC-Co, 60% e 68% em relação ao tempo médio de vida, respectivamente, enquanto a WC-Co referência foi de 3%. A classe NbC-Ni_959 teve um desempenho médio semelhante, estatisticamente média igual, porém a dispersão da vida média da aresta reduziu em relação as anteriores, porém continuou bem superior a WC-Co, 30%.

Figura 92 – Comparação de desempenho médio do desgaste do flanco (V_B) das classes de ferramentas de corte NbC-Ni versus ferramenta de referência WC-Co



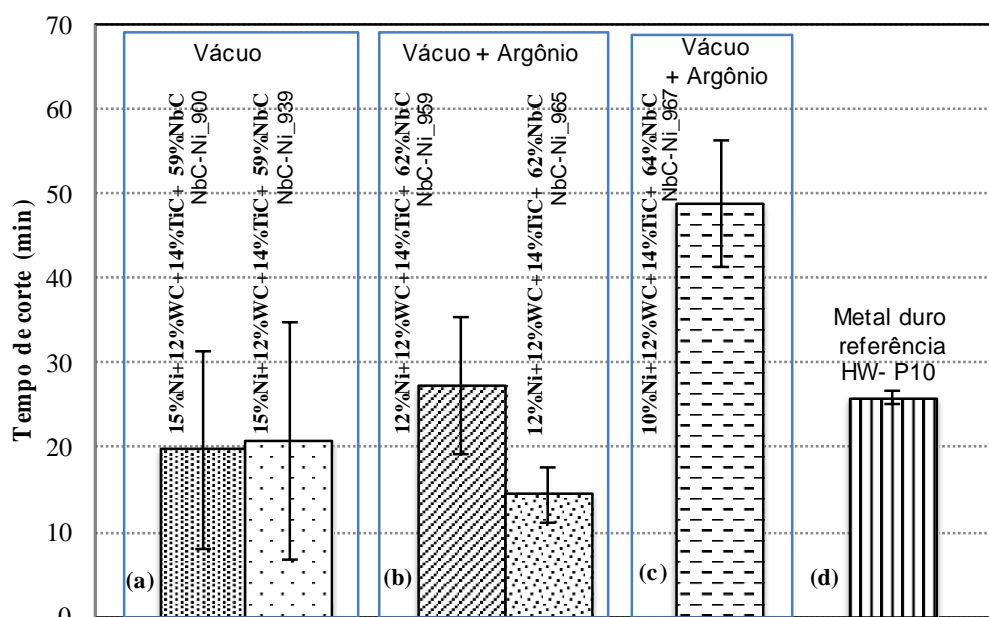
Fonte: Autor

A classe NbC-Ni_967 foi desenvolvida após a análise dos dados de todos os testes anteriores. Isso permitiu ajustar o processo de sinterização e alterar a composição química, reduzindo o ligante e aumentando o carboneto de níobio. O desempenho foi 1,8 vezes superior a WC-Co de referência, porém a dispersão do tempo de vida da aresta foi de 15%.

Na Figura 93 é mostrado o desempenho da vida útil em relação ao desgaste da aresta de corte e sua dispersão para cada classe de ferramenta de corte testada em função da vida útil da aresta que foi adotado para um V_B igual a 0,3 mm e o processo de sinterização.

As classes de ferramentas de corte sinterizadas a vácuo apresentaram desempenho médio semelhante, considerando a vida útil da aresta de corte durante o processo de usinagem, de acordo com a ANOVA (Apêndice D.2). No entanto, a dispersão dos resultados foi maior, conforme indicado na barra de erro, Figura 93 (a). Essa alta dispersão pode estar relacionada à evaporação do níquel, que ocorreu durante a sinterização a vácuo, o forno em suas paredes e a placa de grafite que apoiavam os compactados (*blanks*) ficaram com presença de níquel, o que pôde promover heterogeneidade microestrutural.

Figura 93 – Vida útil de ferramentas de corte com $V_B = 0,3$ mm: ferramentas de corte NbC-Ni e WC-Co referência.



Fonte: Autor

Na Tabela 20 é apresentada a análise do percentual em peso das classes das amostras de NbC-Ni, realizada via EDS. Os resultados foram valores médios, ficando evidente que houve uma evaporação maior do Ni na sinterização sob vácuo do que a sinterização sob vácuo e argônio. Em relação ao percentual em massa de Ni, as classes 900 e 938 perderam 8,0% e 8,7% em relação ao percentual inicial, respectivamente, e as classes 959, 965 e 967 perderam 3,3%, 4,2% e 2% de Ni, respectivamente. Em relação a usinagem, comparado com o inserto de referência, Figura 93 (d), os inserts à base de NbC-Ni tiveram um desempenho médio inferior de 21,8%.

Tabela 20 – Percentual médio em peso dos componentes químico das classes NbC-Ni realizado via EDS após sinterização

Classes	Ti (%p)	Ni (%p)	Nb (%p)	W (%p)	Evaporação Ni (%)
NbC-Ni_900 (15%p Ni)	13,4	13,8	57,8	11,8	8,0
NbC-Ni_938 (15%p Ni)	13,5	13,7	57,6	11,7	8,7
NbC-Ni_959 (12%p Ni)	13,3	11,6	61,4	11,8	3,3
NbC-Ni_965 (12%p Ni)	13,7	11,5	61,2	11,6	4,2
NbC-Ni_967 (10%p Ni)	13,6	9,8	63,8	11,6	2,0

Fonte: Autor

As classes sinterizadas sob vácuo e argônio, Figura 93 (b), com temperatura de patamar a partir de 1380 °C e com 12%p Ni, apresentaram desempenhos distintos

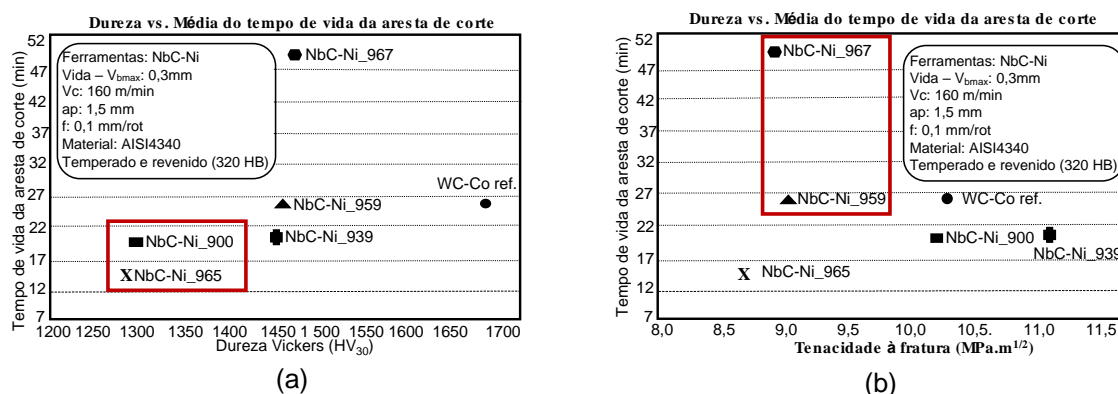
nos testes de desgaste de flanco na usinagem. O melhor desempenho foi a NbC-Ni_959 em relação a classe NbC-Ni_965, de 1,9 vezes. Este desempenho superior pode estar relacionado ao maior tempo de patamar de sinterização. O desempenho da usinagem reflete os valores das propriedades mecânicas, a classe produzida com um maior tempo de sinterização, NbC-Ni_959, possui dureza e tenacidade à fratura maiores do que aquelas produzidas com o tempo de sinterização menor, NbC-Ni_965, conforme dados apresentados na Tabela 14. Quanto maior a temperatura, maior a dissolução de nióbio, tungstênio e titânio no ligante, aumentando a sua dureza. A classe NbC-Ni_959 apresentou desempenho médio semelhante ao inserto referência de WC-Co, mas com uma dispersão superior ao inserto de referência já visto

A classe NbC-Ni_967 teve o mesmo processo da classe NbC-Ni_959, sinterização sob vácuo e argônio, Figura 93 (c), porém com redução de Ni de 12% para 10%. Esta classe apresentou desempenho superior em 1,8 vezes do tempo de vida da aresta de corte em relação à ferramenta referência WC-Co. No entanto, a dispersão foi novamente maior que a encontrada para WC-Co.

A Figura 94 é mostrada uma análise considerando a vida útil e dureza médias das ferramentas de corte, a vida útil média das ferramentas de corte e a resistência a tenacidade à fratura. Essas análises foram realizadas para um $V_B = 0,3$ mm.

Com relação à dureza é possível observar na Figura 94 (a), que ferramentas NbC-Ni abaixo de 1400 HV destacadas não tiveram um bom desempenho. Em relação à tenacidade à fratura, Figura 94(b), houve uma região de destaque, na qual os resultados foram promissores, valores de K_{IC} entre 8 e 9 MPa.m^{1/2}. As análises de aderência e abrasão das arestas de corte foram realizadas por lupa estereoscópica e EDS. Por meio dessas análises foi possível concluir que os mecanismos de desgaste das classes de NbC-Ni foram abrasão e adesão. Na Figura 95 é mostrado um exemplo dos mecanismos de desgaste que ocorreram nas ferramentas de NbC-Ni_967. Na Tabela 21 é apresentado um exemplo de uma análise realizada no EDS na face principal do flanco da ferramenta, onde traços de Fe, Si, Cr e Mn foram encontrados, o que pode ser explicado pela adesão. No Apêndice D.3 encontram-se as tabelas da microscopia óptica e EDS de todas as classes de NbC-Ni e WC-Co referência.

Figura 94 – Comparações de desempenhos das ferramentas de corte: (a) (Dureza (HV) x tempo médio vida útil da aresta (minuto) e (b) tenacidade à fratura (MPa.m^{1/2}) versus tempo médio da vida útil da aresta



Fonte: Autor

Figura 95 – Exemplo de mecanismo de desgaste lupa estereoscópica: NbC-Ni_967



Fonte: Autor

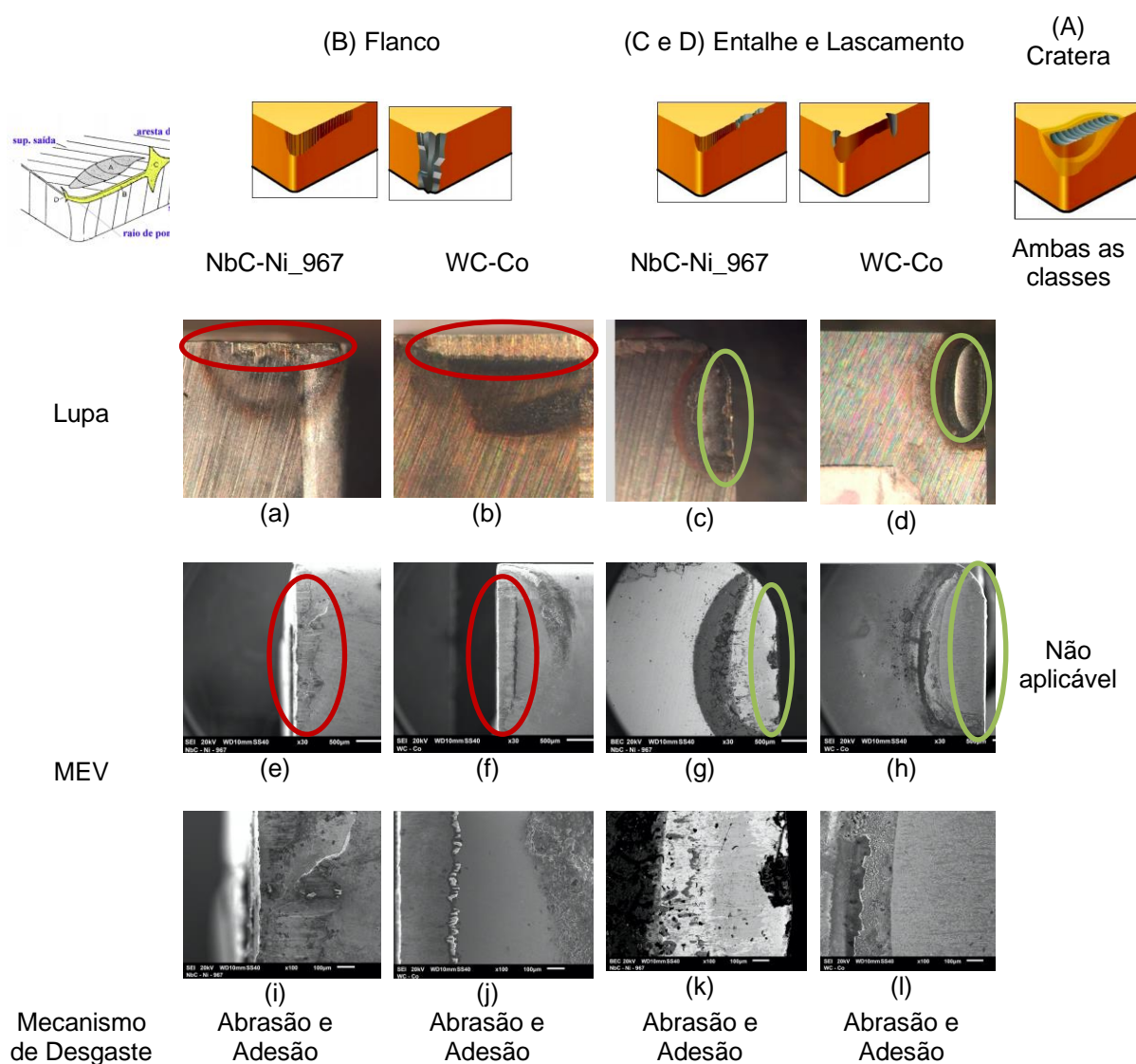
Tabela 21 – Exemplo de mecanismo de desgaste por adesão EDS: NbC-Ni_967

Zona	Resultado da quantificação – Porcentagem em massa (%)							
	Fe	Si	Ti	Cr	Mn	Ni	Nb	W
01	13,9		12,7		3,5	3,0	57,7	9,2
02	10,0	4,3	10,9	0,4	6,3	1,3	58,1	8,7
03	4,4	8,0	10,3	0,5	6,9	2,0	58,8	9,1
04	1,8		13,6			9,9	62,6	12,1
05			13,5			9,9	64,4	12,2

Fonte: Autor

Na Figura 96 apresenta-se a comparação entre a classe NbC-Ni_967 e WC-Co em relação aos mecanismos de desgaste que agiram durante o processo de torneamento. Esta classe teve o melhor resultado entre as classes NbC-Ni e superior ao WC-Co referência.

Figura 96 – Comparação dos desgastes da classe NbC-Ni_967 e WC-Co referência



Fonte: Autor

A Classe NbC-Ni_967 apresentou um desgaste abrasivo muito irregular na aresta de corte na face principal, como pode ser observado na Figura 96 (a) em relação ao WC-Co, Figura 96 (b). Isto pode ter ocorrido devido a heterogeneidade e maior porosidade que há no inserto NbC-Ni. Nas Figura 96 (e) (f) e Figura 87 (i) (j) são apresentadas as comparações entre as duas classes com maior ampliação.

Na Figura 96 (c) são apresentados vários lascamentos no gume da aresta do inserto NbC-Ni_967. Estes lascamentos foram provenientes do desgaste adesivo que ocorreu durante o processo de torneamento. Nesta mesma região, no inserto WC-Co referência, é possível observar, na Figura 96 (d), que não houve este desgaste tão acentuado quanto na classe NbC-Ni. O desgaste adesivo causou maiores danos nas

classes NbC-Ni do que a WC-Co, devido o fato de que a classe WC-Co apresentou uma melhor interação físico-química entre carbonetos e ligantes do que das classes NbC-Ni. A interdifusão entre o cobalto e ferro (WC-Co e material usinado) é menor do que a do níquel e ferro (NbC-Ni e material usinado) durante o processo de torneamento. Além disso, a classe NbC-Ni apresentou maior contiguidade do que a classe WC-Co referência. Na Figura 94 (g) (k) (h) (l) é apresentada as comparações entre a classe NbC-_967 e WC-Co referência quanto aos lascamentos devido ao mecanismo de desgaste por adesão.

4.3 Correlação entre resultados do processo de usinagem com o processo de sinterização, microestruturas e propriedades mecânicas como referência das classes NbC-Ni

Correlacionando os resultados de usinagem das classes de NbC-Ni com o processo de sinterização, as microestruturas e propriedades mecânicas é possível verificar que:

- As classes que foram produzidas via sinterização sob vácuo e argônio tiveram menor dispersão no tempo de vida da aresta de corte. Isso indica que com um melhor controle da evaporação do níquel no processo de sinterização foi possível ter uma estrutura menos heterogênea;
- As classes NbC-Ni apresentaram uma maior dispersão no tempo de vida da aresta do que a referência WC-Co, que apresenta uma estrutura homogênea e com baixa porosidade. Não apresenta poros Tipo B e tem poros Tipo A2;
- A classe que apresentou o maior CoF, NbC-Ni_965, foi a que apresentou o maior desgaste por abrasão durante o processo de usinagem;
- A classe NbC-Ni_965 teve o pior desempenho entre as classes NbC-Ni. A sua microestrutura apresentou um alto índice de porosidade, de acordo com a classificação da norma B276-05, as porosidades Tipo A e B foram no grau máximo;
- Durezas abaixo de 1400 HV₃₀, para as classes NbC-Ni, tiveram os piores desempenhos de usinagem em comparação com a referência de WC-Co, apresentando um excessivo desgaste a abrasão;

- A combinação de dureza acima de 1400 HV₃₀ e tenacidade à fratura entre 8,5 e 9,0 MPa.m^{1/2}, para as classes de NbC-Ni, apresentaram os melhores desempenhos em usinagem;
- As classes NbC-Ni apresentaram uma aderência na aresta de corte maior do que a WC-Co referência. As arestas das ferramentas NbC-Ni apresentaram vários lascamentos devido a maior adesão;
- A classe NbC-Ni, que apresentou o maior módulo de elasticidade (367 GPa), foi a que apresentou o pior resultado de desempenho de usinagem (NbC-Ni_965). A que apresentou o menor módulo de elasticidade (235,7 GPa), NbC-Ni_967, e a mais próxima do WC-Co referência (192,2 GPa) foi a que obteve o melhor resultado no desempenho de usinagem.

4.4 Análise das classes de NbC-Ni processo SinterHip

4.4.1 Dureza, tenacidade a fratura e densidade

As amostras das classes de NbC-Ni SinterHIP, SH1 e SH2 foram preparadas, conforme item 3.1.2, para a obtenção da dureza, tenacidade à fratura, densidade e densidade relativa conforme itens 3.1.2.1, 3.1.2.2 e 3.1.2.3, respectivamente. Os resultados encontram-se na Tabela 22. O processo de sinterização foi dividido em duas etapas:

- **Etapa 1:** Forno a vácuo + argônio com os mesmos parâmetros de sinterização do NbC_Ni-967 que foram apresentados na Tabela 4;
- **Etapa 2:** Forno a vácuo + argônio + Processo SinterHip, os parâmetros de sinterização para a etapa de SinterHIP encontram-se na Tabela 22.

A Classe SH2 apresentou dureza e densidade levemente superior à classe SH1, enquanto a tenacidade à fratura foi levemente inferior. Isso pode ser devido ao processo de resfriamento do ciclo da SH1 foi o mais rápido, devido ao forno ter sido desligado durante este processo, e a temperatura caiu em média 15 °C em relação à SH2 como pode ser observado na Figura 64.

Tabela 22 - Características das ferramentas classes SH1 e SH2: Processo SinterHip

ID	Composição (%p)	Dureza HV ₃₀	K _{IC} (MPa.m ^{1/2})	Atmosfera	T _{sinter} (°C)	d (g/cm ³)	d _r (%)
SH1	10%Ni+12%WC+14%TiC+64%NbC	1402±25	9,2±0,3	N ₂ + pressão: 20bar	1400	7,69	99,0
SH2	10%Ni+12%WC+14%TiC+64%NbC	1407±29	9,0±0,3	N ₂ + Pressão:20bar	1400	7,73	99,5

Fonte: Autor

Em relação à classe NbC_Ni-967, as duas classes dos insertos SH tiveram dureza inferior e tenacidade à fratura superior (1460 HV₃₀ e K_{IC} de 8,9 MPa.m^{1/2}), enquanto que a densidade, em ambos os casos, foi superior à classe NbC-Ni-967. A etapa SinterHip aumentou a densificação como pode ser visto na redução porosidade (eliminação do Tipo B).

4.4.2 Microestrutura e Porosidade

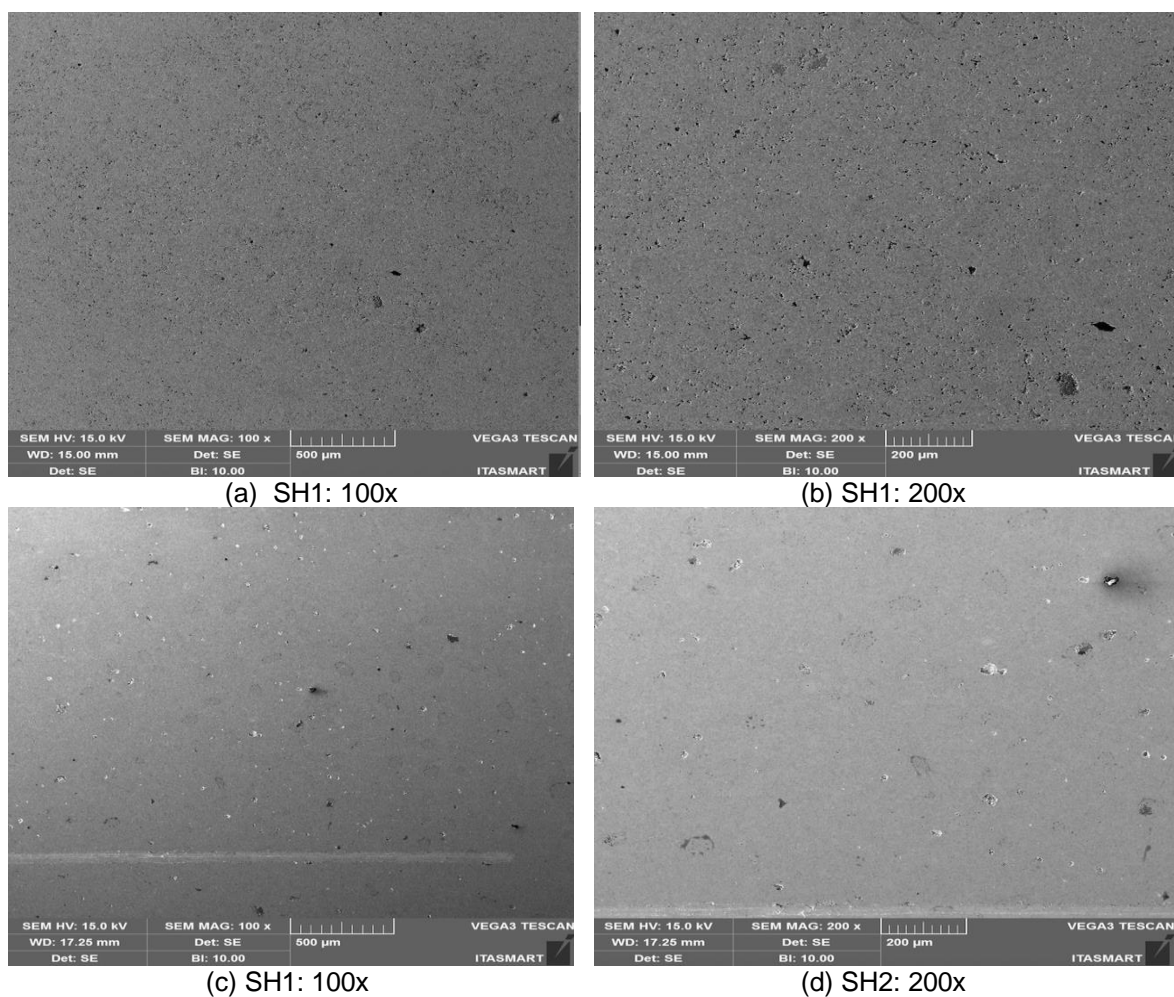
A mesma metodologia do item 4.1.2 foi utilizada para a análise da porosidade das classes SH, conforme a Norma B276-05 (reaprovada em 2015), método de teste padrão para porosidade aparente em metal-duro. Tendo como base as micrografias realizadas no MEV com um aumento de 100x e 200x, conforme Figura 95.

Com base nestas análises foram obtidos os resultados apresentados na Tabela 23 comparados com as classes NbC_Ni-967 e WC-Co referência.

Houve uma redução da porosidade das classes SH em relação a classe NbC_Ni-967. Com a adição do SinterHIP houve praticamente a eliminação da porosidade Tipo B (> 10 a ≤ 25 μm) e uma melhora da porosidade Tipo A (poros ≤ 10 μm), porém os resultados são inferiores a classe WC-Co referência.

Na Figura 98 são apresentadas as micrografias das classes SH1 e SH2 realizadas no MEV. É possível verificar que a microestrutura das classes SH1 e SH2 apresenta contiguidades, a molhabilidade entre o WC/Co é mais eficiente devido à melhor interação físico-química entre carbonetos e ligante do que NbC/Ni (classes SH1/SH2), conforme pode ser verificado nos detalhes das áreas “A” e “B”, molhabilidade e contiguidade, respectivamente, da Figura 98 (a) (b). Na Figura 98 (c) é apresentada a microestrutura da WC-Co referência.

Figura 97 - Micrografias das classes SH (MEV)



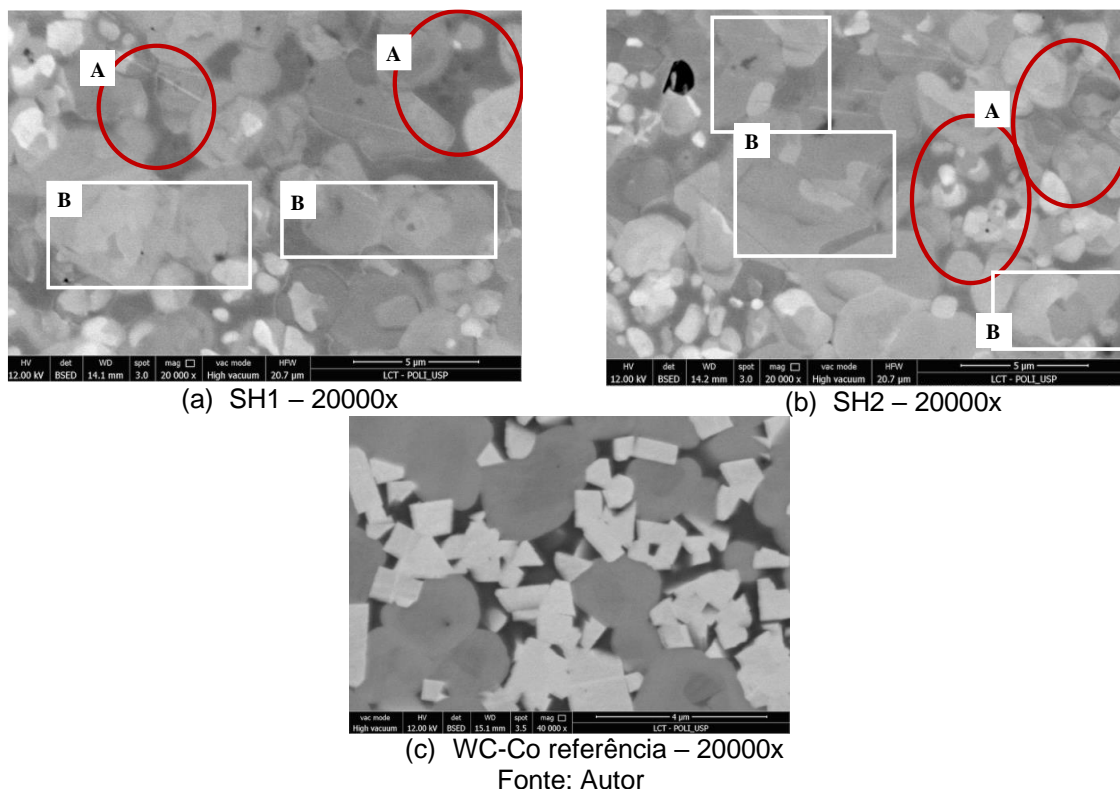
Fonte: Autor

Tabela 23 - Classificação dos tipos de porosidade – Classes SH comparadas com as classes NbC_Ni-967 e WC-Co referência

Tipos	SH1	SH2	NbC_Ni-967	WC-Co referência.
Tipo A	A4	A4	A6	A2
Tipo B	-	-	B2	-
Tipo C	-	-	-	-

Fonte: Autor

Figura 98 – Microestrutura das Classes SH1 e SH2 – MEV

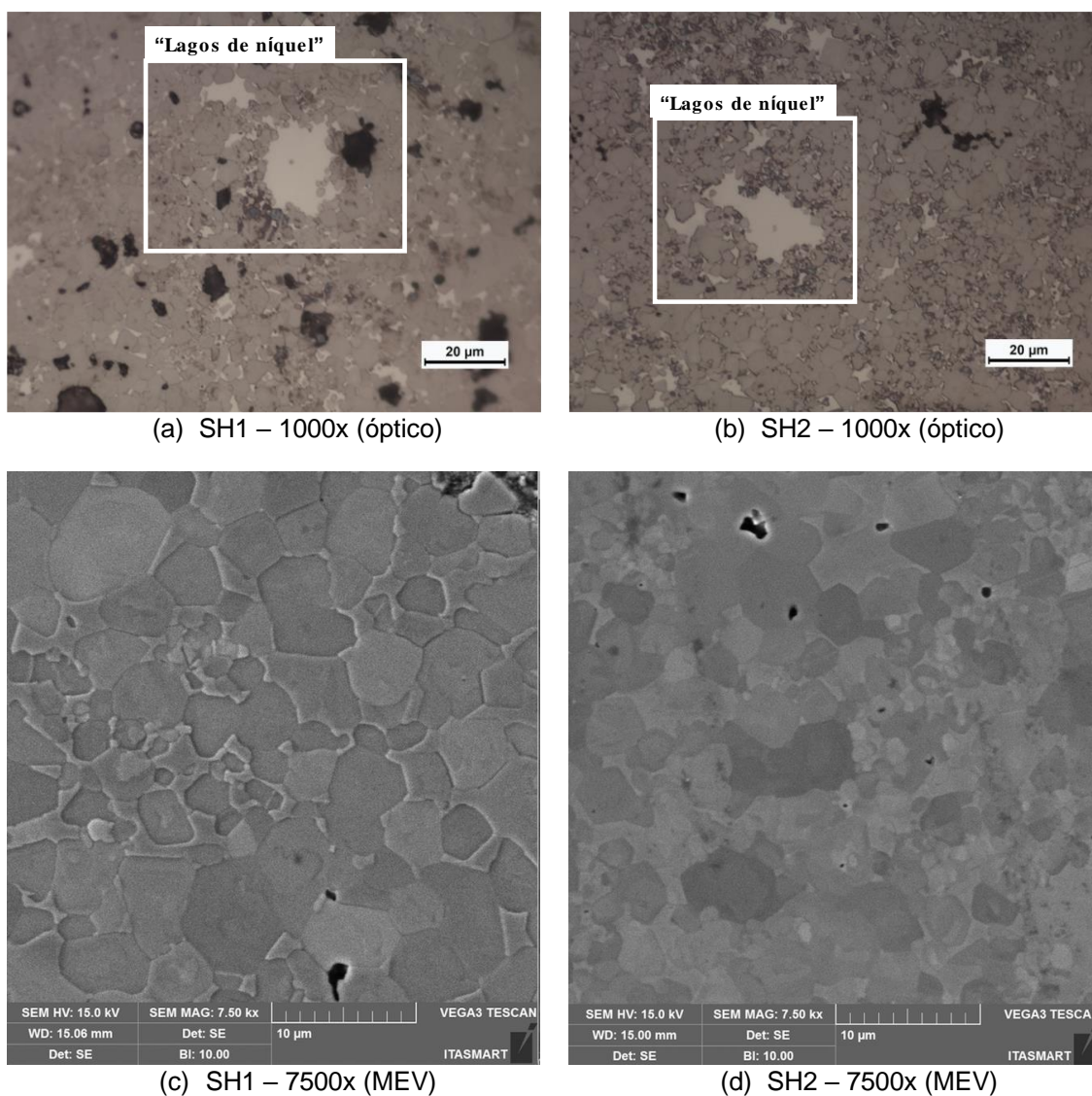


As classes SH1 e SH2 apresentaram “lagos de Ni”, Figura 99 (a) (b). A distribuição dos carbonetos (classes SH1 e SH2) continuou heterogênea, mesmo dobrando o tempo de moagem, confirmada pela distribuição do tungstênio na Figura 100 (a) (b), concentração de tungstênio em regiões da área “B”, comparada a regiões da área “A”. Comparando as microestruturas do SH1 e SH2 é possível observar, na Figura 99 (c) (d), que o tamanho de grão dos carbonetos da classe SH2 é menor que a da classe SH1. Isto pode ser devido ao tempo de resfriamento no processo de sinterização. A Classe SH2 teve um tempo maior de resfriamento, pois o forno SinterHip foi mantido ligado durante este processo, enquanto que para a classe SH1 o forno foi desligado, causando uma queda maior da temperatura durante este processo. Dois fenômenos ocorreram para a diferenciação do tamanho dos grãos entre as classes SH1 e SH2: a dissolução dos carbonetos secundários, que restringe o crescimento dos grãos do NbC, e o maior tempo, que poderia pelo coalescimento aumentar o tamanho dos grãos do NbC. Pelo resultado obtido, conforme mostrado na Figura 99 (c) (d), o primeiro fenômeno prevaleceu em relação ao segundo, pois os grãos da SH2 são menores do que a da SH1, mesmo com o tempo de resfriamento no processo de sinterização da SH1 sendo menor do que a da SH2.

Portanto, a microestrutura das classes SH, mesmo com a redução da porosidade continua heterogênea em comparação à classe WC-Co referência.

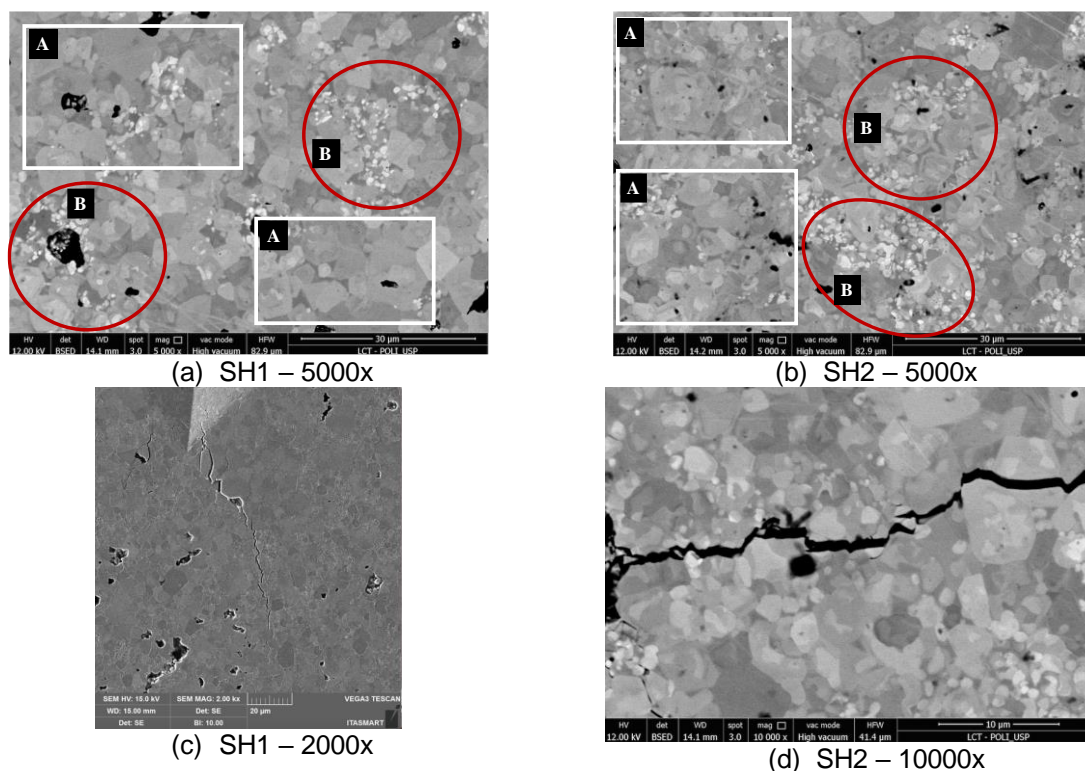
É possível, também, verificar que o ligante é frágil por meio das endentações realizadas para medição da dureza. Portanto, neste estudo realizado, em todas as classes produzidas NbC-Ni, com ou sem a etapa de SinterHip, as trincas são irregulares, geradas intergranulares, como pode ser verificado na Figura 100 (c) (d).

Figura 99 – Comparação das microestruturas entre as classes SH1 e SH2 (MEV e óptico)



Fonte: Autor.

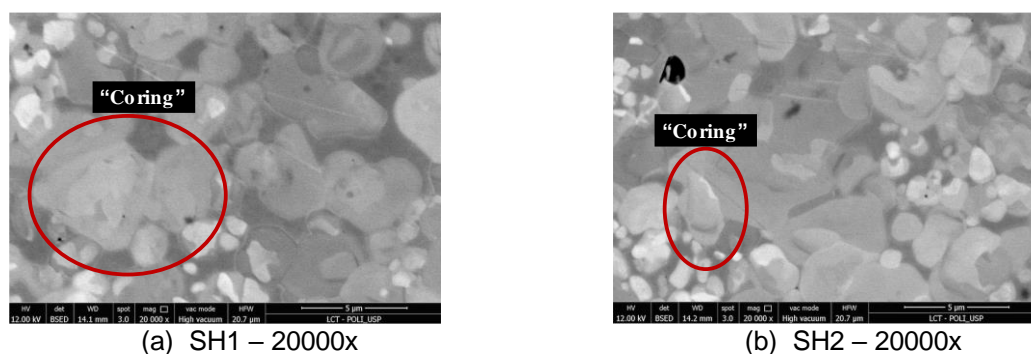
Figura 100– Heterogeneidade da microestrutura e formação de trincas na endentação: Classes SH (MEV)



Fonte: Autor

Nas classes SH1 e SH2 também ocorreu um fenômeno chamado “*coring*”, conforme pode ser observado na Figura 101 (a) (b). Neste caso, o centro (núcleo ou “*core*”) de um grão ao se resfriar mais rápido em condições de não-equilíbrio, fica com uma maior concentração do soluto se enriquecendo com o elemento de ponto de fusão mais alto, enquanto a concentração do elemento de ponto fusão mais baixo se fixa em torno da região periférica (contornos de grão). Esta microestrutura tem núcleo e periferia (*core-rim*) segregados (*cored structure*), isto tende a afastar o material de suas propriedades ótimas. Ou seja, verificou-se que a distribuição dos elementos componentes dentro dos grãos da liga estudada poderia ficar localmente não uniforme, um fenômeno de segregação, caracterizado por gradientes de concentração através do grão. (GERMAN, 2005, 2014).

Figura 101 – Detalhamento das microestruturas classes SH: “Coring” (MEV)



Fonte: Autor

4.4.3 Teste de riscamento

Foram realizados os testes de riscamento das duas amostras das classes SH de acordo com o item 3.1.2.5. Por meio destes testes foram obtidos os dados de CoF ao longo dos ensaios e das medições dos parâmetros geométricos no perfilômetro 3D, CCI-MP, também foram realizadas imagens no MEV para a análise dos mecanismos de desgastes e na identificação de particularidades da microestrutura para comparar com as obtidas anteriormente da NbC-Ni-967 e WC-Co referência.

4.4.3.1 Coeficiente de atrito aparente – CoF (F_T/F_N)

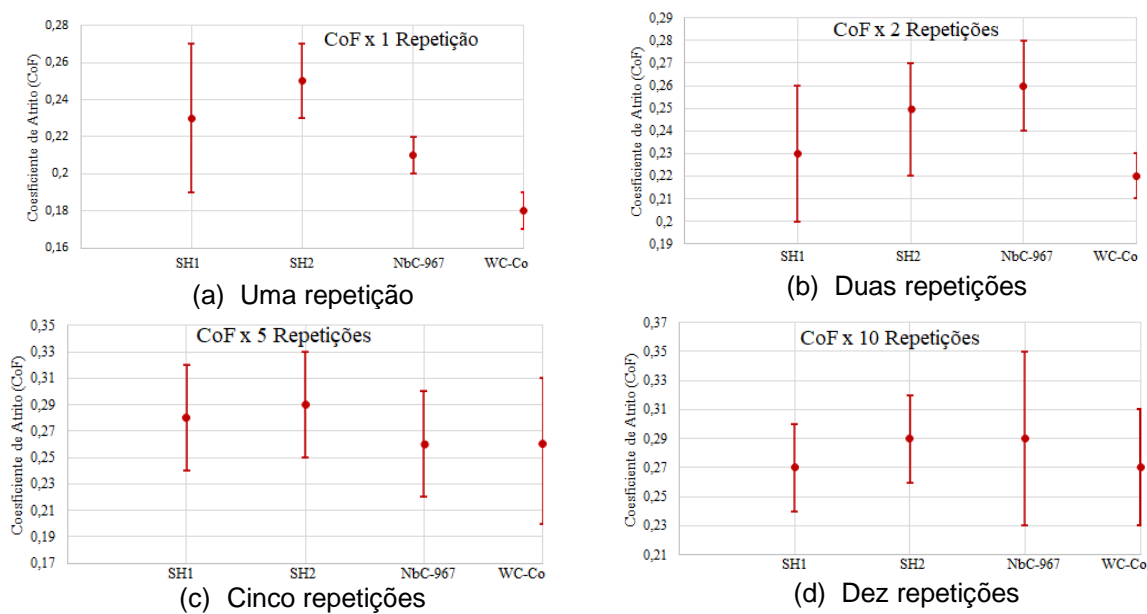
O Apêndice A.1 apresenta os resultados graficamente obtidos do CoF para as duas amostras para $n=1, 2, 5$ e 10 repetições. Para minimizar a influência do tribômetro na análise dos dados do CoF não foi considerado o período inicial dos testes (*running in*) e o trecho final. Para isto, o intervalo de tempo utilizado para a obtenção dos valores médios e dispersões foi de $1,5$ s a $9,5$ s.

Com os ensaios de riscamento, foram obtidos o CoF médio para cada classe de material, de acordo com o número de repetições, conforme demonstrado na Figura 102.

As análises estatísticas das variáveis das classes SH foram realizadas com os mesmos procedimentos das classes NbC-Ni e WC-Co referência que foram descritas no 4.1.3.1. No Apêndice A.2, encontram-se os resultados das médias, desvio padrão no intervalo de confiança de 95%. No Apêndice A.3, o teste de homogeneidade das variâncias. Como a variância das classes é diferente para todos os grupos de testes

do riscamento ($n=1, 2, 5$ e 10) foi utilizado o procedimento de Games-Howell para verificar se as médias são diferentes ou iguais entre as classes, conforme descrito no item 3.3. No Apêndice A.4, encontram-se o resumo dos resultados da ANOVA.

Figura 102 - CoF médio das classes SH em relação a WC-Co referência e NbC_Ni-967 por número de repetições



Fonte: Autor

Analisando os resultados para todas as repetições ($n= 1,2,5$, e 10), tomando como referência as classes SH, Apêndice A.4, somente duas hipóteses nulas não rejeitadas. As médias entre a classe SH1 e NbC_Ni-967 para duas repetições e SH1 e WC-Co referência para cinco repetições, portanto nestes dois casos as médias podem ser iguais, enquanto nas demais comparações as hipóteses nulas foram rejeitadas, portanto as médias são diferentes.

Na Tabela 24 é apresentado um resumo comparativo entre a classe de referência WC-Co e a classe NbC_Ni-967 com as classes SH. A seta para cima (vermelha), significa que o coeficiente de atrito das classes SH foram superiores ao da WC-Co referência e NbC-Ni-967, a seta para baixo (verde) significa o contrário, o coeficiente de atrito das classes SH foram inferiores.

Tabela 24 - Comparação entre as classes SH e WC-Co referência e NbC_Ni-967 - CoF

N (repetição)	Referência	SH1	SH2	Referência	SH1	SH2
1		↑ 25,9%	↑ 36,7%		↑ 17,7%	↑ 27,8%
2	WC-Co	↑ 5,0%	↑ 14,7%	NbC_Ni- 967	=	↑ 9,2%
5		↑ 4,9%	↑ 7,8%		↑ 5,6%	↑ 8,5%
10		=	↑ 6,0%		↓ 12,4%	↓ 7,0%

Fonte: Autor

A classe SH1 teve um comportamento bem similar o WC-Co referência para as repetições iguais a 2, 5 e 10. O comportamento foi similar também para a classe SH2. Em relação ao NbC_Ni_967, este mesmo comportamento foi observado, porém para N=10 repetições, o coeficiente de atrito foi levemente inferior.

No geral pode-se concluir que, para testes com maiores danos ao material, cinco e dez repetições, o comportamento das classes SH foi similar aos das classes WC-Co referência e NbC_Ni-967.

4.4.3.2 Parâmetros dos riscos, rugosidade e fator de remoção de material

As classes SH foram submetidas às mesmas análises dos parâmetros dos riscos, rugosidade e fator de remoção de material que foram realizadas nas classes NbC-Ni e WC-Co referência, conforme item 4.1.3.2.

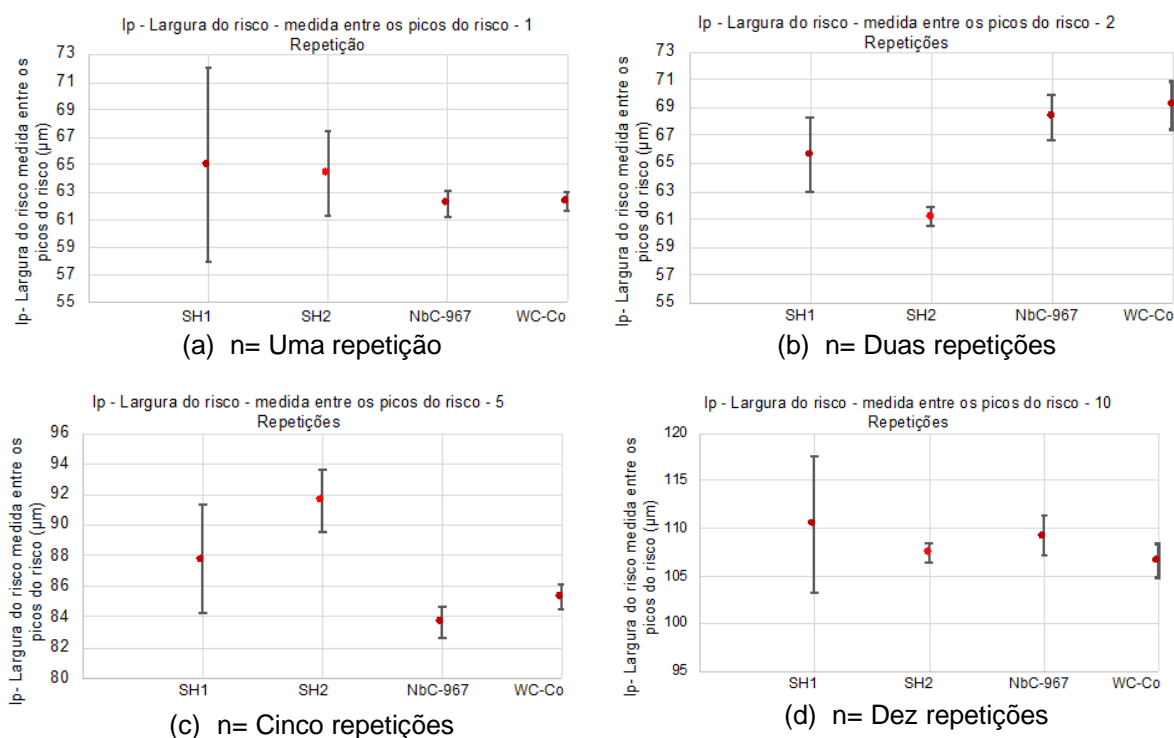
Os riscos realizados nas amostras SH1 e SH2 foram analisados no perfilômetro 3D, CCI-MF, para a obtenção dos valores numéricos das superfícies: l_p - largura do risco medida entre os picos (*pile up*) do risco; l_r - largura do risco medida no plano de referência; p - profundidade máxima do perfil médio; S_p - área de material acima da linha de referência (ombros do *pile up*); S_s - área do sulco; e o cálculo do f_{ab} -fator de remoção de material. Além destes dados, também se obtiveram os valores de S_a -rugosidade média de uma área e S_q – rugosidade desvio médio quadrático de uma área. Os dados foram alcançados através dos perfis médios dos riscos realizados no perfilômetro 3D conforme Figura 46 apresentada no item 4.1.3.2.

Nas Figuras de 103 a 110 são comparados as médias e os desvios padrão obtidos dos parâmetros descritos anteriormente para as classes SH comparando com as classes NbC_Ni-967 e WC-Co referência por número de repetições.

A análise estatística para os parâmetros dos riscos foi realizada conforme descrito no item 3.3, foram obtidos as médias e os desvios padrão, Apêndice B.1. O teste de homogeneidade das variâncias nos grupos de dados analisados por meio do teste de Bartlett que se encontra no Apêndice B.2.

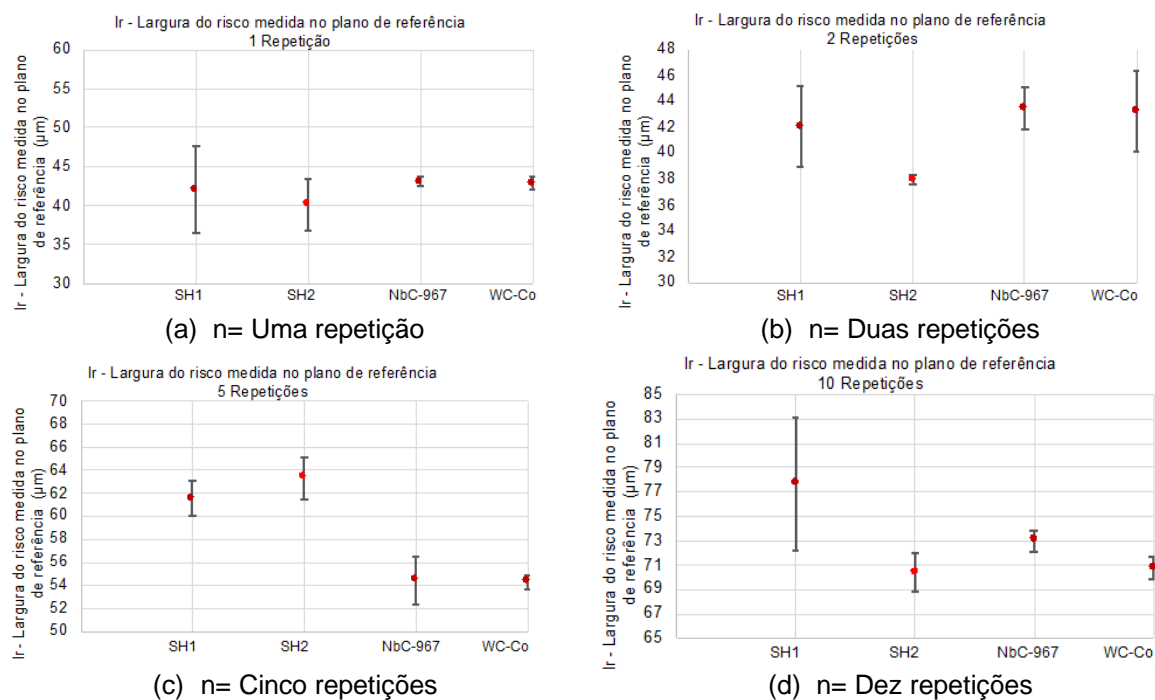
As variâncias das classes não foram diferentes para todos os grupos de testes do riscamento ($n=1, 2, 5$ e 10), para alguns grupos as variâncias foram iguais, conforme apresentado nas tabelas do B.3. Os grupos que têm as mesmas variâncias são: Para riscamento com duas repetições: parâmetros: S_p ; com cinco repetições: parâmetros I_p ; I_r ; S_a e S_p ; com dez repetições: parâmetros: S_a .

Figura 103 - I_p médio das classes SH, NbC_Ni-967i e WC-Co referência por número de repetições

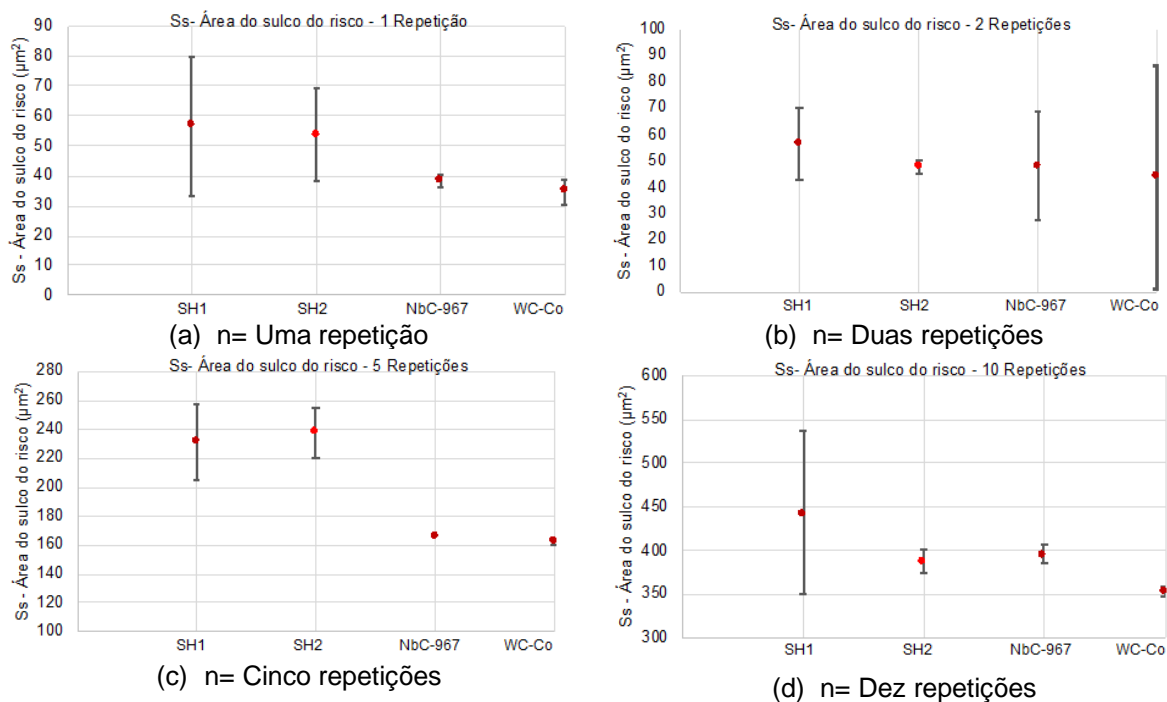


Fonte: Autor

Figura 104 - Ir médio das classes SH, NbC-Ni-967i e WC-Co referência por número de repetições

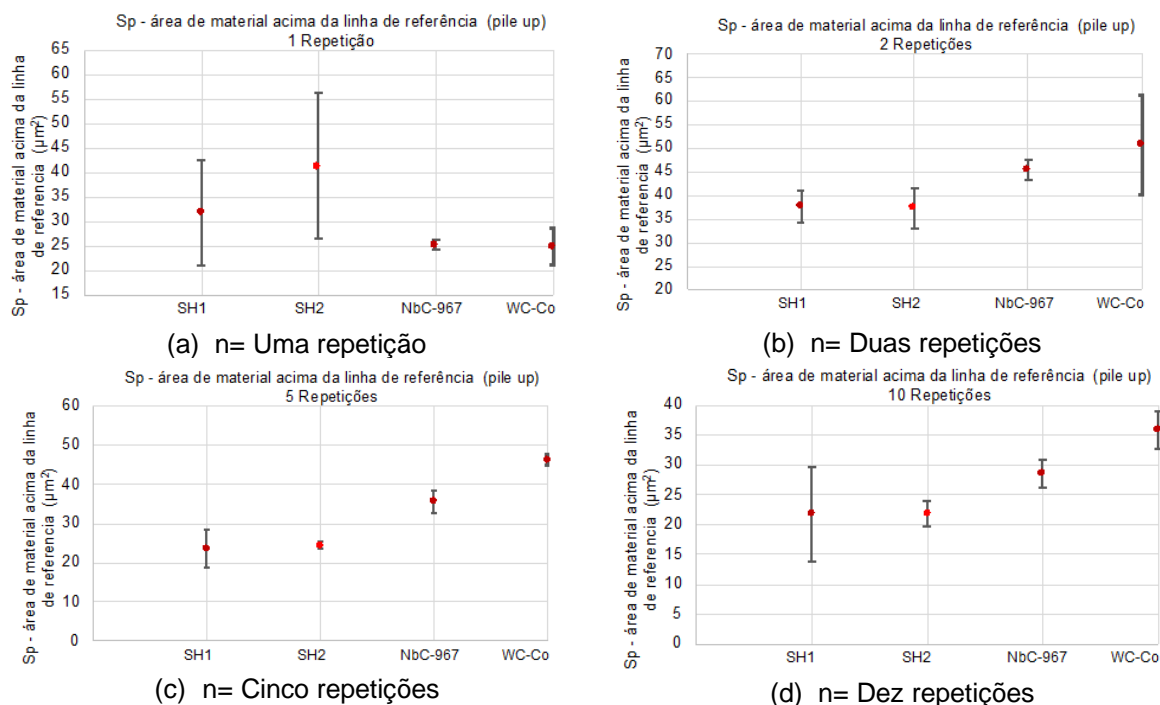


Fonte: Autor

Figura 105 - S_s médio das classes SH, NbC-Ni-967i e WC-Co referência por número de repetições

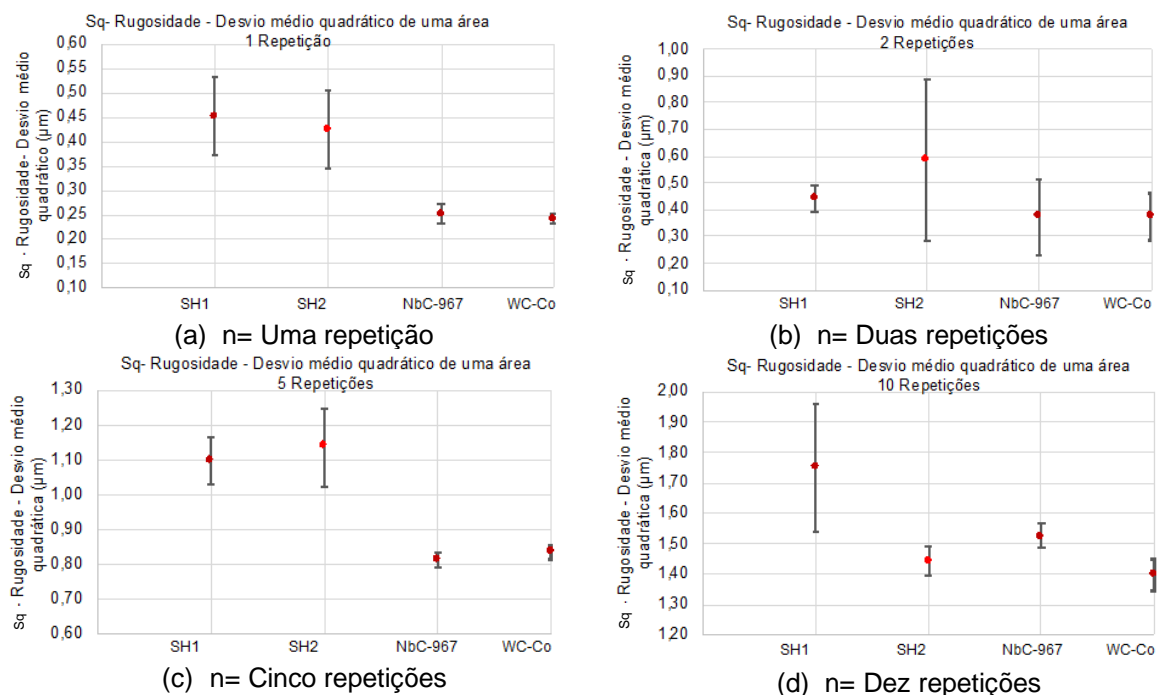
Fonte: Autor

Figura 106 - S_p médio das classes SH, NbC-Ni-967i e WC-Co referência por número de repetições



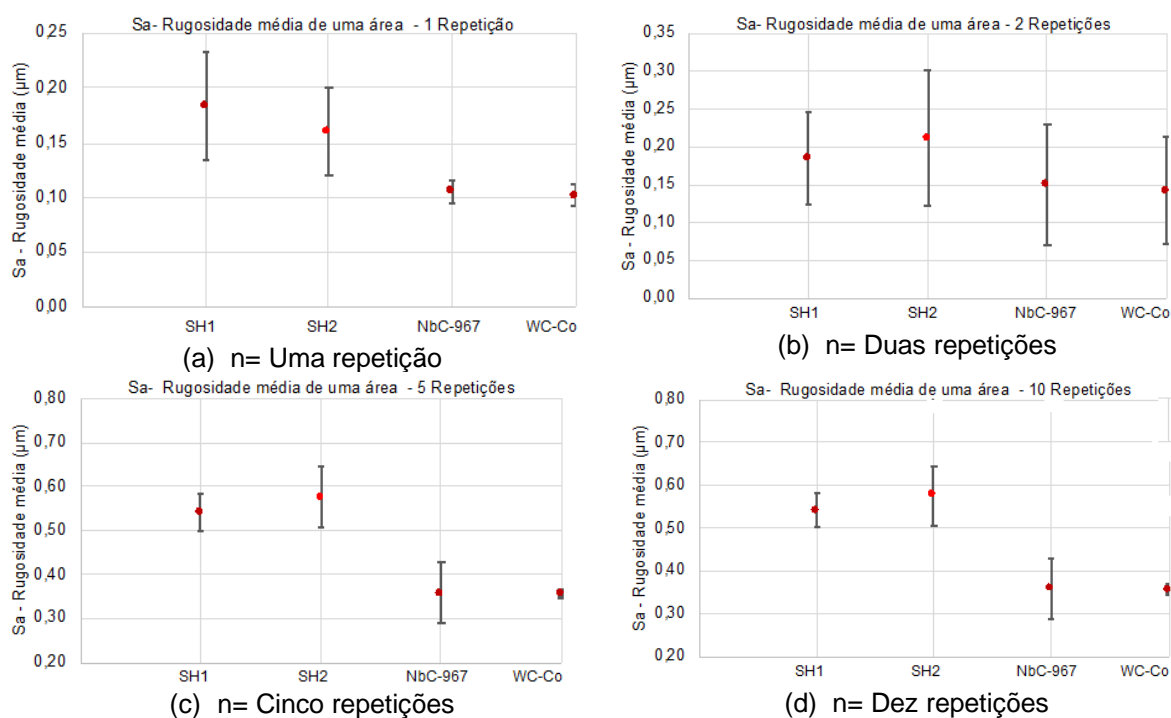
Fonte: Autor

Figura 107 - S_q médio das classes SH, NbC-Ni-967i e WC-Co referência por número de repetições



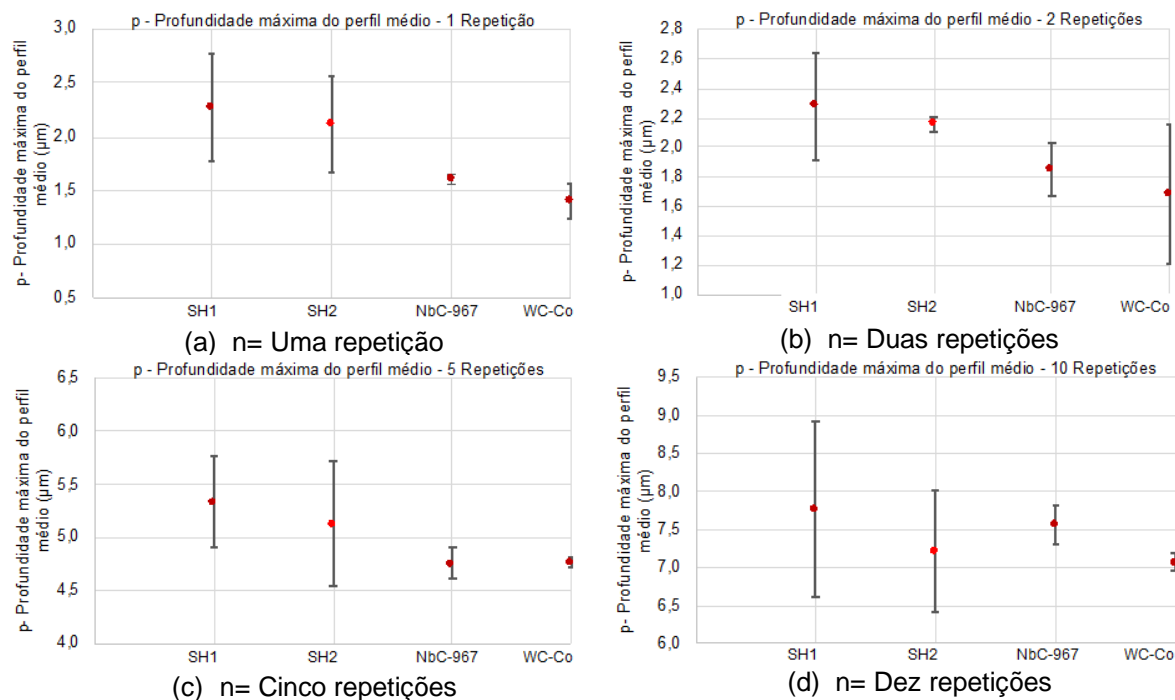
Fonte: Autor

Figura 108 - Sa médio das classes SH, NbC_Ni-967i e WC-Co referência por número de repetições

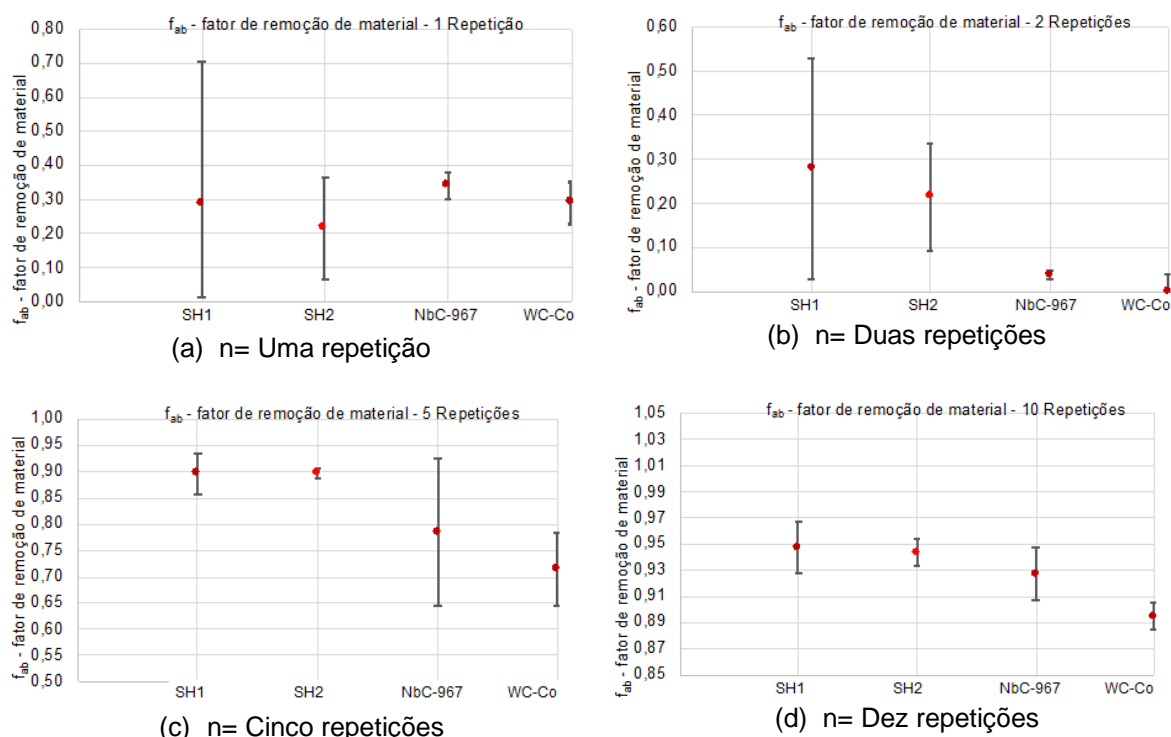


Fonte: Autor

Figura 109 - p médio das classes SH, NbC_Ni-967i e WC-Co referência por número de repetições



Fonte: Autor

Figura 110 - f_{ab} médio das classes SH, NbC_Ni-967i e WC-Co referência por número de repetições

Fonte: Autor

Para variância diferente é utilizado o procedimento de Games-Howell, para verificar se as médias são diferentes ou iguais entre as classes e para variância igual é utilizado o teste de Tukey. As tabelas do Apêndice B.3 resumem os resultados da ANOVA.

Analisando os resultados da ANOVA, Apêndice B.3, construiu-se a Tabela 25 para a análise do comportamento dos parâmetros de riscamento das classes SH1 e SH2 em relação às classes NbC_Ni-967, WC-Co referência e entre elas. Para todas as repetições (n= 1,2,5 e 10), o comportamento das classes SH1 e SH2 e entre elas foi o mesmo estatisticamente para os parâmetros analisados. Portanto para os testes e parâmetros de riscamento analisados, as amostras podem ser consideradas iguais.

Em relação a uma repetição comparando com as classes NbC_Ni-967 e WC-Co referência, as classes SH1 e SH2 tiveram o mesmo comportamento. Só não foram iguais estatisticamente em três parâmetros: p (profundidade máxima do perfil médio); S_a (rugosidade média de uma área) e S_q (rugosidade desvio médio quadrático de uma área).

Aumentando levemente os danos à superfície, duas repetições, a classe SH1 se comportou similarmente às classes NbC-Ni_967 e à WC-Co referência. Em relação à NbC-Ni_967 somente um parâmetro foi diferente estatisticamente: S_p (área de material acima da linha de referência - ombros do *pile up*). Em relação à SH2, além do parâmetro S_p , também o parâmetro “p” foi estatisticamente diferente. Quanto à WC-Co referência, a SH1, além dos parâmetros “ S_p ” e “p”, teve comportamento diferente o fator de remoção de matéria (f_{ab}). A classe SH2 já apresentou uma maior diferença, sendo somente iguais estatisticamente os parâmetros de rugosidade (S_a e S_q) e a área do sulco (S_s).

Ao aumentar mais os danos da superfície, cinco repetições, somente a profundidade média do perfil (p) foi igual estatisticamente entre as classes SH1 e SH2, com as referências NbC-Ni_967 e WC-Co.

Porém realizando dez repetições, quando os danos são muito mais acentuados, os grãos de NbC na região de riscamento não são mais visíveis e, em vez disso, é visto que a superfície é coberta com uma camada lisa de fragmentos de grãos de NbC embutidos dispersos em uma matriz de Ni, como será mostrado no item 4.4.3.3, análise das micrografias dos testes de riscamento, o comportamento dos parâmetros de riscamento das classes SH1 e SH2 foram estatisticamente iguais aos das classes de referência NbC-Ni_967 e WC-Co referência.

Portanto, para maiores danos à superfície, o comportamento dos parâmetros analisados causados pelo teste de riscamento foram estatisticamente iguais entre as classes SH1 e SH2 e também quando estas são comparadas com as classes NbC-Ni_967 e WC-Co referência.

Tabela 25 – Comparações dos parâmetros de riscamento das Classes SH1 e SH2 com a NbC-Ni_967 e WC-Co referência

Repetições	Classes	Referências	l_p (μm)	l_r (μm)	S_p (μm^2)	S_s (μm^2)	P (μm)	S_a (μm)	S_q (μm)	f_{ab}
1	SH1	NbC_967	X	X	X	X				X
	SH2		X	X	X	X				X
	SH1	WC-Co	X	X	X	X				X
	SH2		X	X	X	X				X
	SH1	SH2	X	X	X	X	X	X	X	X
2	SH1	NbC_967	X	X		X	X	X	X	X
	SH2		X	X		X	X	X	X	X
	SH1	WC-Co	X	X		X		X	X	
	SH2		X	X		X		X	X	
	SH1	SH2	X	X	X	X	X	X	X	X
5	SH1	NbC_967	X				X			
	SH2		X				X			
	SH1	WC-Co	X				X			
	SH2		X				X			
	SH1	SH2	X	X	X	X	X	X	X	X
10	SH1	NbC_967	X	X	X	X	X		X	X
	SH2		X	X	X	X	X	X	X	X
	SH1	WC-Co	X	X	X	X	X		X	X
	SH2		X	X	X	X	X	X	X	X
		SH1	SH2	X	X	X	X	X	X	X

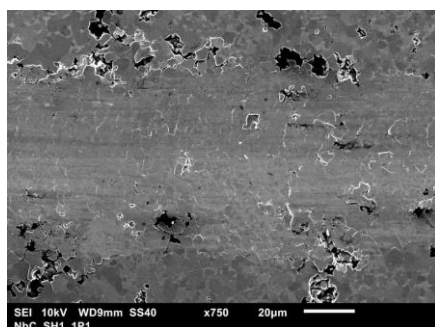
X: os parâmetros analisados são iguais entre as classes

Fonte: Autor

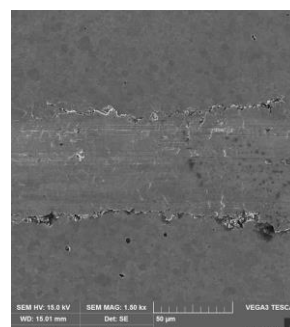
4.4.3.3 Análise das micrografias dos testes de riscamento

Nas Figura 111 e Figura 112 são apresentadas as micrografias realizadas em MEV para análise dos riscos do teste de riscamento. Para imagens formadas na tensão de aceleração normal de 10 kV, Figura 111, há uma clara diferença no contraste que é visto no riscamento (parte superior da micrografia) em comparação com a superfície dos metais-duros fora do riscamento.

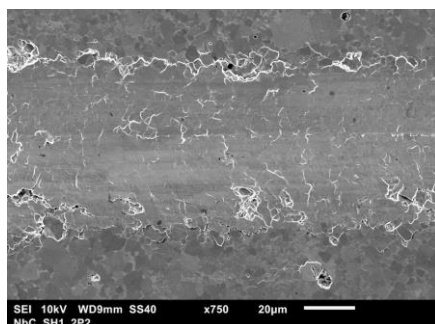
Figura 111 - Micrografias dos riscos: SH1 e SH2



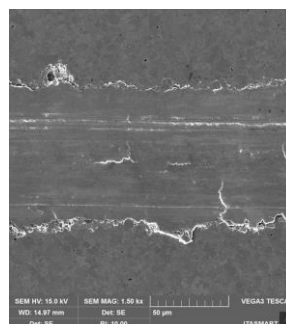
(a) SH1: n= Uma repetição



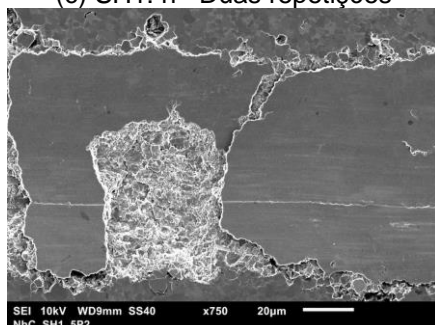
(b) SH2: n= Uma repetição



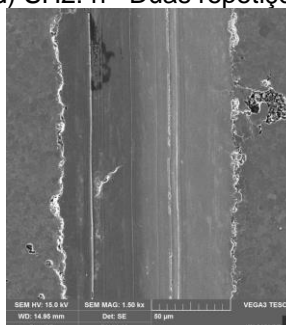
(c) SH1: n= Duas repetições



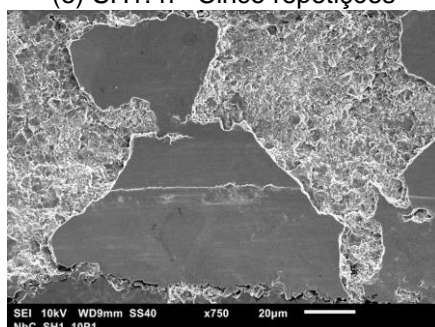
(d) SH2: n= Duas repetições



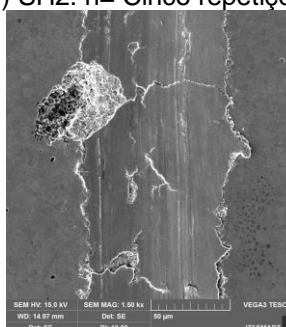
(e) SH1: n= Cinco repetições



(f) SH2: n= Cinco repetições



(g) SH1: n= Dez repetições



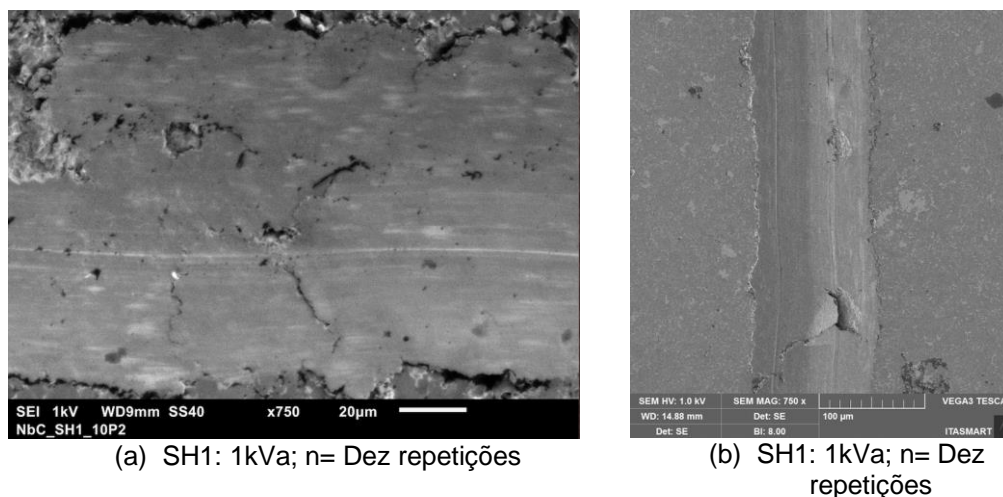
(h) SH2: n= Dez repetições

Fonte: Autor

A razão para a redução do contraste nas imagens MEV do riscamento em comparação com as áreas externas ao riscamento é mostrada quando a tensão de aceleração usada no MEV é reduzida para 1 kV (Figura 112). A imagem formada com uma baixa voltagem de aceleração mostra uma camada de material listrada na superfície do riscamento que foi formada durante este processo. Isto é revelado em baixas tensões de aceleração, porque a penetração do feixe de elétrons é, consideravelmente, reduzida nesta situação, de modo que a imagem revela detalhes da estrutura da superfície. Existem regiões relativamente grandes da fase ligante, um pouco afastadas da borda do riscamento, que mostram um contraste escuro em relação ao restante da fase do ligante. Como explicado anteriormente no item 4.1.3.3, estas regiões de ligante são uma característica da microestrutura geral do WC-Co e não estão associadas ao riscamento, o mesmo ocorre para as amostras das classes SH, tendo as mesmas características dos metais-duros, WC-Co. A SH1 e SH2

apresentaram microsulcamentos no modo de abrasão por deformação plástica para uma e duas repetições.

Figura 112 - Micrografias dos riscos para as classes SH1 e SH2: Tensão 1kV

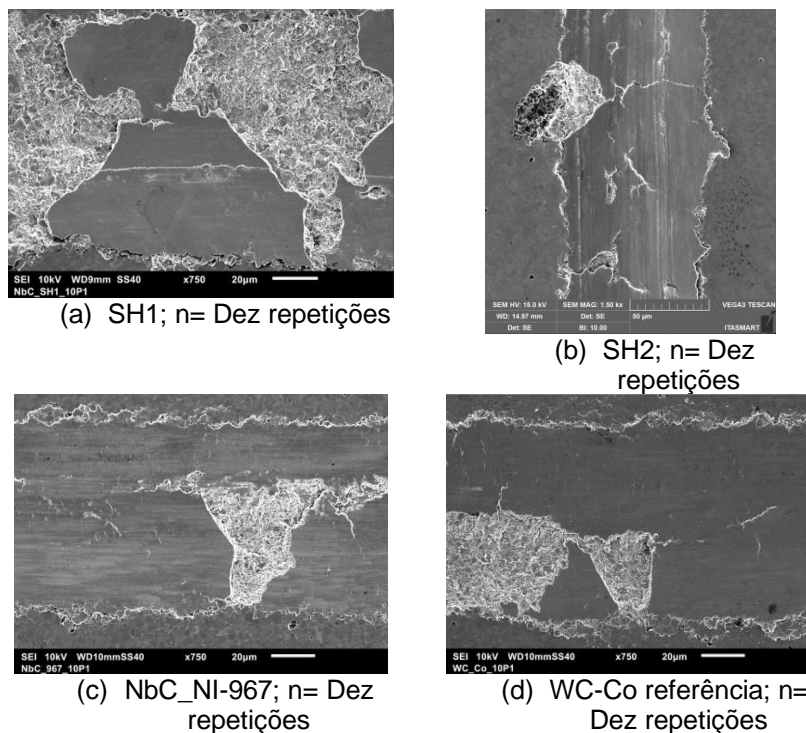


Fonte: Autor

O exame dos primeiros riscos obtidos nas amostras SH, Figura 111 (a) a 111 (d) para uma e duas repetições, mostra que os danos nos grãos de NbC são evidentes. A fratura dos grãos de NbC é o mecanismo dominante e a fragmentação localizada também é observada nas regiões onde os grãos de NbC estão em contato com outros grãos de NbC. À medida que o número de passes aumenta para cinco e dez passagens, Figura 111 (e) a 111 (h), os grãos de NbC na região de riscamento não são mais visíveis e, em vez disso, é visto que a superfície é coberta com uma camada lisa de fragmentos de grãos de NbC embutidos dispersos em uma matriz de Ni. Para este número de repetições ocorre o comportamento intermediário no modo de abrasão por deformação plástica (microsulcamento e microcorte), também houve microtrincamento, que é uma característica de desgaste abrasivo por fratura frágil.

Os danos causados, principalmente, o desgaste abrasivo nas classes SH1 e SH2, são similares aos causados na classe NbC-Ni_967, como pode ser visto nas Figuras 106 (a) a 106 (c). As classes SH apresentam dureza um pouco inferior à classe NbC-967, porém média acima de 1400 HV₃₀. Foi observado na análise das classes NbC-Ni, item 4.1.3.3, que a dureza influencia fortemente o desgaste abrasivo das classes de NbC-Ni. Em relação a classe WC-Co referência, Figura 113 (d), os danos causados nas classes SH também foram similares, pois a predominância é o desgaste abrasivo.

Figura 113 - Comparação entre as classes SH, NbC_Ni-967 e WC-Co referência: n=10 repetições



Fonte: Autor

4.4.3.4 Teste de nano endentação

Foram realizados os testes de nano endentação das duas amostras das classes SH de acordo com o item 3.1.2.6 para a análise da plasticidade do ligante. Foram realizadas nove endentações para a obtenção da média e desvio padrão dos parâmetros analisados. No Apêndice C.1 encontram-se os gráficos profundidade (deslocamento) x força. Na Tabela 26 é apresentado o resumo das médias e desvio padrão dos parâmetros obtidos nos ensaios realizados comparados as classes NbC-Ni_967 e WC-Co referência para os parâmetros: P_{\max} - carregamento máximo da endentação; h_{\max} - profundidade de endentação no pico da carga de endentação; h_f - profundidade final da impressão de contato depois do descarregamento; S - rigidez inicial de descarregamento; H – dureza do ligante; E_r – módulo de elasticidade reduzido e E – módulo de elasticidade. A obtenção do módulo de elasticidade foi via equação de Oliver-Pharr, descrita no item 2.11 - Equação 7, adotando o coeficiente de Poisson $\nu_{\text{níquel, cobalto}} = 0,31$ (ASM Speciality Handbook, 2000).

Os resultados basearam-se na análise estatística descrita no item 3.3. As análises encontram-se nos Apêndices C.4 e C.5.

Com base nos dados do Apêndice C.5 foi elaborado um resumo comparativo dos dados analisados, Tabela 27, no qual se pode comparar as igualdades ou não estatisticamente das médias dos parâmetros analisados. É possível observar que as classes SH1 e SH2 tiveram o mesmo comportamento dos parâmetros analisados. As duas classes produzidas com a adição do processo SinterHip, tiveram o mesmo comportamento em relação a classe NbC-Ni_967, porém a dispersão dos resultados dos parâmetros analisados foi bem menor nas classes SH quando comparadas à classe NbC-Ni_967, como pode ser verificado na Tabela 26. O que pode indicar que a adição do SinterHip reduziu a variabilidade dos resultados dos parâmetros analisados.

Tabela 26 – Parâmetros médios obtidos via nano endentação Classes SH em referência às classes NbC_Ni-967 e WC-Co

	SH1		SH2		NbC-Ni_967		WC-Co	
	M	D	M	D	M	D	M	D
E _r (GPa)	210,5	14,1	209,4	17,8	211,7	25,4	179,2	12,0
P _{max} (μN)	296,2	0,5	294,9	0,7	296,8	1,0	298,0	0,1
H _{max} (nm)	34,9	0,7	35,0	0,7	33,7	7,2	41,8	6,8
S (μN/nm)	57,8	4,5	58,5	6,3	53,0	7,5	56,8	5,0
H _f (nm)	27,2	0,7	27,1	0,8	28,9	4,1	32,8	4,4
H (GPa)	5,03	0,18	4,97	0,21	4,70	0,71	4,25	0,21
E (GPa)	233,3	19,4	232,0	24,6	235,7	35,9	192,2	16,0

M = Média e D= Desvio Padrão

Fonte: Autor

Em relação ao WC-Co referência somente os parâmetros de rigidez inicial de descarregamento (S) e profundidade de endentação do pico da carga de endentação (h_{max}) foram estatisticamente iguais. Com a introdução do processo SinterHIP houve uma redução da dispersão dos resultados das classes SH1 e SH2 em relação à classe NbC_Ni-967, com isto houve uma maior diferenciação dos resultados entre as classes SH em relação a WC-Co referência do que a classes NbC_Ni-967 e WC-Co referência.

Tabela 27 – Resumo comparativo entre as classes dos parâmetros analisados na nano endentação

Diferença de Níveis	P _{max} (μN)	S (μN/nm)	h _{max} (nm)	E _r (GPa)	H _f (nm)	H (GPa)	E (GPa)
SH2 – SH1		X	X	X	X	X	X
NbC_967 – SH1	X	X	X	X	X	X	X
WC – SH1		X	X				
NbC_967 – SH2		X	X	X	X	X	X
WC – SH2		X	X				
WC – NbC_967		X	X		X	X	

X: os parâmetros analisados são iguais entre as classes

Fonte: Autor

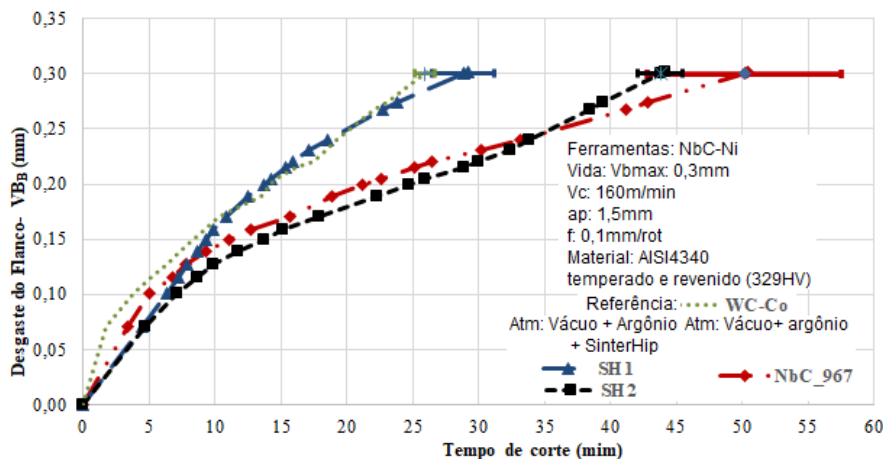
As classes NbC-Ni, tanto as classes SH e NbC_Ni-967, apresentaram características iguais entre elas e bem diferentes em relação ao WC-Co referência quanto ao módulo de elasticidade e dureza do ligante. Mesmo para a classe SH1, que teve um comportamento de usinagem estatisticamente igual ao WC-Co, conforme é apresentado no item 4.5. O que mostra que as propriedades mecânicas das classes SH e NbC_Ni-967 diferem da WC-Co referência.

4.5 Análise da usinagem Classes SH

Os testes de usinagem das classes SH seguiram os mesmos procedimentos realizados nas classes NbC-Ni e WC-Co referência, conforme foi descrito no item 4.2. Foi obtido um comportamento médio para cada ferramenta de corte em que a vida útil da aresta de corte é em função do desgaste do flanco. Para análise dos resultados foram realizadas as análises estatísticas descritas no item 3.3. Foram realizados os testes de homogeneidade das variâncias nos grupos de dados analisados por meio do teste de Bartlett, que se encontra no Apêndice D.1. As variâncias das classes foram diferentes, no Apêndice D.2 encontram-se os resultados da ANOVA.

A Figura 114 mostra o desempenho comparativo de cada classe desenvolvida no processo SinterHip (SH1 e SH2) comparando com a WC-Co referência e a NbC-Ni-967, que foi a classe que apresentou o melhor resultado nos testes de usinagem anteriormente (item 4.2), em termos de vida útil para um $V_B = 0,3$ mm.

Figura 114 - Comparação de desempenho médio do desgaste do flanco (V_B) das classes de ferramentas de corte classe SH versus ferramenta de referência WC-Co e NbC_Ni-967



Fonte: Autor

As classes sinterizadas sob vácuo e argônio com a adição do processo de SinterHip, SH1 e SH2, tiveram um desempenho médio de usinagem diferente, considerando a vida útil da aresta de corte durante o processo de usinagem, de acordo com a ANOVA (Apêndice D.2).

A classe SH1 teve um tempo médio de vida por aresta de corte de 28,8 minutos com um desvio padrão de 2,1 minutos, enquanto na classe SH2, o tempo médio foi de 43,8 minutos com o desvio padrão de 1,6 minutos. Portanto a classe SH2 teve um tempo de vida da aresta de corte superior a SH1 em 51,9%.

A principal diferença entre estas classes no processo de fabricação foi o tempo de resfriamento no processo SinterHip. A Classe SH1 teve um tempo menor de resfriamento com uma queda maior da temperatura em relação a classe SH2. Devido a essa diferença no processo, a microestrutura entre elas é diferente, a SH1 apresenta grãos de carbonetos de NbC maiores do que a classe SH2 como foi visto no item 4.2. A dureza e fratura à tenacidade também são diferentes, conforme descrito na Tabela 22.

Comparando as classes SH com a classe NbC-Ni_967, tem-se que a classe SH1 apresentou um desempenho inferior em 41%, sendo que o tempo médio de vida por aresta de corte foi, respectivamente, 28,8 e 48,9 minutos. A principal diferença entre elas é a dureza e fratura à tenacidade, a classe SH1 tem dureza de $1402 \pm 25 \text{ HV}_{30}$ e $K_{IC} = 9,2 \pm 0,3 \text{ MPa.m}^{1/2}$, enquanto a classe NbC-Ni_967 tem uma dureza de $1460 \pm 29 \text{ HV}_{30}$ e $K_{IC} = 8,9 \pm 0,4 \text{ MPa.m}^{1/2}$. Porém, a dispersão da SH1 foi de 8% do tempo de vida e a NbC-Ni_967 foi de 15%, uma redução da dispersão na ordem de 3,5 vezes. A principal diferença na micrografia foi a redução da porosidade da SH1, conforme foi apresentado no item 4.2.

A Classe SH2 apresentou estatisticamente um desempenho igual a NbC-Ni_967, 43,8 50,2 minutos, respectivamente. Contudo houve uma redução da dispersão de 4,6 vezes, de 15% para 3,7% para a classe SH2. A dureza da classe SH2 é inferior a classe NbC-Ni_967, $1460 \pm 29 \text{ HV}_{30}$ e $1407 \pm 29 \text{ HV}_{30}$, respectivamente. A tenacidade é praticamente a mesma, na classe SH1 é de $9,0 \pm 0,3 \text{ MPa.m}^{1/2}$ e na classe NbC-Ni-967 é de $8,9 \pm 0,4 \text{ MPa.m}^{1/2}$. Entretanto, a SH2 apresenta um nível de porosidade

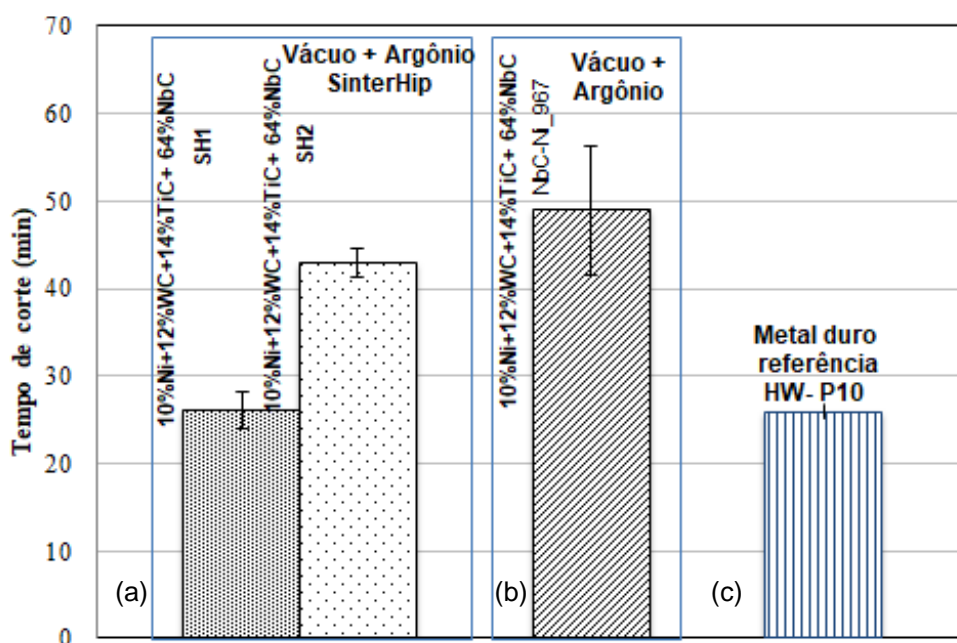
menor que a NbC-Ni_967 (Tipo A: A4; Tipo B: - versus Tipo A: A6; Tipo B: B2, respectivamente).

Em relação à classe WC-Co referência, a classe SH1 apresentou um desempenho igual estatisticamente do tempo de vida médio da aresta de corte, 25,9 minutos contra 28,8 minutos para a classe SH1. Porém, a dispersão da WC-Co é inferior a SH1 2,6 vezes (3,2% e 8,0%, respectivamente).

A Classe SH2 teve um desempenho superior 68,9% no tempo de vida médio da aresta de corte, 43,8 contra 25,9 minutos, respectivamente. Entretanto, a dispersão da WC-Co referência foi de 3,2% enquanto a de SH2 foi de 3,7%.

Portanto, com a adição da etapa de SinterHíp houve uma reprodutividade no comportamento de desgaste. A SH2 teve uma dispersão 1,15 vezes superior a WC-Co referência e 75,5% inferior a NbC-Ni_967. Enquanto a classe NbC-Ni_967 tinha uma dispersão 4 vezes superior à WC-Co referência, como pode ser visto na Figura 115 (a) (b) (c).

Figura 115 - Vida útil das ferramentas de corte para $V_B = 0,3$ mm: Classes SH, NbC-Ni_967 e WC-Co referência

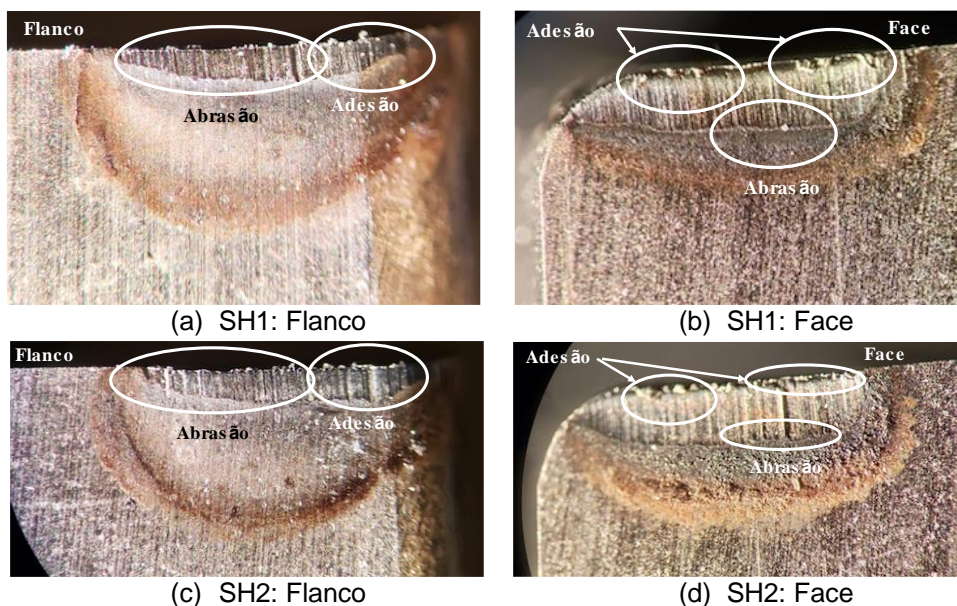


Fonte: Autor

As análises de aderência e abrasão das arestas de corte foram realizadas por meio da lupa estereoscópica e EDS. Por meio dessas análises foi possível concluir que os

mecanismos de desgaste das ferramentas das classes SH foram abrasão e adesão. A Figura 116 mostra o flanco e face das ferramentas de corte das classes SH1 e SH2 após o processo de usinagem.

Figura 116 - Mecanismo de desgaste lupa estereoscópica: Classe SH1 e SH2



Fonte: Autor

A Figura 117 apresenta a análise da classe SH1 realizada via EDS. Foi analisada a superfície do flanco, Figura 117 (a), observando-se, principalmente na região de contato da ferramenta de corte com o material usinado (aço AISI 4340), que houve adesão de elementos químicos deste na região de corte da ferramenta, segundo observado no mapa de elementos químicos, Figura 117 (b). Os elementos encontrados foram Fe, Cr e Si. Esse mesmo fenômeno ocorreu no flanco de saída da ferramenta de corte, conforme verificado na Figura 117 (c) e Figura 117 (d).

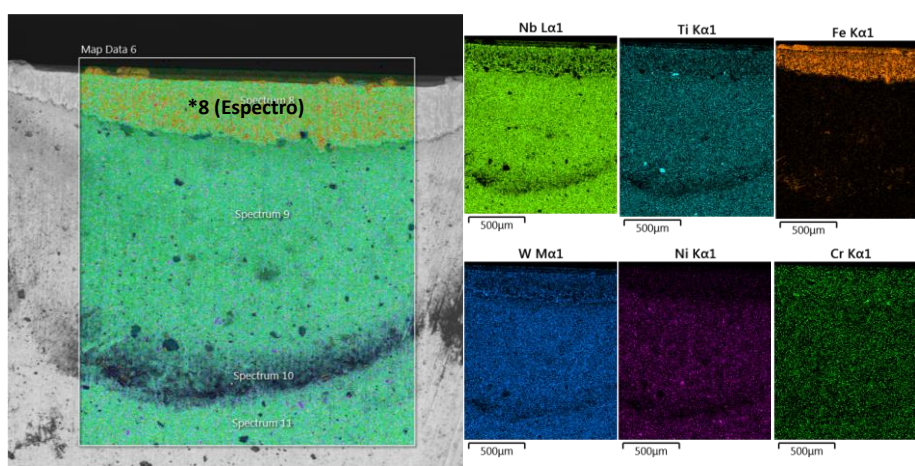
A mesma análise, via EDS, foi realizada na classe SH2, sendo que os resultados foram similares aos da classe SH1. Ocorreram adesões tanto no flanco de ataque quanto na face de saída da ferramenta de corte com os mesmos elementos químicos pertencentes ao material usinado: Fe, Cr e Si, como pode ser observado na Figura 118 (a) (b) (c) (d).

A Figura 119 e a Figura 120 apresentam as comparações entre a classe SH1 com a NbC-Ni_967 e WC-Co referência, respectivamente, em relação aos mecanismos de desgaste que agiram durante o processo de torneamento.

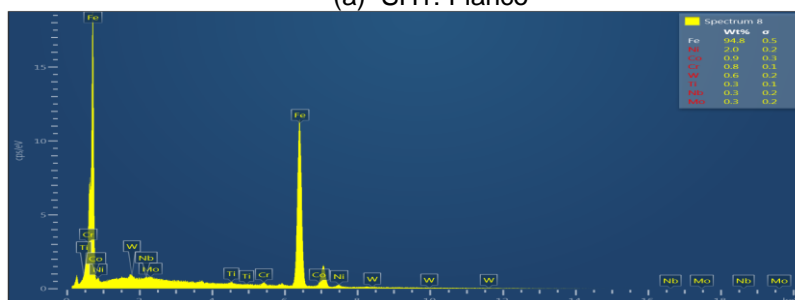
A Classe SH1, Figura 119, apresentou um desgaste abrasivo mais regular na aresta de corte na face principal, como pode ser observado na Figura 119 (a) em relação ao NbC-Ni_967, Figura 119 (b). Isso pode ter ocorrido devido à redução de porosidade com a adição do processo de SinterHip na classe SH1. Esta diferença entre o desgaste abrasivo para essa classe pode ser mais bem visualizada nas Figura 119 (e) e Figura 119 (f).

Na comparação entre a Figura 119 (d) e a Figura 119 (c) é possível verificar que a classe SH1 apresentou menos lascamentos no gume da aresta. Estes lascamentos foram provenientes do desgaste adesivo que ocorreu durante o processo de torneamento. O desgaste adesivo causou mais danos na classe NbC-Ni do que a classe WC-Co, pois, para este sistema, a interação físico-química entre os carbonetos e ligante é diferente e as análises das microestruturas mostraram que há uma maior contiguidade nas classes de NbC-Ni do que na classe WC-Co referência. Na Figura 119 (c) podem ser observados os lascamentos que ocorreram no inserto NbC-Ni_967, devido ao mecanismo de desgaste por adesão, enquanto a classe SH1 os danos foram mais leves, conforme pode ser verificado na Figura 119 (d).

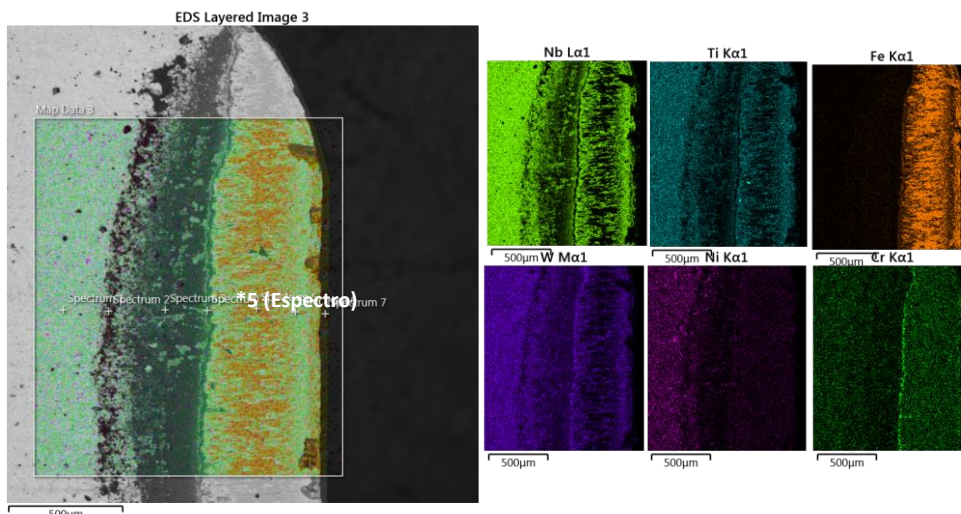
Figura 117 - Mecanismo de desgaste por adesão - EDS: SH1



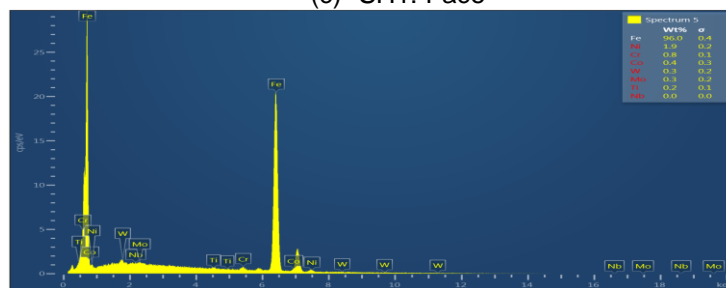
(a) SH1: Flanco



(b) Composição química – Espectro 8



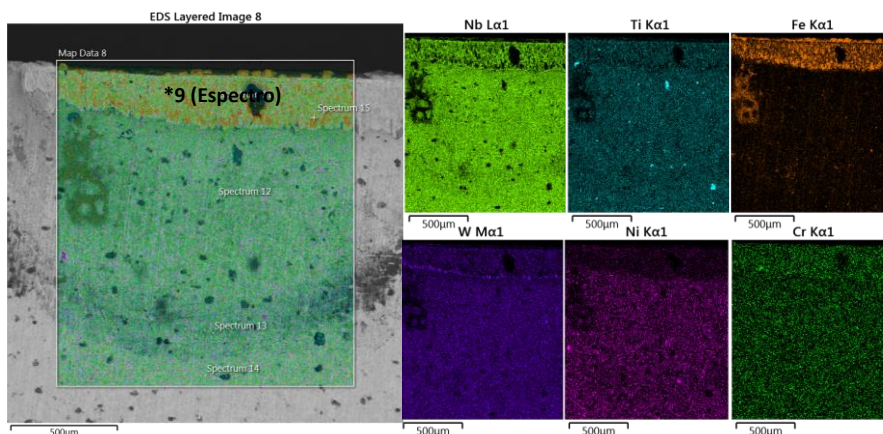
(c) SH1: Face



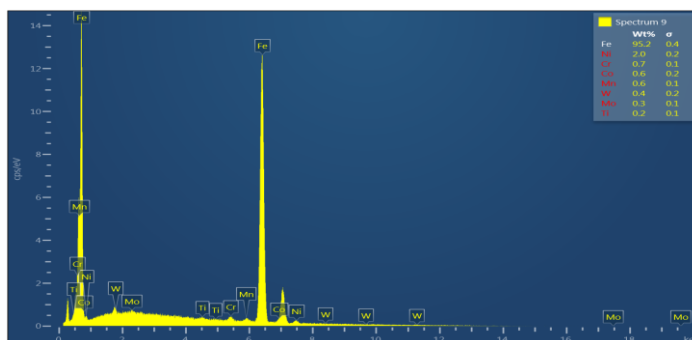
(d) Composição química – Espectro 5

Fonte: Autor

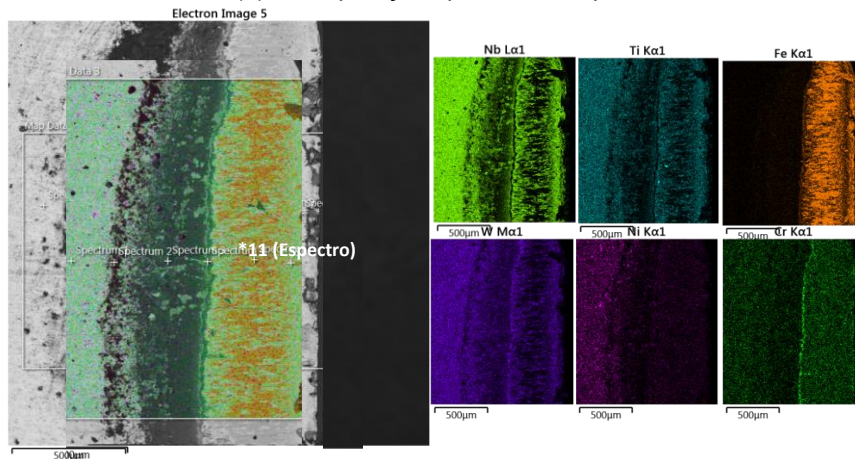
Figura 118 - Mecanismo de desgaste por adesão - EDS: SH2



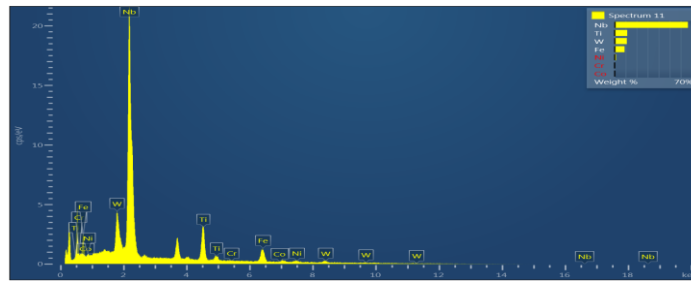
(a) SH2: Flanco



(b) Composição química – Espectro 9



(c) SH2: Face



(d) Composição química – Espectro 11
Fonte: Autor

Figura 119 - Comparação dos desgastes das classes SH1 e NbC-Ni_967

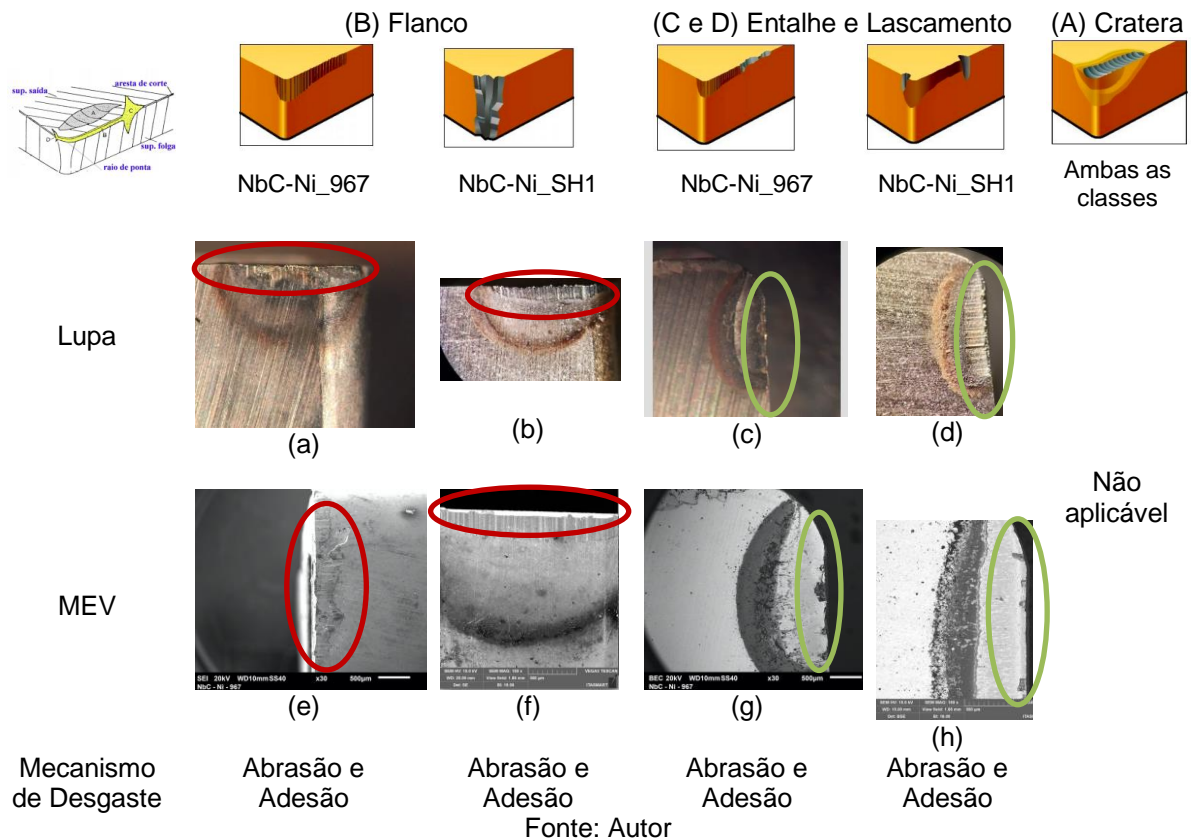
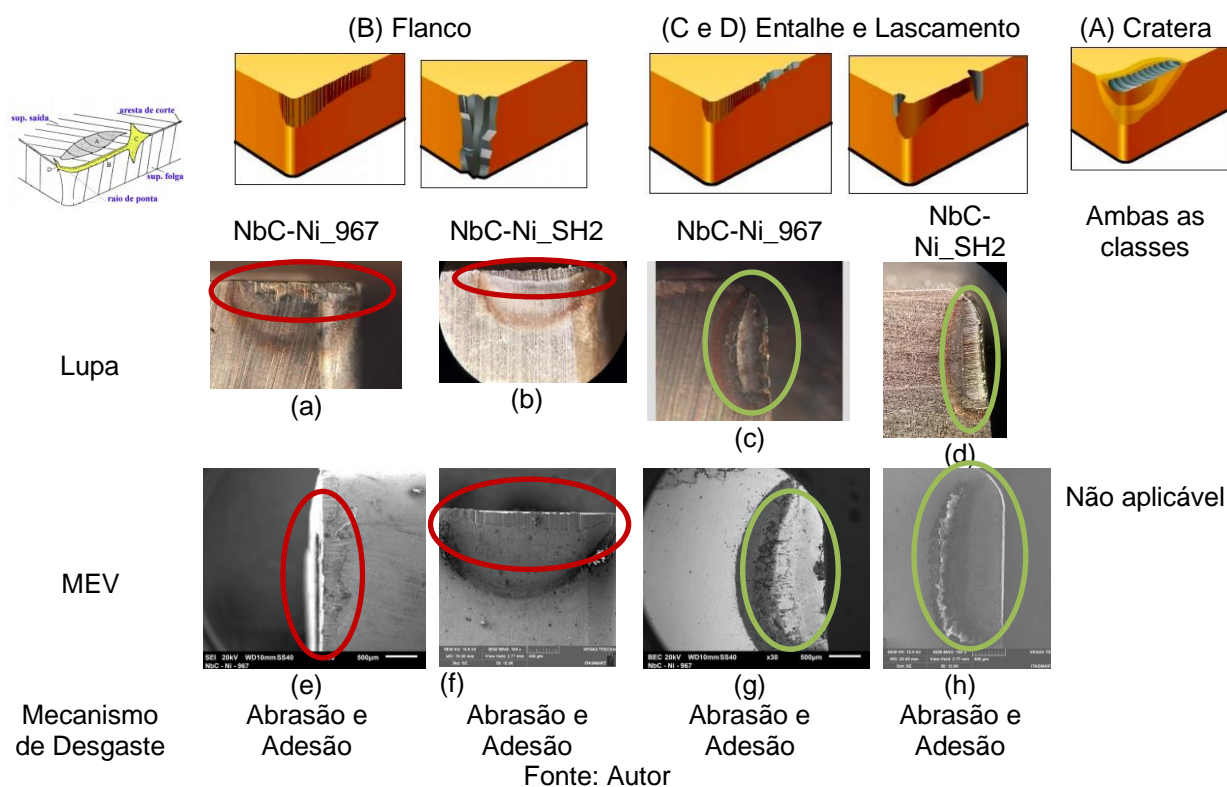
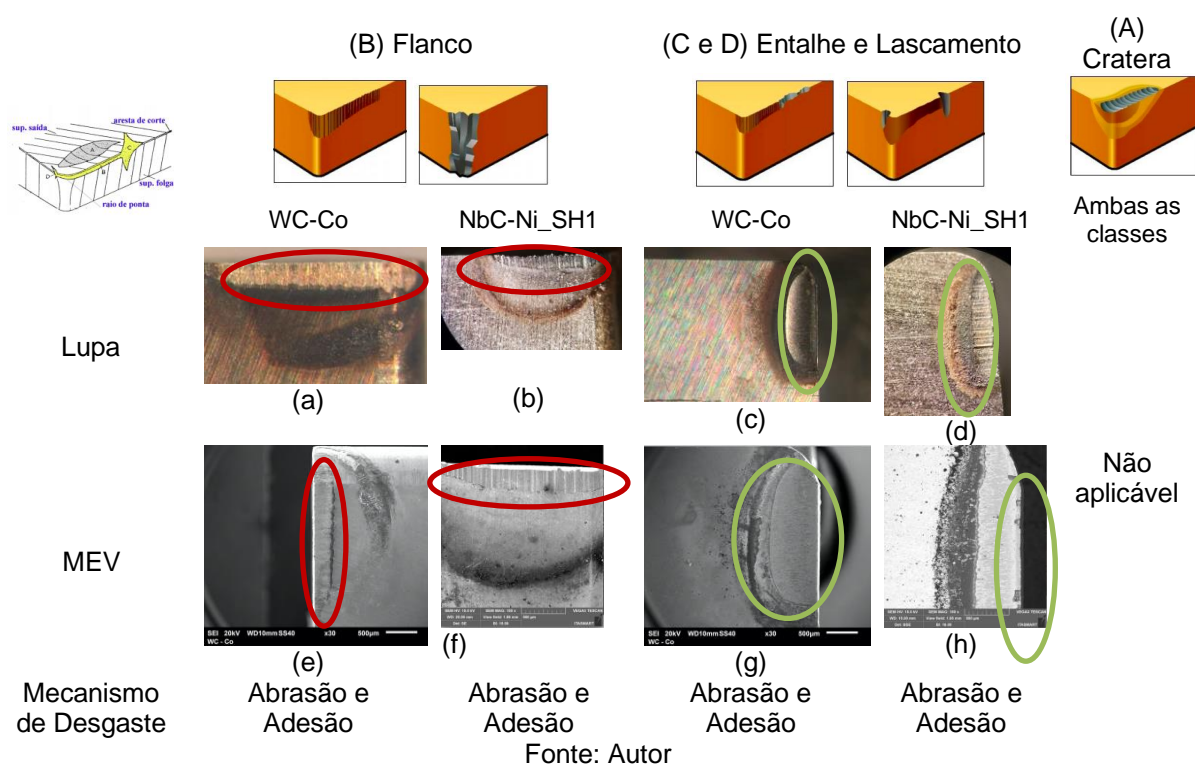


Figura 120 - Comparação dos desgastes das classes SH2 e NbC-Ni_967



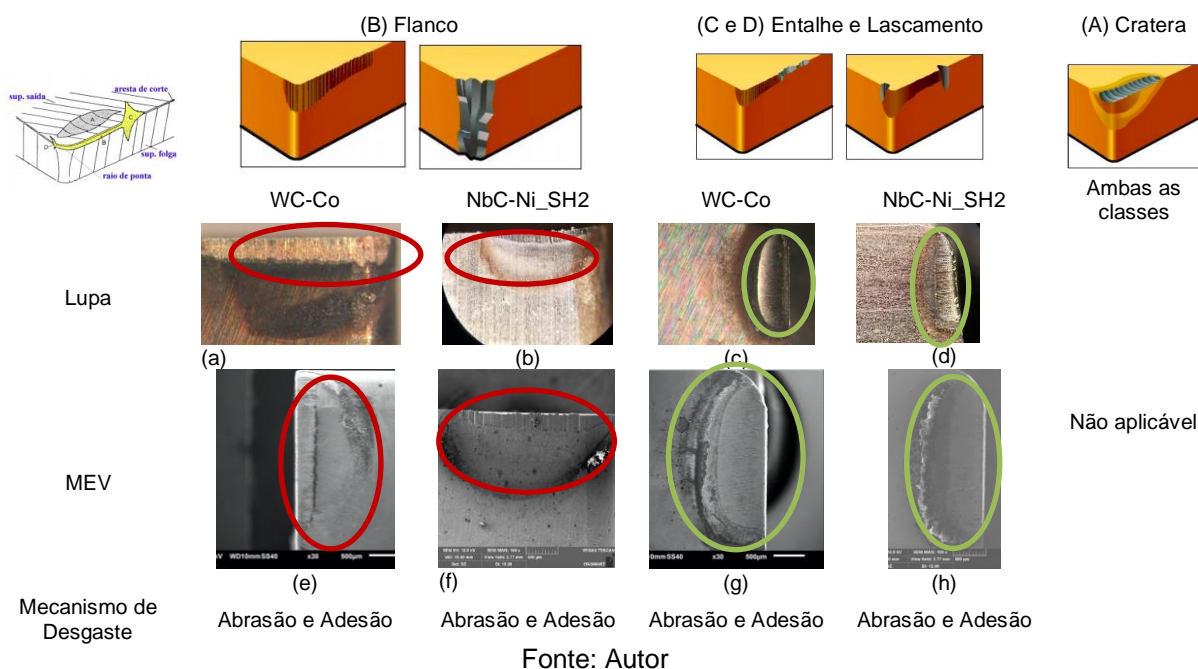
Foram realizadas também as comparações entre as classes SH1 e SH2 com a classe WC-Co referência, Figura 121 e Figura 122, respectivamente. Com a adição do processo SinterHip, houve uma redução dos mecanismos de desgaste de adesão e uma melhor uniformidade do desgaste de abrasão, todavia comparando com a classe WC-Co referência, a abrasão não é tão uniforme, como pode ser verificado comparando as Figura 121 (b) (f); Figura 122 (b) (f) com as Figura 121 (a) (e) e Figura 122 (a) (e). Percebe-se, então, que a classe WC-Co referência apresenta uma microestrutura mais homogênea que as classes SH. As classes SH apresentam muita contiguidade e uma distribuição heterogênea dos carbonetos.

Figura 121 - Comparação dos desgastes das classes SH1 e WC-Co referência



Em relação à adesão que é a principal causa de lascamento no gume da aresta, a classe SH2 apresentou danos bem parecidos com a WC-Co referência como pode ser verificado na Figura 122 (d) (h) em comparação com a Figura 122 (c) (g). Já a classe SH1 apresentou danos maiores que a classe de referência (Figura 121 (d) (h) em comparação a Figura 122 (c) (g)), demonstrando que a adição do processo SinterHip reduziu o efeito do mecanismo de adesão e tornou o desgaste por abrasão mais uniforme.

Figura 122 - Comparação dos desgastes das classes SH2 e WC-Co



4.6 Correlação entre resultados dos testes de usinagem com o processo de sinterização, microestruturas e propriedades mecânicas como referência as classes SH1 e SH2

Correlacionando os resultados de usinagem das classes SH1 e SH2 com o processo de sinterização, as microestruturas e propriedades mecânicas é possível verificar que:

- Com a adição do processo SinterHip nas classes que foram produzidas sob vácuo e argônio, houve uma redução na dispersão no tempo de vida da aresta de corte em relação as classes de NbC-Ni, o que indica que o processo SinterHip melhorou a microestrutura, reduziu a porosidade, apresentando uma estrutura menos heterogênea;
- As Classes SH1 e SH2 não apresentaram porosidade Tipo B, o mesmo ocorre com a classe referência WC-Co. Entretanto, para porosidade Tipo A, a classes SH apresentam classificação A4 enquanto a WC-Co é A2. Mesmo com a substancial redução de dispersão do tempo de vida da aresta de corte da classe SH em relação a NbC-Ni_967 (chegou a 4,1 vezes), a classe SH é superior 1,15 vezes superior a

WC-Co referência, devido à WC-Co referência ter uma microestrutura mais homogênea do que as classes NbC-Ni;

- A densidade da classe que obteve o melhor desempenho de usinagem, em amostras apenas sinterizadas, NbC_Ni-967, é de $7,60 \text{ g/cm}^3$. Com a adição da etapa de SinterHip para a fabricação das classes SH1 e SH2, com base na classe NbC_Ni-967, houve uma maior densificação, sendo que a densidade para SH1 passou para $7,69 \text{ g/cm}^3$ e para SH2 para $7,73 \text{ g/cm}^3$;
- Nos testes de riscamento, os parâmetros analisados e o CoF, o comportamento das classes SH foram iguais estatisticamente com as classes NbC-Ni_967 e WC-Co para os testes que causaram maiores danos a superfície (n= 10 repetições) o que demonstra uma similaridade entre a estrutura NbC-Ni (classe SH e NbC-967) e WC-Co, em ensaios em temperatura ambiente;
- As classes SH1 e SH2 têm a mesma composição da classe NbC_Ni-967, todavia ao processo de sinterização foi adicionado a etapa de SinterHip. Entretanto, os resultados obtidos nos testes de riscamento e nas nano endentações foram estatisticamente iguais, mas com uma sensível redução da dispersão dos parâmetros analisados;
- A combinação de dureza acima de 1400 HV e tenacidade à fratura entre $8,5 \text{ a } 9,1 \text{ MPa.m}^{1/2}$ para as classes de NbC-Ni (classes SH e NbC_Ni-967 e 959) apresentaram os melhores desempenhos em usinagem;
- As classes SH apresentaram uma aderência na aresta de corte menor do que a classe NbC-Ni_967, como consequência houve uma redução dos lascamentos no gume de corte das classes SH;
- A classe SH2 apresentou um nível de adesão bem similar à WC-Co referência, o que pode significar que as interações físico-químicas dos carbonetos com o ligante melhoraram com a adição do processo SinterHip;
- O módulo de elasticidade e a dureza do ligante das classes SH são estatisticamente iguais aos da classe NbC-Ni_967. No entanto, a classe SH1 apresentou um tempo de vida média da aresta de corte 44% inferior a NbC-Ni_967, enquanto a classe SH2 foi estatisticamente igual a NbC_Ni-967. O que diferencia

a SH1 e a SH2 é o tamanho dos grãos entre as duas classes, sendo a estrutura da SH1 mais grosseira do que a da SH2;

- A classe SH1 apresenta dureza e módulo de elasticidade do ligante bem distinto aos da WC-Co, sendo superior a este (5,03 GPa; 233,3 GPa contra 4,25 GPa; 192,2 GPa), mesmo com um desempenho estatisticamente igual no tempo de vida médio da aresta, o que demonstra que as propriedades mecânicas da estrutura NbC-Ni e WC-Co são totalmente diferentes para desempenhos iguais. O mesmo pode ser observado quando são analisadas a tenacidade à fratura (K_{IC}) e a dureza geral. A classe SH1 tem dureza 1402 HV₃₀ e K_{IC} de 9,2 MPa.m^{1/2}, enquanto na WC-Co, a dureza é de 1670 HV₃₀ e K_{IC} de 10,3 MPa.m^{1/2};
- Os melhores desempenhos de tempo de vida médio da aresta de corte foram para a NbC_Ni-967 e SH2, sendo que a tenacidade à fratura e dureza destas são 8,9 MPa.m^{1/2} e 1460HV₃₀ e 9,0 MPa.m^{1/2} e 1407 HV₃₀, respectivamente.

5 CONCLUSÕES

Os experimentos realizados neste trabalho procuraram avaliar o desenvolvimento de classes de material à base de NbC-Ni, produzidas por metalurgia do pó, para aplicação em ferramentas de corte para usinagem, como alternativa ao tradicional WC-Co. O desempenho destas ferramentas, considerando mecanismos de desgaste e tempo de vida de aresta, foi avaliado com base na tríade processo-estrutura-propriedades.

Três tipos de processos de sinterização foram utilizados neste desenvolvimento:

- Forno a vácuo;
- Forno a vácuo + injeção de gás inerte (argônio);
- Forno a vácuo + injeção de gás inerte (argônio) + SinterHip.

Considerando o seu contexto experimental, o trabalho permite apresentar as seguintes contribuições e recomendações.

5.1 Contribuições do trabalho

5.1.1 Conclusões contrastando entre as classes NbC-Ni

- Foi possível identificar que as classes de NbC-Ni produzidas com o processo de sinterização com fase líquida, somente em forno a vácuo, apresentam um desgaste abrasivo excessivo, tendo uma microestrutura bem heterogênea;
- A dispersão do tempo médio da vida da aresta de corte das classes de NbC-Ni, produzidas pela sinterização somente em forno a vácuo, foi a mais alta em relação aos outros dois processos;
- As classes de NbC-Ni, produzidas com injeção de argônio, reduziram a perda de níquel em torno de 50%, sendo que os valores de evaporação foram na faixa de 2% a 4%;
- As classes desenvolvidas no processo a vácuo tem uma dispersão no tempo médio de vida da aresta de corte na faixa de 60% a 80%;

- Para as classes NbC-Ni desenvolvidas com base na sinterização sob vácuo + argônio, houve uma redução na dispersão do tempo médio de vida da aresta de corte em relação ao processo de sinterização somente a vácuo. A dispersão do tempo de vida foi de 15% a 30%;
- O emprego de uma ressinterização sob pressão, SinterHip, em amostras sinterizadas sob vácuo + argônio, reduziu a dispersão do tempo de vida médio da aresta de corte para 3,7% a 8%;
- As classes NbC-Ni que passaram por SinterHip, não apresentaram porosidade Tipo B, apresentando porosidade Tipo A4. Sem o emprego de SinterHip, a porosidade variou do Tipo B2 a B6 e do Tipo A4 a A6;
- Todas as classes NbC-Ni apresentaram “lagos de Ni”, independentemente do processo de sinterização;
- A tenacidade à fratura e a dureza dependem das variáveis de sinterização: tempo de patamar e perda de Ni por evaporação;
- A melhor combinação de tenacidade e dureza, considerando o tempo de vida médio da aresta de corte, foi:
 - K_{IC} : 8,9 a 9,2 MPa.m^{1/2}
 - Dureza: 1405 a 1460 HV₃₀
- No teste de riscamento, a classe que apresentou o maior coeficiente de atrito teve o pior resultado do tempo médio de vida da aresta de corte;
- Na análise microestrutural dos riscos gerados nos testes de riscamento, as classes de NbC-Ni com dureza maior do que 1400 HV₃₀ tiveram comportamento bem similares no que se refere às deformações plásticas e maior resistência ao mecanismo de abrasão;
- A classe de NbC-Ni com o maior módulo de elasticidade, 367 GPa, conferiu o pior resultado do tempo de vida médio da aresta de corte;
- A classe de NbC-Ni com o menor módulo de elasticidade, 232 GPa, teve o melhor desempenho na usinagem quanto ao tempo médio de vida da aresta de corte (NbC_Ni-967 e SH2);
- As durezas dos ligantes que apresentaram os melhores resultados na vida média da aresta de corte ficam no intervalo de 4,70 a 4,97 GPa;
- Foi possível identificar o fenômeno de *coring* no processo de sinterização das classes NbC-Ni;

- Os módulos de elasticidade nas classes NbC-Ni tem valores distintos entre si;
- Todas as classe NbC-Ni produzidas tiveram trincas intergranulares ao serem endentadas;
- O mecanismo de desgaste de adesão reduziu sensivelmente com a adição da etapa de SinterHip no processo de sinterização.

5.1.2 Conclusões contrastando as classes NbC-Ni e WC-Co referência

- Todas as classes NbC-Ni para todos os processos de sinterização e composição química e parâmetros de sinterização apresentaram dispersão do tempo médio de vida da aresta de corte superiores aos observados para a classe WC-Co referência (3,2%);
- A microestrutura da WC-Co referência não tem porosidade Tipo B e tem a do Tipo A2, com uma microestrutura homogênea, sem apresentar “lagos de cobalto”.As menores porosidades ocorreram nas classes SH1 e SH2, sem porosidade do Tipo B e com Tipo A4;
- As classes com a adição do processo SinterHip possuem uma menor dispersão do tempo de vida da aresta de corte, entretanto continuam a ser maiores do que a WC-Co referência, sendo a SH1 2,5 vezes maior e a SH2 1,1 vezes maior. Provavelmente devido à menor porosidade e a uma microestrutura mais homogênea do WC-Co;
- Mesmo com uma maior dispersão do tempo de vida da aresta de corte, as classes NbC_Ni-967 e SH2 tiveram um tempo médio de vida superior, cerca de 1,8 vezes em relação à WC-Co referência;
- Todas as classes NbC-Ni da primeira fase de testes (900; 938; 959; 965 e 967) tiveram micros e pequenos lascamentos no gume da aresta devido ao mecanismo de adesão. A WC-Co referência teve uma baixa incidência de micro lascamentos;
- Com a adição da etapa de SinterHip, houve uma redução dos lascamentos e micro lascamentos ocorridos no gume de corte das classes NbC-Ni (SH1 e SH2). Sendo que a SH2 apresentou um mecanismo de adesão similar ao WC-Co referência;

- Na análise das micrografias realizadas dos riscos gerados nos testes de riscamento, as classes de NbC-Ni que tinham dureza maior do que 1400HV_{30} tiveram comportamentos bem similares às deformações plásticas e ao mecanismo de abrasão verificados para o WC-Co referência;
- Nos ensaios de nano endentações, a classe WC-Co obteve o menor resultado de módulo de elasticidade do ligante, $192,2\text{ GPa}$, em relação a todas as classes NbC-Ni;
- A dureza do ligante entre as classes NbC-Ni e WC-Co foi estaticamente igual.

6 TRABALHOS FUTUROS

Um melhor desempenho e a repetibilidade no tempo de vida em uma ferramenta de corte são as principais metas a serem alcançadas em materiais para este fim. Segue uma lista com sugestões para classes de NbC-Ni, considerando a composição química e os processos de sinterização estudados:

- Preparação da mistura utilizando o *spray dryer* ou micronização. Com a adição de um destes processos para a elaboração do pó para compactação será, provavelmente, possível melhorar a homogeneidade da microestrutura durante o processo de sinterização, ajudando a aumentar a densificação na etapa de SinterHip, com a perspectiva de reduzir a ocorrência de formação de “lagos de níquel”;
- Com a melhoria na obtenção do pó, o processo SinterHip pode ser testado nas mesmas condições e parâmetros da classe SH2;
- Testar uma temperatura de 1300 °C, no SinterHip, de modo a se ter sinterização por fase sólida, podendo obter uma maior densificação sem alterar muito a microestrutura obtida na primeira etapa da sinterização (sob vácuo + argônio);
- Aprofundar os estudos em relação às propriedades, microestruturas e desempenho de usinagem;
- Desenvolver revestimentos para as classes NbC-Ni. Testes preliminares demonstraram que há a necessidade deste desenvolvimento específico para estas classes. Experimentos feitos com revestimentos realizados em processo PVD, com os mesmos parâmetros usados em revestimentos WC-Co, ocorreu o fenômeno de delaminação durante o processo de torneamento nas classes de NbC-Ni revestidas;
- Realizar estudos para a usinagem de outros materiais;
- Verificar a possibilidade de adaptação do equipamento e meios de avaliação utilizados para eventuais testes da classe NbC-Ni (SinterHip) no processo de fresamento.

REFERÊNCIAS

ASTAKHOV, V. P. **Geometry of Single-point Turning Tools and Drills**. Springer Verlag NY, 2010.

ASM – Metals Handbook. **Alloy Phase Diagrams**, v.3, 1992.

ASM - Specialty Handbook. **Nickel, Cobalt, and Their Alloys**. ASM International, 2000.

ASTM International - American Society for Testing and Materials. **Standard Test Method for Apparent Porosity in Cemented**. B276 – 05, 2015.

ASTM International - American Society for Testing and Materials. **Standard Test Methods for Density of Compacted or Sintered Powder Metallurgy (PM) Products Using Archimedes' Principle** B962 – 17, 2017.

BARRANCO, J. M., WARENCHAK, R. A. **Liquid phase sintering of carbides using a nickel molybdenum alloy**. Benet laboratories, Watervliet, 1988.

BATALHA, G. F. **Produção e propriedades mecânicas de carbonetos sinterizados (metais-duros WC-Co)**. Dissertação (mestrado) - Universidade Federal de Santa Catarina, Centro Tecnológico, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Florianópolis, 1987.

BLASER. Vasco 7000 cutting fluid – Art n.2870-40. Disponível em: <http://www.cuttingfluids.com.mx/es/wp-content/uploads/2014/09/Vasco_7000.pdf> Acesso em 18 de abr. de 2018.

BOING, D. **Transição da aplicação do metal-duro revestido e do PCBN no torneamento de aços endurecidos em função da dureza e do teor de carbonetos**. Tese (doutorado) - Universidade Federal de Santa Catarina, Centro Tecnológico, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Florianópolis, 2016.

BORTOLUCCI, A.; CELESTINO, T. B. **Modelo de ruptura em compressão de materiais frágeis baseado na mecânica da fratura e aplicado ao efeito-escala**. 1993. Universidade de São Paulo, São Carlos, 1993.

BOSE, A.; ANIMESH, W. B. **Hot Consolidation of Powders & Particulates**, Princeton, NJ, Metal Powder Industries Federation, 2003.

BROSTOW, W.; DARMARLA, G.; HOWE, J., PIETKIEWICZ, D. **Determination of wear of surfaces by scratch testing**. 11th Annual POLYCHAR World Forum on Advanced Materials, Denton, Texas, January 7-10, 2003.

BYRNE, G; DORNFELD, D.; DENKENA, B. **Advancing cutting technology**. CIRP Annals, v.52, Issue 2, pp.483-507, 2003.

CHAWLA, K. K.; MEYERS, M. A. **Mechanical behavior of materials**. Cambridge University Press, 2009.

CHENG, Y.T.; CHENG, C.M. **Scaling, dimensional analysis, and indentation measurements**. Materials Science and Engineering R 44, pp.91–149, 2004.

DA SILVA, D. F. R. **Efeito de tratamentos térmicos pós sinterização nas propriedades e tensões residuais de componentes de metal-duro**. Dissertação (mestrado) Faculdade de Engenharia Universidade do Porto, mestre em engenharia metalúrgica e de materiais. Porto, Portugal, 2011.

DA SILVA, V. C.; DINIZ, M. G.; CAMPOS, J. B.; NETO, C. A. C. **Medida de porosidade em SIC através de processamento digital de imagens**. Acta Scientiae et Technicae, [S.l.], v.3, n.2, fev. 2016.

DIAS, A. M. S. **Análise numérica do processo de fratura no ensaio de endentação Vickers em uma liga de carboneto de tungstênio com cobalto**. Tese (doutorado) UFMG - doutor em engenharia metalúrgica e de minas. Belo Horizonte, 2004.

DINIZ, A. E.; MARCONDES, F. C.; COPINNI, N. L. **Tecnologia da usinagem dos materiais**. 5ª ed., São Paulo, Artiber Editora, 2006.

DLAPKA, M.; DANNINGER, H.; GIERL, C.; LINDQVIST, L. **Defining the pores in PM components**. Metal Powder Report, v.65, Issue 2, pp.30-33, Feb. 2010

EXNER, E. L; PICKENS, J. R.; GURLAND, J. **A Comparison of Indentation Crack Resistance and Fracture of Five WC-Co Alloys**. Metallurgical Transactions A, v.9A, pp.736-738, 1978.

EXNER, H. E. **Physical and Chemical Nature of Cemented Carbides**. International Metals Reviews, n°4, pp.149-173, 1979.

EXNER, H. E. **Qualitative and quantitative interpretation of microstructures in cemented carbides**. Proceedings of the International Conference on the Science of Hard Materials, in Jackson, Wyoming, pp.233-259, held August 23-28, 1981.

FANG, Z. Z.; KOOPMAN, M. C. **Cemented tungsten carbide hardmetal - an introduction**. In Comprehensive Hard Materials, v.1, pp.123-137. Elsevier Ltd. DOI: 10.1016/B978-0-08-096527-7.00004, 2014.

FENG, X. Q.; QIAN, L.M.; YAN, W.; SUN, Q. P. **Wearless scratch on NiTi shape memory alloy due to phase transformational shakedown**. Applied Physics Letters 92, 121909, 2008.

FERNANDES, C. M.; SENOS, A. M. R. **Cemented carbide phase diagrams: A review**. Int. Journal of Refractory Metals and Hard Materials 29, pp.405–418, 2011.

FERNANDES, L. J., STOETERAU, R. L., BATALHA, G. F. et al. **Influence of sintering condition on the tool wear of NbC-based Ni binder-cemented carbide cutting tools**. International Journal Advanced Manufacturing Technology. 106, 3575–3585 (2020). <https://doi.org/10.1007/s00170-019-04838-0>

FERNANDES, L.J., STOETERAU, R.L., BATALHA, G.F.; RODRIGUES, D.; BORILLE, A. V. **Wear analysis of NbC-Ni cemented carbides for cutting tools**. Advances in Materials and Processing Technologies (2020). [online] <https://doi.org/10.1080/2374068X.2020.1808925>

FIELD, A. **Descobrimdo a estatística usando o SPSS**. Tradução Lori Vialli. 2 ed., Porto Alegre: Penso, 2014.

FRANCO, E.; COSTA, C. E.; TSIPAS, S. A., GORDO, E. **Cermets based on FeAl-NbC from composite powders: Design of composition and processing**. Int. Journal of Refractory Metals and Hard Materials 48, pp.324–332, 2015.

FRANCO, L. A.; SINATORA, A. **Material removal factor (f_{ab}): A critical assessment of its role in theoretical and practical approaches to abrasive wear of ductile materials**. Wear 382–383; pp. 51–6, 2017.

FRANCO, L. A. **Abrasão de ferro fundido cinzento: Aplicação a motores automotivos**. Tese (doutorado) PPGEM EPUSP - doutor em engenharia mecânica. São Paulo, 2015.

GARCIA, A.; SPIM, J. A.; DOS SANTOS, C. A. **Ensaio dos materiais**. LTC Editora, Ed.1, 2012.

GARCIA, J.; CIPRÉS, V. C.; BLOMQUIST, A.; KAPLAN, B. **Cemented carbide microstructures: a review**. International Journal of Refractory Metals & Hard Materials 80, p.40–68, 2019.

GEE, M. G.; NIMISHAKAVI, L. **Model single point abrasion experiments on WC/Co hardmetals**. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. v.29, Issue 1, pp.1-9, January 2011.

GEE, M. G.; GANT, A.; ROEBUCK, B. **Wear mechanisms in abrasion and erosion of WC/Co and related hardmetals**. Wear, 283: pp.137-48, 2007.

GEE, M. G. **Model scratch corrosion studies for WC/Co hardmetals**. Wear 268, pp.1170–1177, 2010.

GERMAN, R. M. **Liquid Phase Sintering**. Plenum Press, New York, 1985

GERMAN, R. M. **Powder Metallurgy & Particulate Materials Processing**. Metal Powder Industries Federation, Princeton, NJ, 2005.

GERMAN, R. M. **Sintering from empirical observations to scientific principles**. Butterworth Elsevier Ed.1, 2014.

GIL, A. C. **Métodos e técnicas de pesquisa social**. 6ed. São Paulo: Atlas, 2008.

GREWE, H. **Einfluß der Hartstoffkomponenten auf einige Eigenschaften von Hartmetallen unter besonderer Berücksichtigung neuerer Werkstoffentwicklungen** (Influência dos componentes de material duro em algumas propriedades de metais duros com consideração especial de desenvolvimentos de materiais recentes). *Materials Science & Engineering Technology*. Volume 4, Issue 4, p.209-214, Jun 1973.

GUBICZA, J.; JUHASZ, A.; TASNÁDI, P.; ARATÓ, P.; VOROS, G. **Determination of the hardness and elastic modulus from continuous Vickers indentation testing**. *Journal of Materials Science*, June 1996, v.31, Issue 12, pp.3109-31114, 1996.

GUILLERMET, A. F. **The Co-Fe-Ni-W-C phase diagram: a thermodynamic description and calculated sections for (Co-Fe-Ni) bonded cemented WC tools**. *Zeitschrift fuer Metallkunde*; 80(2): pp.83-94, 1989.

HAY, J. L.; PHARR, G. M. **ASM Handbook**. v.08. In: Kuhn, H.; Medlin, D. (Eds.). ASM International, Materials Park, OH, pp.232-243, 2000.

HOSSEINI, A.; KISHAWY, H. A. **Cutting tool materials and tool wear. Machining of titanium alloys**. Ed. J. Paulo Davim, materials forming, machining and tribology. Springer, 2014.

HEIDER, M. **Perspectiva do cobalto**. Disponível em: <<https://www.inthemine.com.br/site/perspectivas-do-cobalto/>> Acesso em 19 de out. de 2019.

HERR, M. **Tribologisches Verhalten von ultra-feinkörnigen Hartmetallen mit verschiedenen Binderlegierungen**. (comportamento tribológico de metais-duros com partículas ultrafinas e diferentes ligantes) Tese (doutorado) Friedrich-Alexander Universitaet Erlangen-Nuremberg (FAU), Erlangen, Alemanha, 2002.

HUANG, H. H. **Simulação da formação de cavacos usando FEM (finite element method) – temperatura e força**. Tese (doutorado). PPGEM - Escola de Engenharia de São Carlos da Universidade de São Paulo, São Carlos, São Paulo, 2007.

HUANG, S. G.; BAETS, P.; SUKUMARAN, J.; MOHRBACHER, H.; WOYDT, M.; VLEUGELS, J. **Effect of Carbon Content on the Microstructure and Mechanical Properties of NbC-Ni Based Cermets**. MDPI, 2018.

HUANG, S. G.; MOHRBACHER, H.; WOYDT, M.; VLEUGELS, J. **Effect of carbon content on the microstructure and mechanical properties of NbC-Ni based cermets**. 19th Plansee Seminar, Austria, 2017.

HUANG, S.G.; VLEUGELS, J.; MOHRBACHER, H.; WOYDT, M. **Microstructure and mechanical properties of NbC matrix cermets using Ni containing metal binder**. Metal Powder Report, v.71, n.5, September/October 2016.

HUANG, S.G.; VANMEENSEL, K.; MOHRBACHER, H.; WOYDT, M.; VLEUGELS, J. **Microstructure and Mechanical Properties of NbC-matrix Hardmetals with Secondary Carbide Addition and Different Metal Binder**. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 48, pp.418-426, 2015.

HUTCHINGS, I. M. **Tribology – Friction and Wear Engineering Materials**. Ed. Edward Arnold. London, 1992.

ISO – International Organization for Standardization. **Tool-life testing with single-point turning tools**. 3685, 1993.

ISO – International Organization for Standardization. **Geometrical product specifications (GPS) – surface texture: Areal – Part 2: terms, definitions and surface texture parameters**. 25178-2, 2012.

ISO – International Organization for Standardization. **Metallic materials – Vickers hardness test – Part 1: Test Method**. 6507-1, 2018.

ISO – International Organization for Standardization. **Turning and copying tool holders and cartridges for indexable inserts — Designation**. 5608, 1995.

ISO – International Organization for Standardization. **Indexable inserts for cutting tools — Designation**. 1832, 2017.

ISO – International Organization for Standardization. **Tool-life testing with single-point turning tools**. 3685, 1993.

ITIA – International Tungsten Industry Association. **GTP - United States: Tungsten market: a good year to be in the tungsten business**. 31st Annual General Meeting, ITIA Chengdu, September 2018.

KAN, Q.; YAN, W.; KANG, G.; SUN, Q. **Oliver–Pharr indentation method in determining elastic moduli of shape memory alloys— A phase transformable material**. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 61, pp.2015-2033, 2013.

KLOCKE, F. **Manufacturing processes 1: cutting**. Berlin: Springer, 2011.

KNEWITZ, F. L. **Estudo comparativo de amostras de NiTi produzidas por metalurgia do pó**. Dissertação (mestrado) Programa de pós-graduação em engenharia de minas, metalúrgica e de materiais – PPGE3M_UFRGS, mestre em engenharia em processos de fabricação. Porto Alegre, 2009.

KNY, E.; BADER, T.; HOHENRAINER, C.; SCHMID, L. **Korrosionsresistente, hochverschleißfeste Hartmetalle** (Metais duros resistentes à corrosão e altamente resistentes ao desgaste). *Materials and Corrosion*, Volume 37, Issue 5, p.230-235, Mai 1986.

KURLOV, A. S.; GUSEV, A. I. **Tungsten Carbide: Structure, Properties and Application in Hardmetals**. Ed. Springer, 2013.

LABONNE, M. **Sintering behavior and microstructural evolution of NbC-Ni cemented carbides**. Tese (doutorado) em ciência dos materiais - Material Science [cond-mat.mtrl-sci]. Université Grenoble Alpes, Grenoble, France, 2020. NNT : 2020 GRALI056.tel-03116918

LAMIM, J. D.; de OLIVEIRA, H. C. P.; BATISTA, A. C.; GUIMARÃES, R. S.; FIGUEIRA, M. **Use of Ti in hard metal alloys – Part I: structural and microstructural analysis**. *Materials Science & Engineering Technology*. Volume 41, Issue 4, p.198-201, April 2010.

LAMIM, J. D.; de OLIVEIRA, H. C. P.; BATISTA, A. C.; GUIMARÃES, R. S.; FIGUEIRA, M. **Use of Ti in hard metal alloys – Part II: mechanical properties**. *Materials Science & Engineering Technology*. Volume 41, Issue 8, p.666-669, August 2010.

LAWN, B.; WILSHA, R. **Review Indentation Fracture: Principles and Applications**. *Journal of Materials Science*, 10 (1975), pp.1049-1081, 1975

LI, A.; ZHAO, J.; WANG, D.; GAO, X.; TANG, H. **Three-point bending fatigue behavior of WC-Co cemented carbides**. *Materials and Design* 45, pp.271-278, 2013.

LIMA, M. J. S. **Síntese de pós compósitos nanoestruturados (WC-Ni) por carboredução do APT com Ni(NO₃)₂·6H₂O e sua sinterização em forno a vácuo e via SPS**. Tese (doutorado) UFRN -Ciências exatas e da Terra, Ciências e engenharia de materiais - doutor em ciência e engenharia de materiais. Natal -RN, 2017.

LUDEMA, K. C. **Lubricated sliding: a review of chemical and physical effects**. *Wear*. In: *ASM Handbook: Friction, Lubrication, and Wear Technology: USA*, v.18, pp.184-280,1995.

MASSALSKI, T.B. ASM, **Binary Alloy Phase Diagrams**, Editor: T.B. Massalski, H. Okamoto, P.R. Subramanian, L. Kacprzak, 2nd Ed., ASM International, USA, 1990.

MARTINS, V.; RODRIGUES, W.C.; FERRANDINI, P.L.; VILLARINHO, D. J.; KNÖRNSCHILD, G. H.; SCHAEFFER, L. **Comparative Studies of WC-Co and WC-Co-Ni Composites Obtained by Conventional Powder Metallurgy**. Materials Research. 2011. 14(2): 274-279. DOI: 10.1590/S1516-14392011005000037

MELO, A. C.; MILAN, J. C. G.; SILVA, M. B.; MACHADO, A. R. **Some observations on wear and damages in cement carbide tools**. Journal of Brazilian Society of Mechanical Science. & Engineering. XXVIII, n.3, pp.269-277, Ed. ABCM, July-September 2006.

MIDTGARD, U.; BINDERUP, M. L. **Cobalt and cobalt compounds. The Nordic expert group for criteria documentation of health risks from chemicals**. Arbete och Hälsa , 39: p.p1–66, 1994.

MIRANDA, F. **Efeito da adição de SiC e variação de temperatura de sinterização na microestrutura e propriedades dos compósitos WC-11(Co, Ni) e WC-15(Co, Ni)**. Dissertação (mestrado) IFSP- Campus São Paulo Capital - Mestre em Engenharia Mecânica, 2016.

MIRANDA, F.; FERNANDES, L. J.; BATALHA, M. H.; RODRIGUES, D.; STOETERAU R. L.; BATALHA, G. F. **As matérias-primas críticas em ferramentas de corte para aplicações de usinagem - uma revisão - Critical raw materials in cutting tools for machining applications - a review**. Brazilian Journal of Development, v.7, n.5, p. 49513-49537 (2021) ISSN: 2525-8761. DOI: <https://doi.org/10.34117/bjdv7n5-380>
Acessível em: <https://www.brazilianjournals.com/index.php/BRJD/article/view/29932>

MOHRBACHER, H.; ZHAI, Q. **Niobium alloying in grey cast iron for vehicle brake discs**. in: Proceedings of Materials Science & Technology Conference, October 16–20, Columbus, Ohio EUA, ASM Int., pp.434–445, 2011.

MOHRBACHER, H.; WOYDT, M.; VLEUGELS, J.; HUANG, S.G. **Niobium carbide – an innovative and sustainable high-performance material for tooling, friction and wear applications**. Advances in Materials Science for Environmental and Energy Technologies V. Ceramic Transactions, v.260, pp.67-80, 2016.

MONTENEGRO, P. **Potential of niobium carbide application as the hard phase in cutting tool substrate**. Dissertação (Mestrado) - manufacturing technology – Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos, 2017.

MONTENEGRO, P. GOMES, REGO, R. & BORILLE, A. **-Potential of niobium carbide application as the hard phase in cutting tool substrate**, International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 70, 2018, pp. 116-123, ISSN 0263-4368,
<https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2017.09.017>
(<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0263436817303281>)

NBR – Normas Brasileiras. **Materiais refratários densos conformados - Determinação do volume aparente, densidade de massa aparente, porosidade aparente, absorção e densidade aparente da parte sólida.** 6220, 2015.

NI, W.; CHEN; Y.T.; GRUMMON, D.S. **Microscopic superelastic behavior of a nickel–titanium alloy under complex loading conditions.** Applied Physics Letters 82, pp.2811–2813, 2003.

NIOBELCON. **From the alloy to the final product.** Acesso em 12 de set. de 2019. Disponível em: < https://www.nobelcon.com/NobelCon/niobium/niobium_carbide/ >

OLIVER, W. C.; PHARR, G. M. **An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation.** Journal of Materials Research, Vol. 7, No. 6, Jun 1992.

OLIVER, W. C.; PHARR, G. M. **Measurement of hardness and elastic modulus by instrumented indentation: Advances in understanding and refinements to methodology.** Journal of Materials Research, v.19, n.1, Jan 2004.

OLSON, G. B. **Computational Design of Hierarchically Structured Materials.** Science, 277, Aug,1997.

PENRICE, T. W. **Alternative binders for hard metals.** Journal of Materials Shaping Technology, pp.35–39, 1987.

PETER, I.; ROSSO, M. **Manufacturing, Composition, Properties and Application of Sintered Hard Metals.** DOI: 10.5772/66872. Disponível em: <<https://www.intechopen.com/books/powder-metallurgy-fundamentals-and-case-studies/manufacturing-composition-properties-and-application-of-sintered-hard-metals>> Acesso em 20 out. de 2018.

PETZOW, G.; KAYSSER, W.A. **Basic Mechanisms of Liquid Phase Sintering.** In: Sōmiya S., Moriyoshi Y. (eds) Sintering Key Papers. Springer, 1990.

PRAKASH, L. J.; HOLLECK, H.; THUMMLER, F.; WALTER, P. **The influence of the binder composition on the properties of WC–Fe/Co/Ni cemented carbides.** Modern Developments in Powder Metallurgy, pp.255–268, 1980.

PRAKASH, L. J. **Fundamentals and General Applications of Hardmetals.** In: V. K. Sarin; D. Mari; L. Llane. (eds) Comprehensive hard materials. Elsevier, 2004.

PRAKASH, L. J. **Weiterentwicklung von Wolframcarbide Hartmetallen unter Verwendung von Eisen-Basis-Bindelegierungen** (Desenvolvimento de metais duros WC empregando ligas aglomerantes a base de ferro). Tese (doutorado), Faculdade de Engenharia Mecânica da Universidade de Karlsruhe (Institut für Materialv- und Festkörperforschung - Kernforschungszentrum Karlsruhe), Karlsruhe, Alemanha, documento KfK2984, 233 páginas, 1980.

QIAN, L.M.; SUN, Q. P.; XIAO, X. D. **Role of Phase Transition in the unusual microwear behavior of superelastic NiTi shape memory alloy**. *Wear* 260, pp.509–522, 2006.

RIBAS, H. I. **Resistência ao desgaste abrasivo de metais-duros sem cobalto**. Dissertação (Mestrado) submetida a Universidade Federal de Santa Catarina para obtenção do grau de mestre em engenharia mecânica. Florianópolis-SC, 1991.

RIZZO, A.; GOEL, S.; GRILLI, M. L.; IGLESIAS, R.; JAWORSKA, L.; LAPKOVSKIS, V.; NOVAK, P.; POSTOLNYL, B. O.; VALERINI, D. **The Critical Raw Materials in Cutting Tools for Machining Applications: A Review**. Disponível em: <https://www.mdpi.com/1996-1944/13/6/1377>>. Acesso em 15 de jul. de 2020.

RODRIGUES, D.; CANNIZZA, E. **Sintering, shrinkage and microstructure of NbC-20Ni cemented carbide**. 19th International Plansee Seminar, Eds. G. Kneringer, P. Rödhammer and H. Wildner, Plansee Holding AG, Reutte , v.4, 2017.

RODRIGUES, M. F. **Sinterização termobárica da liga de metal duro WC-10%pCo**. Dissertação (mestrado) Centro de Ciência e Tecnologia da Universidade Estadual do Norte Fluminense, Campos dos Goytacazes, Rio de Janeiro, 2000.

RODRIGUES, W. C.; MARTINS, V. ; FERRANDINI, P. L.; KNORNSCHILD G. H.; SCHAEFFER, L. **Desenvolvimento de uma nova rota de produção de metal-duro WC-(10,15,20)Co**. Laboratório de Transformação Mecânica – Departamento de Metalurgia – Universidade Federal do Rio Grande do Sul. *Revista Eletrônica de Materiais e Processos*, v.5.2 (2010) 68-75 - ISSN 1809-8797.

ROEBUCK, B.; GEE, M.G.; BENNETT, E. G.; MORRELL, R. **Mechanical tests for hardmetals**. NPL Good Practice Guide No 20. August 1999.

ROWCLIFFE, D.J. **Indentation Damage in Tungsten Carbide and Tungsten-Titanium Carbide**. *Science of Hard Materials* pp.155-168, 1983.

SANTOS, J. N. **Desenvolvimento de metais-duros sem cobalto**. Tese (Doutorado) PPGEM Universidade Federal de Santa Catarina para obtenção do grau de doutor em engenharia mecânica. Florianópolis, 1990.

SAVI, J. R. **Efeito da adição de Nb, Mo, Cr e Ti na microestrutura do metal-duro WC-6Co**. Dissertação (mestrado) Centro de Tecnologia da Escola de Engenharia da Universidade Federal do Rio Grande Sul para obtenção do grau de mestre em engenharia mecânica. Porto Alegre, 2011.

SCHUITEK, A. J. **Estudo do comportamento de desgaste de materiais metálicos em riscamento circular**. Tese (doutorado) Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Escola Politécnica. Departamento de Engenharia Mecânica, 2007.

SHETTY, D. K.; WRIGHT, I. G.; P. N. MINCER, P. N.; CLAUER, A. H. **Indentation fracture of WC-Co cermets**. Journal of Materials Science. v.20, n. 5, pp.1873–1882, 1985.

SIGL, L. S.; FISCHMEISTER, H. F. **On the fracture toughness of cemented carbides**. Acta Metallurgica , 36(4): pp.887–897, 1988.

SMITH, G. T. **Cutting tool technology: Industrial handbook**. London: Springer, 2008.

SPIEGLER, R.; SCHMADDER, S.; SIGL, S. L. S. **Fracture Toughness Evaluation of WC-Co Alloys by Indentation Testing**. Journal of Hard Materials, v.1, n.3, 1990.

SUAREZ, M. P. **Slots milling of aeronautic aluminum 7075-T7**. 2008. 149 f. Dissertação Mestrado em Engenharias - Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia MG, 2008.

SURYANARAYANA, C. **Mechanical Alloying and Milling**. Progress in Materials Science, v.46, pp.1-184, 2001.

TKACZYK, A. H.; BARTI, A.; AMATO, A.; LAPKOVSKIS, V.; PETRANIKOVA, M. **Sustainability evaluation of essential critical raw materials: cobalt, niobium, tungsten and rare earth elements**. Journal of Physics D: Applied Physics, 2018.

TOLLER, L. R. M. **Alternative binder hardmetals for steel turning**. Licentiate thesis. Department of Engineering Sciences. Faculty of Science and Technology. Uppsala University. 2017.

TOENSHOFF, H. K.; DENKENA, B. **Basics of Cutting and Abrasive Processes**. Springer, New York, 2013.

TRENT, E.; WRIGHT, P. **Metal cutting**. 4th ed. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2000.

TSCHATSCH, H. **Applied machining technology**. London: Springer, 2009.

THUMMLER, F.; OBERACKER, R. **Introduction to Powder Metallurgy**. The Institute of Materials 1 Carlton House Terrace London, UK, 1993.

UHLMANN, E.; HINZMANN, D.; KROPIDLOWKSI, K.; MEIER, P.; PRASOL, L.; WOYDT, M. **Increased tool performance with niobium carbide based cutting materials in dry cylindrical turning**. 8th CIRP Conference on High Performance Cutting, Budapest 2018.

UHLMANN, E.; MEIER, P.; HINZMANN, D. **Application of niobium carbide based cutting materials for peripheral milling of CFRP**. 2nd CIRP Conference on

Composite Material Parts Manufacturing (CIRP-CCMPM 2019). ScienceDirect, Procedia CIRP 85, p.108-113, 2019.

UPADHYAYA, G. S. **Materials science of cemented carbides – an overview.** Materials & Design, 22(6): pp.483–489, 2001.

UPADHYAYA, G. S. **Powder metallurgy technology.** Published by Cambridge International Science Publishing 7 Meadow Walk, Great Abington, Cambridge CB1 6AZ, England, 2002.

VASCONCELOS, Y. **O polêmico nióbio.** Disponível em: <<https://revistapesquisa.fapesp.br/2019/03/14/o-polemico-niobio/>> .Acesso em 22 de out. de 2019.

VIEIRA, L. E. R.; OLIVEIRA, D. S.; VIANA, R.; DE SOUSA, J. G. **Usinabilidade do aço SAE 4340 em diferentes tratamentos térmicos.** 11º Congresso brasileiro de fabricação, Curitiba, PR, 2021.

VINITSKII, I. M. **Powder Metallurgy and Metal Ceramics 11.** pp.488–493, 1972.

VINOD, S. **Comprehensive Hard Materials volume 1 Hardmetals.** Elsevier Science. Ed.1, 2014.

WALBRUHL, M. **ICME guided development of cemented carbides with alternative binder systems.** Doctoral Thesis. Department of Materials Science and Engineering School of Industrial Engineering and Management KTH Royal Institute of Technology Stockholm, Suécia, 2017.

WALDORF, D.; LIU, S.; STENDER, M.; NORGAN, D. **Alternative binder carbide tools for machining superalloys.** Proceedings of the International Conference on Manufacturing Science and Engineering October 7-10, 2008, Evanston, Illinois, USA, 2008.

WEIDOW, J.; ANDRÉN, H. O. **Binder phase grain size in WC–Co-based cemented carbides.** Scripta Materialia , 63(12):p.p1165–1168, 2010.

WEIDOW, J.; ANDRÉN, H. O. **Grain and phase boundary segregation in WC–Co with TiC, ZrC, NbC or TaC additions.** Int. Journal of Refractory Metals and Hard Material, v.29, pp.38-43, jan. 2011.

WOYDT, M.; MOHRBACHER, H.; VLEUGELS, J.; HUANG, S. **Niobium carbide for wear protection - tailoring its properties by processing and stoichiometry.** Metal Powder Report, V.1, n 4, pp.265-272 July-August 2016

WOYDT, M.; MOHRBACHER, H. **The tribological and mechanical properties of niobium carbides (NbC) bonded with cobalt or Fe₃Al.** Wear 321, pp.1-7, 2014.

WOYDT, M.; HUANG, S.; VLEUGELS, J.; MOHRBACHER, H.; CANNIZZA, E. **Potentials of niobium carbide (NbC) as cutting tools and for wear protection.** International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, v.72, pp.380-387, 2018.

YAN, W.; SUN, Q. P.; LIU, H. Y. **Effect of transformation volume strain on the spherical indentation of shape memory alloys.** International Journal of Modern Physics. B22 (31&32), pp.5957–5964, 2008.

ZHANG, S. **Titanium carbonitride-based cermets: processes and properties.** Materials Science and Engineering. Volume 163, Issue 1, 1 May 1993, pp.141-148, 1993.

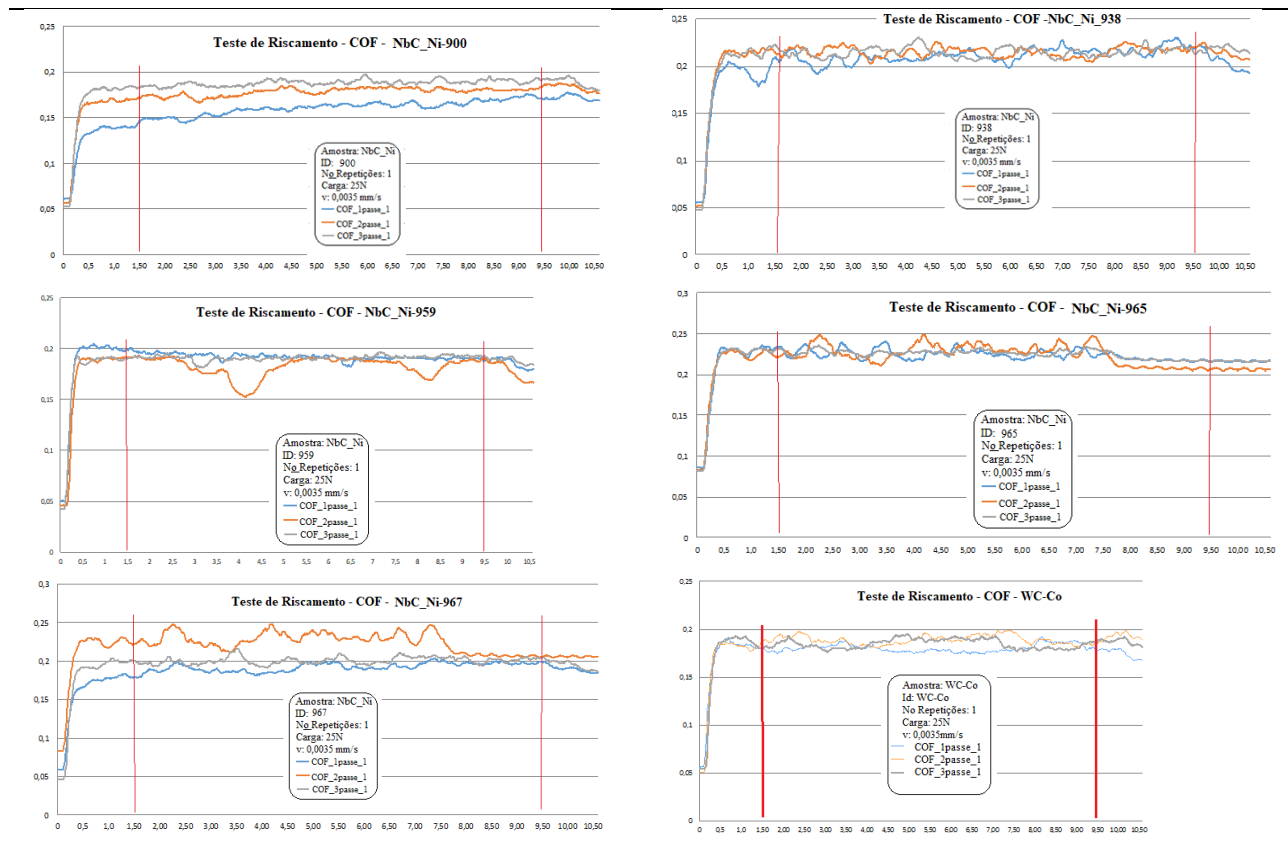
ZHANG, X.; GUO, Z.; CHEN, C.; YANG, W. **Additive manufacturing of WC-20Co components by 3D gel-printing.** International Journal of Refractory Metals & Hard Materials 70, pp.215–223, 2018.

ZUÑEGA, J. C. P.; GEE, M. G.; WOODA, R. J. K.; WALKER, J. **Scratch testing of WC/Co hardmetals** J.C.P. Tribology International 54: pp.77–86, 2012.

APÊNDICE A - COEFICIENTE DE ATRITO APARENTE – COF

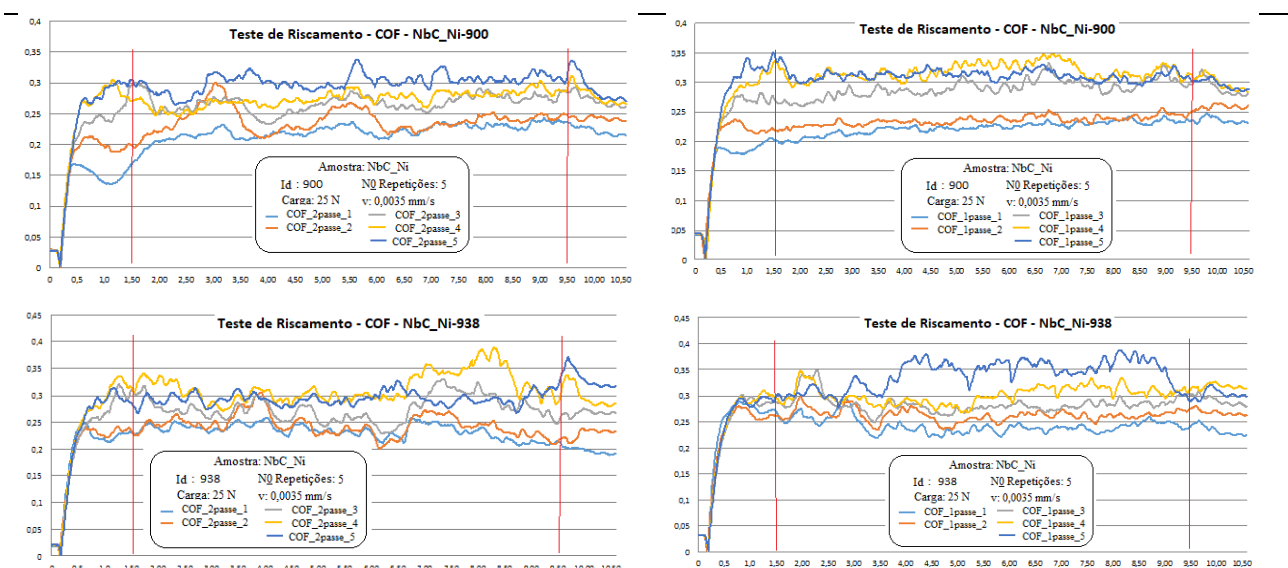
A.1. Gráficos do CoF versus tempo para os ensaios de riscamento

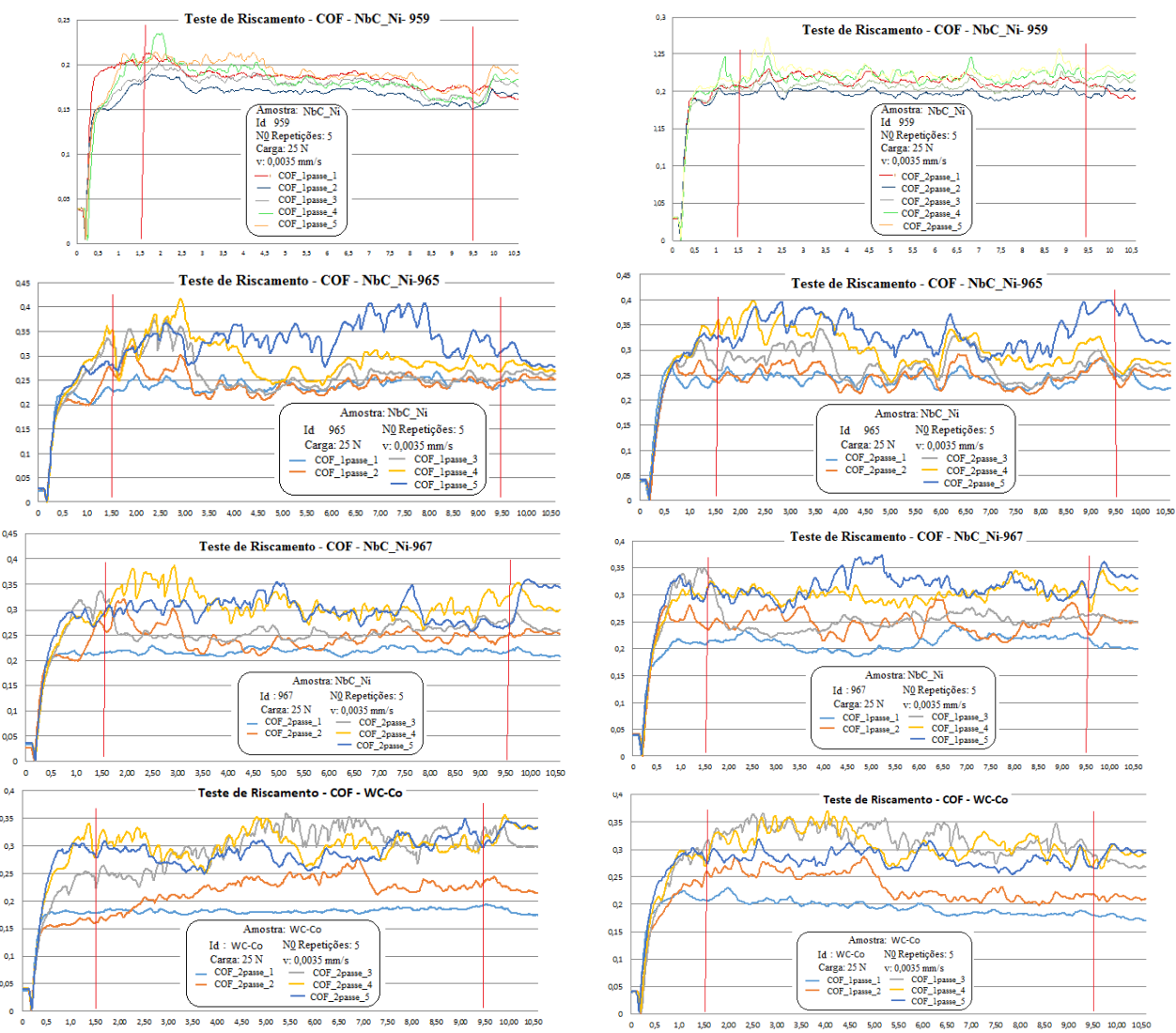
- CoF para uma e duas repetições



Fonte: Autor

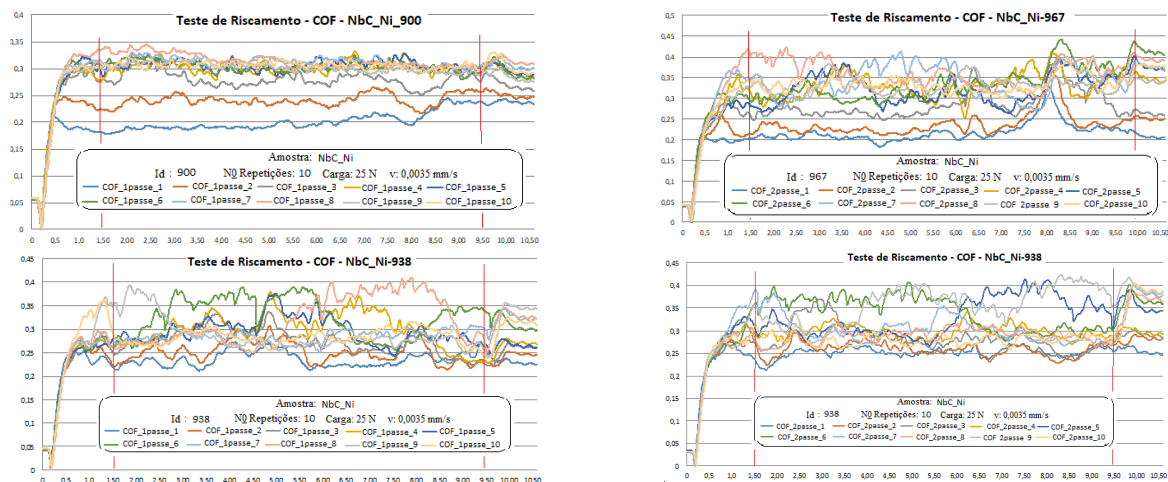
- CoF para cinco repetições

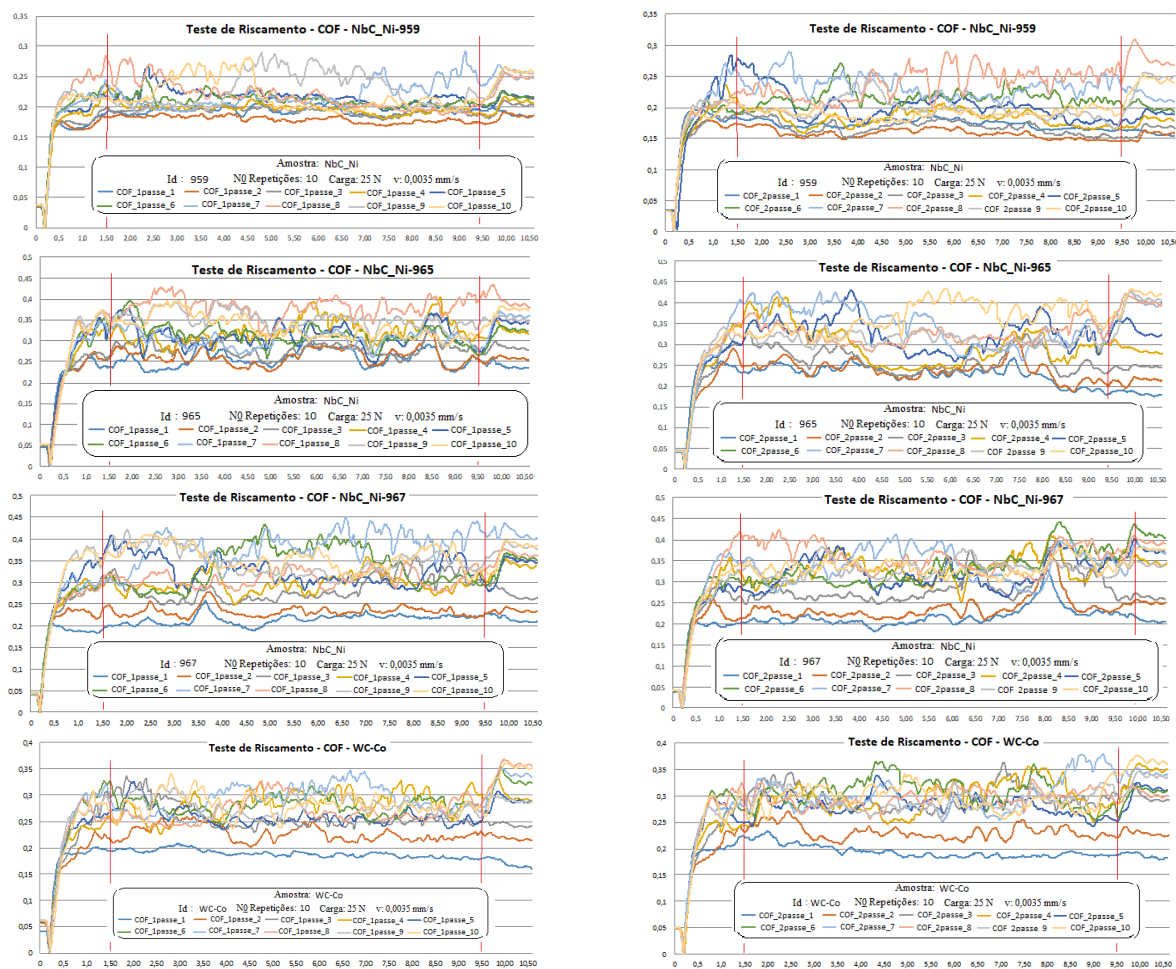




Fonte: Autor

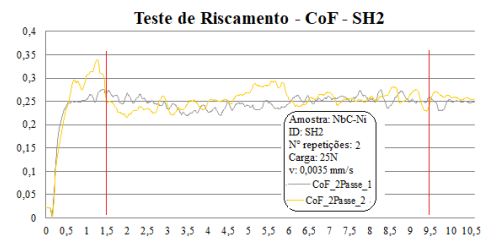
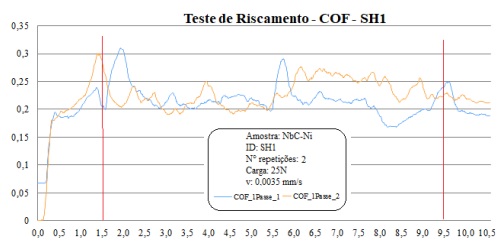
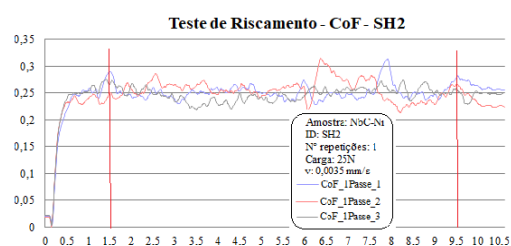
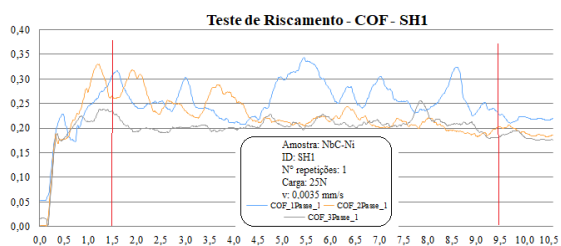
- CoF para dez repetições



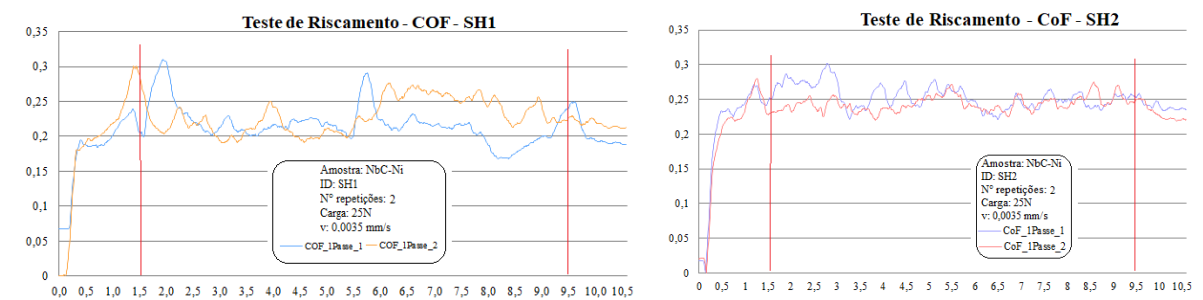


Fonte: Autor

- CoF para uma e duas repetições – Classes SH

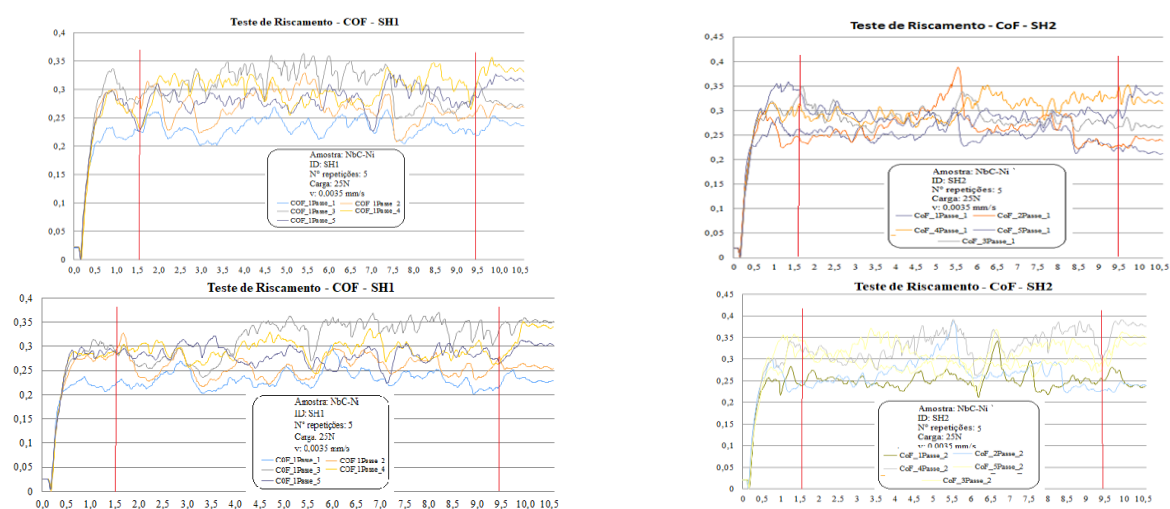


Fonte: Autor



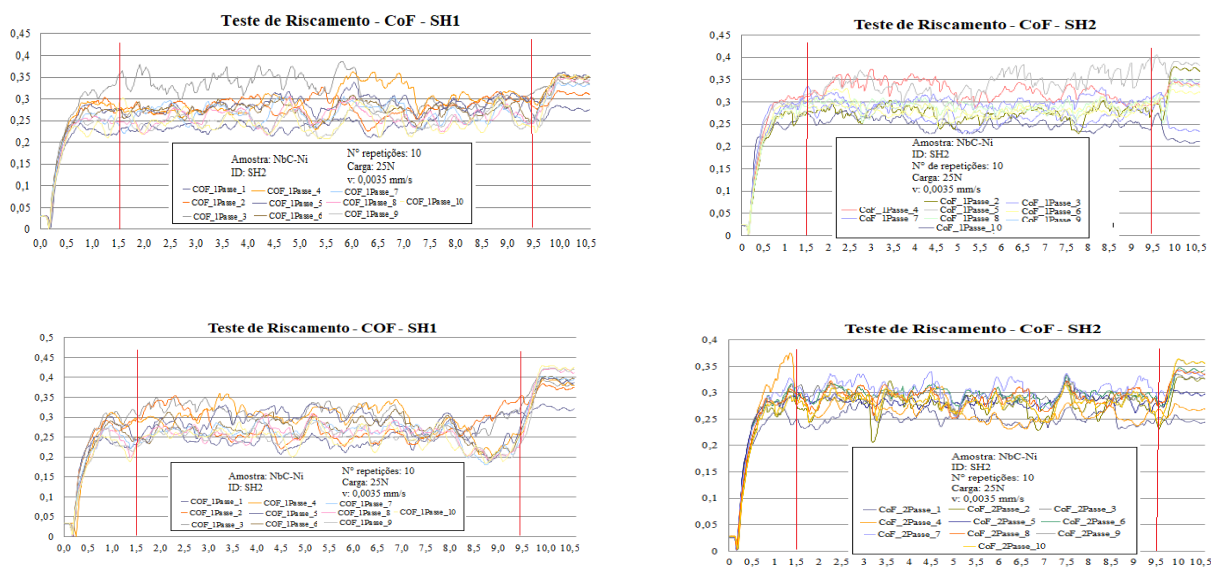
Fonte: Autor

- CoF para cinco repetições – Classes SH



Fonte: Autor

- CoF para dez repetições – Classes SH



Fonte: Autor

A.2. Tabelas resultados da média, desvio padrão e IC

Resultados da média, desvio padrão e IC de 95%

Classes	N	Média	DesvPad	IC de 95%	Classes	N	Média	DesvPad	IC de 95%
NbC_900	2403	0,18	0,01	(0,17;0,18)	NbC_900	8010	0,27	0,04	(0,26;0,27)
NbC_938	2403	0,21	0,01	(0,21;0,22)	NbC_938	8010	0,28	0,04	(0,27;0,28)
NbC_959	2403	0,19	0,01	(0,19;0,20)	NbC_959	8010	0,20	0,02	(0,19;0,20)
NbC_965	2403	0,22	0,01	(0,22;0,23)	NbC_965	8010	0,28	0,05	(0,27;0,28)
NbC_967	2403	0,20	0,01	(0,2; 0,21)	NbC_967	8010	0,26	0,04	(0,26;0,27)
WC-Co	2403	0,18	0,01	(0,18;0,19)	WC-Co	8010	0,26	0,05	(0,26;0,27)
(a)					(b)				
Classes	N	Média	DesvPad	IC de 95%	Classes	N	Média	DesvPad	IC de 95%
NbC_900	8010	0,27	0,04	(0,26; 0,27)	NbC_900	16020	0,29	0,05	(0,29;0,30)
NbC_938	8010	0,28	0,04	(0,27; 0,28)	NbC_938	16020	0,29	0,04	(0,29;0,30)
NbC_959	8010	0,20	0,02	(0,19; 0,20)	NbC_959	16020	0,20	0,03	(0,20;0,21)
NbC_965	8010	0,28	0,05	(0,27; 0,28)	NbC_965	16020	0,31	0,05	(0,30;0,31)
NbC_967	8010	0,26	0,04	(0,26; 0,27)	NbC_967	16020	0,28	0,06	(0,27;0,28)
WC-Co	8010	0,26	0,05	(0,26; 0,27)	WC-Co	16020	0,27	0,04	(0,27;0,28)
(c)					(d)				

(a) n = Uma repetição; (b) n= Duas repetições; (c) n= Cinco repetições; n= Dez repetições

Fonte: Autor

Resultados da média, desvio padrão e IC de 95%

Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%	Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%
SH2	2403	0,25	0,02	(0,25; 0,26)	SH2	3203	0,25	0,02	(0,24; 0,25)
SH1	2403	0,23	0,03	(0,23; 0,24)	SH1	3203	0,23	0,03	(0,22; 0,23)
NbC_967	2403	0,20	0,01	(0,19; 0,20)	NbC_967	3203	0,23	0,02	(0,22; 0,23)
WC-Co	2403	0,18	0,01	(0,18; 0,19)	WC-Co	3203	0,23	0,01	(0,21; 0,23)
(a)					(b)				
Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%	Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%
SH2	8010	0,29	0,03	(0,28; 0,29)	SH2	16020	0,29	0,03	(0,28; 0,29)
SH1	8010	0,28	0,04	(0,27; 0,28)	SH1	16020	0,27	0,03	(0,27; 0,28)
NbC_967	8010	0,26	0,04	(0,26; 0,27)	NbC_967	16020	0,31	0,06	(0,30; 0,31)
WC-Co	8010	0,26	0,05	(0,26; 0,27)	WC-Co	16020	0,27	0,04	(0,27; 0,28)
(c)					(d)				

(a) n = Uma repetição; (b) n= Duas repetições; (c) n= Cinco repetições; n= Dez repetições

Fonte: Autor

A.3. Teste de homogeneidade das variâncias: Método de Barlett

Hipótese nula	Todas as variâncias são iguais
Hipótese alternativa	No mínimo uma variância é diferente
Nível de significância	$\alpha = 0,05$

a) COF – Uma repetição

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
900	2403	0,012	(0,012; 0,013)
938	2403	0,006	(0,006; 0,006)
959	2403	0,007	(0,007; 0,008)
965	2403	0,008	(0,008; 0,009)
967	2403	0,006	(0,006; 0,007)
WC	2403	0,006	(0,005; 0,006)

Nível de confiança individual = 99,1667%

Método	Estatística de teste	Valor-p
Bartlett	2304,47	0,000

Como o valor-p < 0,05 a hipótese nula é rejeitada, portanto pelo menos uma variância é diferente.

b) COF – Duas repetições

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
900	3204	0,014	(0,014; 0,015)
938	3204	0,016	(0,015; 0,016)
959	3204	0,016	(0,015; 0,016)
965	3204	0,021	(0,020; 0,022)
967	3204	0,018	(0,018; 0,019)
WC	3204	0,015	(0,014; 0,015)

Nível de confiança individual = 99,1667%

Método	Estatística de teste	Valor-p
Bartlett	682,05	0,000

Com o valor- $p < 0,05$ a hipótese nula é rejeitada, pelo menos uma variância é diferente.**c) COF – Cinco repetições**

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
900	8010	0,037	(0,037; 0,038)
938	8010	0,038	(0,037; 0,039)
959	8010	0,020	(0,020; 0,021)
965	8010	0,046	(0,045; 0,047)
967	8010	0,042	(0,041; 0,043)
WC	8010	0,053	(0,052; 0,054)

Nível de confiança individual = 99,1667%

Método	Estatística de teste	Valor-p
Bartlett	6978,32	0,000

Com o valor- $p < 0,05$ a hipótese nula é rejeitada, pelo menos uma variância é diferente.**d) COF – Dez repetições**

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
900	16020	0,052	(0,051; 0,052)
938	16020	0,042	(0,041; 0,042)
959	16020	0,027	(0,027; 0,027)
965	16020	0,048	(0,048; 0,049)
967	16020	0,056	(0,055; 0,057)
WC	16020	0,039	(0,039; 0,040)

Nível de confiança individual = 99,1667%

Método	Estatística de teste	Valor-p
Bartlett	9311,12	0,000

Com o valor- $p < 0,05$ a hipótese nula é rejeitada, pelo menos uma variância é diferente.

e) COF – SH: Uma repetição

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
SH2	2403	0,016	(0,015; 0,016)
SH1	2403	0,035	(0,034; 0,037)
NbC_967	2403	0,006	(0,006; 0,007)
WC-Co	2403	0,006	(0,005; 0,006)

Nível de confiança individual = 98,75%

Método	Estatística de teste	Valor-p
Bartlett	9787,99	0,000

Com o valor- $p < 0,05$ a hipótese nula é rejeitada, pelo menos uma variância é diferente**f) COF – SH: Duas repetições**

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
SH2	3203	0,015	(0,015; 0,016)
SH1	3203	0,029	(0,028; 0,030)
NbC_967	3203	0,018	(0,018; 0,019)
WC-Co	3203	0,015	(0,014; 0,015)

Nível de confiança individual = 98,75%

Método	Estatística de teste	Valor-p
Bartlett	2085,02	0,000

Com o valor- $p < 0,05$ a hipótese nula é rejeitada, pelo menos uma variância é diferente.**g) COF – SH: Cinco repetições**

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
SH2	8010	0,034	(0,034; 0,035)
SH1	8010	0,036	(0,036; 0,037)
NbC_967	8010	0,042	(0,041; 0,043)
WC-Co	8010	0,053	(0,052; 0,0543)

Nível de confiança individual = 98,75%

Método	Estatística de teste	Valor-p
Bartlett	1949,68	0,000

Com o valor- $p < 0,05$ a hipótese nula é rejeitada, pelo menos uma variância é diferente.

h) COF – SH: Dez repetições

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
SH2	16020	0,026	(0,025; 0,026)
SH1	16020	0,033	(0,032; 0,033)
NbC_967	16020	0,056	(0,055; 0,057)
WC-Co	16020	0,039	(0,038; 0,040)

Nível de confiança individual = 98,75%

Método	Estatística de teste	Valor-p
Bartlett	10119,92	0,000

Com o valor-p<0,05 a hipótese nula é rejeitada, pelo menos uma variância é diferente.

A.4. Análise das médias: Testes simultâneos de Games-Howell

a) Uma Repetição

Fator	Valor-T	P- valor Ajustado	Fator	Valor-T	P- valor Ajustado
938 – 900	134,27	0,000	WC – 938	-172,36	0,000
959 – 900	43,45	0,000	965 – 959	159,92	0,000
965 – 900	160,18	0,000	967 – 959	43,06	0,000
967 – 900	74,84	0,000	WC – 959	-22,20	0,000
WC – 900	30,76	0,000	967 – 965	-130,00	0,000
959 – 938	-129,31	0,000	WC – 965	-196,65	0,000
965 – 938	51,65	0,000	WC – 967	-73,26	0,000
967 – 938	-93,28	0,000			

b) Duas Repetições

Fator	Valor-T	P- valor Ajustado	Fator	Valor-T	P- valor Ajustado
938 – 900	48,01	0,000	WC – 938	-103,22	0,000
959 – 900	-155,04	0,000	965 – 959	155,76	0,000
965 – 900	30,03	0,000	967 – 959	112,37	0,000
967 – 900	-25,07	0,000	WC – 959	97,25	0,000
WC – 900	-58,69	0,000	967 – 965	-48,40	0,000
959 – 938	-193,78	0,000	WC – 965	-77,13	0,000
965 – 938	-10,24	0,000	WC – 967	-26,42	0,000
967 – 938	-66,38	0,000			

c) Cinco Repetições

Fator	Valor-T	P- valor Ajustado	Fator	Valor-T	P- valor Ajustado
938 – 900	18,97	0,000	WC – 938	-20,29	0,000
959 – 900	-147,21	0,000	965 – 959	144,79	0,000
965 – 900	18,01	0,000	967 – 959	124,00	0,000
967 – 900	-8,17	0,000	WC – 959	104,32	0,000
WC – 900	-4,87	0,000	967 – 965	-24,46	0,000
959 – 938	-169,07	0,000	WC – 965	-19,68	0,000
965 – 938	1,06	0,897	WC – 967	2,11	0,282
967 – 938	-25,93	0,000			

d) Dez Repetições

Fator	Valor-T	P-valor Ajustado	Fator	Valor-T	P-valor Ajustado
938 – 900	2,37	0,166	WC – 938	-48,50	0,000
959 – 900	-195,68	0,000	965 – 959	239,85	0,000
965 – 900	27,00	0,000	967 – 959	219,18	0,000
967 – 900	28,79	0,000	WC – 959	183,78	0,000
WC – 900	-40,46	0,000	967 – 965	3,74	0,003
959 – 938	-232,26	0,000	WC – 965	-72,68	0,000
965 – 938	27,41	0,000	WC – 967	-70,51	0,001
967 – 938	29,31	0,000			

e) Classes SH: Uma Repetição

Diferença de Níveis	Valor-T	Valor-P Ajustado
SH1 - SH2	-25,38	0,000
NbC_967 - SH2	-160,04	0,000
WC-Co - SH2	-199,65	0,000
NbC_967 - SH1	-47,69	0,000
WC-Co - SH1	-65,27	0,000
WC-Co - NbC_967	-73,26	0,000

f) Classes SH: Duas Repetições

Diferença de Níveis	Valor-T	Valor-P Ajustado
SH1 - SH2	-36,80	0,000
NbC_967 - SH2	-49,96	0,000
WC-Co - SH2	-85,94	0,000
NbC_967 - SH1	0,31	0,989
WC-Co - SH1	-18,88	0,000
WC-Co - NbC_967	-26,41	0,000

g) Classes SH: Cinco Repetições

Diferença de Níveis	Valor-T	Valor-P Ajustado
SH1 - SH2	-14,64	0,000
NbC_967 - SH2	-37,64	0,000
WC-Co - SH2	-30,02	0,000
NbC_967 - SH1	-23,57	0,000
WC-Co - SH1	-18,13	0,000
WC-Co - NbC_967	2,11	0,150

h) Classes SH: Dez Repetições

Diferença de Níveis	Valor-T	Valor-P Ajustado
SH1 - SH2	-47,97	0,000
NbC_967 - SH2	45,92	0,000
WC-Co - SH2	-43,04	0,000
NbC_967 - SH1	74,67	0,000
WC-Co - SH1	-0,13	0,999
WC-Co - NbC_967	-71,13	0,000

APÊNDICE B - PARÂMETROS DOS RISCOS – TESTE DE RISCAMENTO

B.1. Tabelas resultados da média, desvio padrão e IC

a) Uma repetição

Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%	Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%
900_lp	9	66,03	0,59	(64,95;67,11)	900_lr	9	45,13	0,66	(44,36; 45,90)
938_lp	9	75,56	3,04	(74,48; 76,64)	938_lr	9	55,09	2,28	(54,31; 55,86)
959_lp	9	58,60	0,56	(57,53; 59,68)	959_lr	9	41,09	0,53	(40,31; 41,86)
965_lp	9	75,60	2,08	(74,52; 76,68)	965_lr	9	53,22	1,01	(52,44; 53,99)
967_lp	9	62,19	0,94	(61,11; 63,27)	967_lr	9	43,06	0,59	(42,29; 43,83)
WC_lp	9	62,32	0,66	(61,24; 63,40)	WC_lr	9	42,93	0,82	(42,15; 43,70)
Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%	Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%
900_Sp	9	30,00	1,57	(27,76;32,25)	900_Ss	9	40,93	0,43	(36,16; 45,71)
938_Sp	9	17,72	3,82	(15,48;19,97)	938_Ss	9	100,85	15,83	(96,07;105,62)
959_Sp	9	17,45	0,71	(15,21;19,70)	959_Ss	9	35,09	0,319	(30,32; 39,87)
965_Sp	9	18,78	5,83	(16,54;21,03)	965_Ss	9	87,88	5,66	(83,11; 92,66)
967_Sp	9	25,12	0,95	(22,88;27,37)	967_Ss	9	38,17	2,06	(33,40; 42,95)
WC_Sp	9	24,80	3,88	(22,55;27,05)	WC_Ss	9	34,85	4,18	(30,08; 39,63)
Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%	Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%
900_p	9	1,59	0,01	(1,49; 1,68)	900_Sa	9	0,10	0,01	(0,09; 0,11)
938_p	9	2,87	0,28	(2,78; 2,97)	938_Sa	9	0,24	0,04	(0,22; 0,25)
959_p	9	1,45	0,02	(1,36; 1,55)	959_Sa	9	0,09	0,01	(0,08; 0,11)
965_p	9	2,54	0,10	(2,44; 2,63)	965_Sa	9	0,24	0,02	(0,23; 0,25)
967_p	9	1,60	0,05	(1,51; 1,70)	967_Sa	9	0,10	0,01	(0,09; 0,12)
WC_p	9	1,40	0,16	(1,31; 1,49)	WC_Sa	9	0,10	0,01	(0,09; 0,11)
Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%	Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%
900_Sq	9	0,27	0,03	(0,25; 0,28)	900_fab	9	0,27	0,04	(0,23; 0,30)
938_Sq	9	0,47	0,05	(0,46; 0,49)	938_fab	9	0,82	0,06	(0,78; 0,85)
959_Sq	9	0,21	0,01	(0,19; 0,23)	959_fab	9	0,50	0,02	(0,47; 0,54)
965_Sq	9	0,47	0,02	(0,46; 0,49)	965_fab	9	0,78	0,07	(0,75; 0,82)
967_Sq	9	0,25	0,02	(0,23; 0,27)	967_fab	9	0,34	0,04	(0,30; 0,37)
WC_Sq	9	0,24	0,01	(0,22; 0,26)	WC_fab	9	0,29	0,06	(0,25; 0,33)

b) Duas repetições

Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%	Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%
900_lp	6	99,06	3,84	(96,28; 101,84)	900_lr	6	65,14	2,95	(62,77; 67,52)
938_lp	6	111,12	3,64	(108,34;113,89)	938_lr	6	73,33	2,63	(70,95; 75,70)
959_lp	6	79,30	1,68	(76,52; 82,07)	959_lr	6	52,33	1,36	(49,95; 54,70)
965_lp	6	115,27	5,50	(112,49;118,04)	965_lr	6	77,12	4,33	(74,75; 79,50)
967_lp	6	109,22	1,62	(106,44;111,99)	967_lr	6	73,05	1,64	(70,68; 75,42)
WC_lp	6	106,58	1,71	(103,81;109,36)	WC_lr	6	70,76	3,14	(68,39; 73,14)
Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%	Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%
900_Sp	6	50,89	8,46	(42,04; 59,74)	900_Ss	6	245,10	44,00	(207,20;283,00)
938_Sp	6	52,81	4,37	(43,96; 61,66)	938_Ss	6	360,80	41,80	(322,90;398,70)
959_Sp	6	29,85	2,48	(21,00; 38,70)	959_Ss	6	151,68	15,70	(113,79;189,57)
965_Sp	6	36,42	21,52	(27,57; 45,27)	965_Ss	6	464,10	78,90	(426,20;502,00)
967_Sp	6	28,48	2,20	(19,63; 37,31)	967_Ss	6	395,63	20,83	(357,74;433,52)
WC_Sp	6	35,89	10,56	(27,04; 44,74)	WC_Ss	6	353,20	42,50	(315,30;391,10)
Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%	Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%
900_p	6	5,63	0,66	(5,20; 6,06)	900_Sa	6	0,55	0,12	(0,47; 0,63)
938_p	6	7,19	0,45	(6,76; 7,63)	938_Sa	6	0,81	0,12	(0,72; 0,89)
959_p	6	4,76	0,46	(4,32; 5,19)	959_Sa	6	0,33	0,05	(0,25; 0,42)
965_p	6	8,26	0,71	(7,83; 8,69)	965_Sa	6	1,02	0,13	(0,94; 1,10)
967_p	6	7,57	0,18	(7,13; 8,00)	967_Sa	6	0,82	0,08	(0,74; 0,90)
WC_p	6	7,07	0,47	(6,64; 7,51)	WC_Sa	6	0,73	0,07	(0,65; 0,82)
Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%	Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%
900_Sq	6	1,09	0,17	(0,94; 1,23)	900_fab	6	0,79	0,05	(0,75; 0,82)
938_Sq	6	1,50	0,22	(1,36; 1,65)	938_fab	6	0,85	0,03	(0,82; 0,88)
959_Sq	6	0,76	0,08	(0,61; 0,90)	959_fab	6	0,80	0,04	(0,77; 0,83)
965_Sq	6	1,8	0,26	(1,68; 1,97)	965_fab	6	0,91	0,06	(0,88; 0,95)
967_Sq	6	1,52	0,14	(1,38; 1,67)	967_fab	6	0,93	0,01	(0,89; 0,96)
WC_Sq	6	1,40	0,09	(1,25; 1,54)	WC_fab	6	0,89	0,04	(0,86; 0,93)

c) Cinco repetições

Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%	Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%
900_lp	6	74,31	1,20	(72,98;75,65)	900_lr	6	46,85	0,98	(45,70; 48,01)
938_lp	6	84,71	1,53	(83,38; 86,05)	938_lr	6	56,76	1,52	(55,60; 57,92)
959_lp	6	61,71	1,13	(60,38; 63,05)	959_lr	6	41,88	0,93	(40,72; 43,03)
965_lp	6	82,84	2,91	(81,51; 84,18)	965_lr	6	55,73	1,66	(54,57; 56,89)
967_lp	6	68,35	1,06	(67,01; 69,68)	967_lr	6	43,45	2,09	(42,30; 44,61)
WC_lp	6	69,19	0,83	(67,85; 70,52)	WC_lr	6	43,26	0,56	(42,10; 44,42)
Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%	Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%
900_Sp	6	53,23	4,46	(45,87;60,58)	900_Ss	6	61,30	2,29	(53,33; 69,26)
938_Sp	6	42,46	5,16	(35,10;49,82)	938_Ss	6	130,40	16,2	(122,44;138,36)
959_Sp	6	32,29	2,23	(24,94;39,65)	959_Ss	6	50,40	0,63	(42,43; 58,36)
965_Sp	6	43,03	20,14	(35,67;50,39)	965_Ss	6	113,32	15,95	(105,36;121,29)
967_Sp	6	45,35	2,86	(37,99;52,71)	967_Ss	6	47,68	4,64	(39,72; 55,64)
WC_Sp	6	50,58	1,42	(43,22;57,94)	WC_Ss	6	43,86	1,74	(35,89; 51,82)
Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%	Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%
900_p	6	2,18	0,06	(2,02; 2,33)	900_Sa	6	0,17	0,01	(0,15; 0,20)
938_p	6	3,552	0,30	(3,40; 3,70)	938_Sa	6	0,30	0,03	(0,28; 0,33)
959_p	6	2,00	0,02	(1,85; 2,16)	959_Sa	6	0,16	0,03	(0,14; 0,18)
965_p	6	3,14	0,29	(2,99; 3,30)	965_Sa	6	0,38	0,04	(0,36; 0,42)
967_p	6	1,85	0,15	(1,69; 2,00)	967_Sa	6	0,15	0,07	(0,13; 0,17)
WC_p	6	1,68	0,05	(1,53; 1,84)	WC_Sa	6	0,14	0,01	(0,12; 0,16)
Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%	Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%
900_Sq	6	0,53	0,09	(0,47; 0,59)	900_fab	6	0,13	0,07	(0,01; 0,25)
938_Sq	6	0,66	0,05	(0,60; 0,72)	938_fab	6	0,67	0,08	(0,55; 0,79)
959_Sq	6	0,34	0,12	(0,28; 0,40)	959_fab	6	0,36	0,05	(0,24; 0,48)
965_Sq	6	1,13	0,07	(1,07; 1,19)	965_fab	6	0,59	0,29	(0,47; 0,71)
967_Sq	6	0,37	0,02	(0,31; 0,43)	967_fab	6	0,04	0,14	(-0,08; 0,16)
WC_Sq	6	0,37	0,02	(0,31; 0,44)	WC_fab	6	-0,16	0,07	(-0,28; -0,03)

d) Dez repetições

Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%	Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%
900_lp	6	83,09	2,91	(80,81; 85,37)	900_lr	6	53,02	0,49	(51,99; 54,05)
938_lp	6	95,807	2,07	(93,53; 98,09)	938_lr	6	62,19	1,81	(61,15; 63,22)
959_lp	6	70,468	0,84	(68,19; 72,75)	959_lr	6	45,72	0,95	(44,69; 46,76)
965_lp	6	96,55	4,88	(94,27; 98,83)	965_lr	6	63,66	1,75	(62,63; 64,70)
967_lp	6	83,678	2,10	(81,40; 85,96)	967_lr	6	54,40	0,87	(53,37; 55,43)
WC_lp	6	85,303	1,77	(83,02; 87,58)	WC_lr	6	54,26	0,98	(53,23; 55,29)
Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%	Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%
900_Sp	6	53,20	7,03	(48,49; 57,92)	900_Ss	6	108,65	6,51	(93,52;123,78)
938_Sp	6	54,87	6,98	(50,16; 59,59)	938_Ss	6	208,87	16,15	(193,74;223,99)
959_Sp	6	45,16	4,70	(40,45; 49,88)	959_Ss	6	61,84	4,36	(46,71; 76,96)
965_Sp	6	28,15	7,50	(23,44; 32,87)	965_Ss	6	245,80	39,00	(230,70; 261,0)
967_Sp	6	35,527	2,35	(30,81; 40,24)	967_Ss	6	165,53	9,91	(150,41;180,66)
WC_Sp	6	46,21	3,13	(41,49; 50,92)	WC_Ss	6	161,82	5,82	(146,70;176,95)
Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%	Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%
900_p	6	3,331	0,249	(3,026; 3,636)	900_Sa	6	0,25	0,03	(0,21; 0,28)
938_p	6	5,192	0,326	(4,887; 5,497)	938_Sa	6	0,48	0,05	(0,45; 0,51)
959_p	6	2,2063	0,142	(1,901; 2,511)	959_Sa	6	0,16	0,02	(0,13; 0,20)
965_p	6	5,774	0,730	(5,469; 6,079)	965_Sa	6	0,54	0,05	(0,51; 0,57)
967_p	6	4,757	0,253	(4,452; 5,062)	967_Sa	6	0,36	0,03	(0,33; 0,39)
WC_p	6	4,7685	0,126	(4,464; 5,073)	WC_Sa	6	0,36	0,04	(0,32; 0,39)
Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%	Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%
900_Sq	6	0,62	0,04	(0,56; 0,68)	900_fab	6	0,51	0,05	(0,46; 0,56)
938_Sq	6	1,03	0,12	(0,97; 1,09)	938_fab	6	0,73	0,05	(0,68; 0,78)
959_Sq	6	0,45	0,04	(0,39; 0,51)	959_fab	6	0,26	0,12	(0,21; 0,31)
965_Sq	6	1,07	0,09	(1,01; 1,13)	965_fab	6	0,88	0,04	(0,83; 0,93)
967_Sq	6	0,81	0,04	(0,75; 0,87)	967_fab	6	0,78	0,02	(0,73; 0,83)
WC_Sq	6	0,83	0,05	(0,77; 0,89)	WC_fab	6	0,71	0,01	(0,66; 0,76)

e) Uma repetição: Classes SH

Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%	Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%
SH1_lp	9	64,98	7,47	(59,24; 70,72)	SH1_lr	9	42,14	5,94	(37,58; 46,70)
SH2_lp	9	64,35	3,25	(61,86; 66,85)	SH2_lr	9	40,17	3,50	(37,47; 42,86)
967_lp	9	62,19	0,94	(61,47; 62,91)	967_lr	9	43,06	0,59	(42,61; 43,51)
WC_lp	9	62,32	0,66	(61,81; 62,83)	WC_lr	9	42,93	0,82	(42,30; 43,55)
Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%	Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%
SH1_Sp	9	31,89	11,52	(23,04; 40,74)	SH1_Ss	9	56,72	24,67	(37,75; 75,68)
SH2_Sp	9	41,43	15,63	(29,41; 53,45)	SH2_Ss	9	53,56	16,45	(40,92; 66,20)
967_Sp	9	25,12	0,95	(24,40; 25,85)	967_Ss	9	38,171	2,06	(36,59; 39,75)
WC_Sp	9	24,80	3,88	(21,82; 27,78)	WC_Ss	9	34,85	4,18	(31,64; 38,06)
Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%	Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%
SH1_p	9	2,27	0,53	(1,86; 2,68)	SH1_Sa	9	0,18	0,05	(0,15; 0,22)
SH2_p	9	2,11	0,47	(1,75; 2,48)	SH2_Sa	9	0,16	0,04	(0,13; 0,19)
967_p	9	1,60	0,05	(1,56; 1,64)	967_Sa	9	0,10	0,01	(0,10; 0,11)
WC_p	9	1,40	0,16	(1,27; 1,53)	WC_Sa	9	0,10	0,01	(0,09; 0,11)
Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%	Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%
SH1_Sq	9	0,45	0,08	(0,39; 0,52)	SH1_fab	9	0,28	0,44	(-0,06; 0,62)
SH2_Sq	9	0,42	0,09	(0,36; 0,49)	SH2_fab	9	0,21	0,16	(0,09; 0,33)
967_Sq	9	0,25	0,02	(0,24; 0,26)	967_fab	9	0,34	0,05	(0,30; 0,37)
WC_Sq	9	0,24	0,01	(0,23; 0,25)	WC_fab	9	0,29	0,05	(0,25; 0,33)

f) Duas repetições: Classes SH

Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%	Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%
SH1_lp	6	65,59	2,87	(62,58; 68,60)	SH1_lr	6	42,07	3,44	(38,46; 45,68)
SH2_lp	6	61,17	0,74	(60,39; 61,95)	SH2_lr	6	37,95	0,45	(37,48; 38,42)
967_lp	6	68,35	1,06	(67,23; 69,47)	967_lr	6	43,45	2,09	(41,26; 45,65)
WC_lp	6	69,19	0,83	(68,32; 70,06)	WC_lr	6	43,26	0,56	(42,67; 43,85)
Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%	Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%
SH1_Sp	6	37,52	4,25	(34,43; 40,60)	SH1_Ss	6	56,38	14,78	(40,86; 71,89)
SH2_Sp	6	37,21	4,92	(34,12; 40,30)	SH2_Ss	6	47,60	2,94	(44,52; 50,68)
967_Sp	6	45,35	2,86	(42,27; 48,44)	967_Ss	6	47,68	4,64	(42,81; 52,55)
WC_Sp	6	50,58	1,42	(47,50; 53,67)	WC_Ss	6	43,86	1,74	(42,03; 45,69)
Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%	Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%
SH1_p	6	2,28	0,39	(1,87; 2,69)	SH1_Sa	6	0,18	0,07	(0,11; 0,26)
SH2_p	6	2,16	0,06	(2,09; 2,22)	SH2_Sa	6	0,21	0,10	(0,10; 0,32)
967_p	6	1,85	0,15	(1,68; 2,01)	967_Sa	6	0,15	0,01	(0,14; 0,16)
WC_p	6	1,68	0,05	(1,63; 1,74)	WC_Sa	6	0,14	0,01	(0,13; 0,15)
Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%	Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%
SH1_Sq	6	0,44	0,14	(0,30; 0,59)	SH1_fab	6	0,28	0,27	(-0,01; 0,56)
SH2_Sq	6	0,59	0,33	(0,24; 0,93)	SH2_fab	6	0,21	0,13	(0,08; 0,35)
967_Sq	6	0,37	0,02	(0,35; 0,39)	967_fab	6	0,04	0,14	(-0,11; 0,19)
WC_Sq	6	0,37	0,02	(0,36; 0,39)	WC_fab	6	-0,15	0,07	(-0,22; -0,08)

g) Cinco repetições: Classes SH

Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%	Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%
SH1_lp	6	87,77	3,83	(85,56; 89,98)	SH1_lr	6	61,55	1,65	(60,31; 62,78)
SH2_lp	6	91,61	2,19	(89,40; 93,82)	SH2_lr	6	63,37	2,00	(62,13; 64,60)
967_lp	6	83,68	2,10	(81,47; 85,89)	967_lr	6	54,40	0,87	(53,16; 55,63)
WC_lp	6	85,30	1,77	(83,09; 87,51)	WC_lr	6	54,26	0,98	(53,03; 55,50)
Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%	Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%
SH1_Sp	6	23,36	5,33	(17,77; 28,95)	SH1_Ss	6	230,90	28,50	(201,00; 260,80)
SH2_Sp	6	24,40	1,09	(23,26; 25,54)	SH2_Ss	6	237,60	18,93	(217,74; 257,46)
967_Sp	6	35,53	2,35	(33,06; 37,99)	967_Ss	6	165,53	9,91	(155,13; 175,94)
WC_Sp	6	46,21	3,13	(42,93; 49,49)	WC_Ss	6	161,82	5,82	(155,71; 167,93)
Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%	Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%
SH1_p	6	5,33	0,47	(4,84; 5,82)	SH1_Sa	6	0,54	0,05	(0,50; 0,58)
SH2_p	6	5,19	0,65	(4,45; 5,81)	SH2_Sa	6	0,58	0,07	(0,53; 0,62)
967_p	6	4,76	0,25	(4,49; 5,02)	967_Sa	6	0,36	0,03	(0,31; 0,40)
WC_p	6	4,77	0,13	(4,64; 4,90)	WC_Sa	6	0,36	0,04	(0,31; 0,40)
Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%	Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%
SH1_Sq	6	1,10	0,08	(1,03; 1,16)	SH1_fab	6	0,89	0,04	(0,85; 0,94)
SH2_Sq	6	1,14	0,12	(1,07; 1,20)	SH2_fab	6	0,90	0,01	(0,89; 0,90)
967_Sq	6	0,81	0,04	(0,75; 0,88)	967_fab	6	0,78	0,03	(0,76; 0,81)
WC_Sq	6	0,83	0,05	(0,77; 0,90)	WC_fab	6	0,71	0,02	(0,70; 0,73)

h) Dez repetições: Classes SH

Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%	Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%
SH1_lp	6	110,48	7,83	(102,27; 118,70)	SH1_lr	6	77,71	5,97	(71,45; 83,98)
SH2_lp	6	107,47	1,02	(106,40; 108,53)	SH2_lr	6	70,42	1,77	(68,56; 72,28)
967_lp	6	109,22	1,62	(107,51; 110,92)	967_lr	6	73,05	1,64	(71,33; 74,77)
WC_lp	6	106,58	1,70	(104,79; 108,37)	WC_lr	6	70,76	3,14	(67,47; 74,05)
Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%	Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%
SH1_Sp	6	21,71	8,72	(12,56; 30,86)	SH1_Ss	6	442,90	102,80	(335,00; 550,80)
SH2_Sp	6	21,75	2,41	(19,22; 24,29)	SH2_Ss	6	387,26	15,32	(371,19; 403,34)
967_Sp	6	28,48	2,20	(26,17; 30,79)	967_Ss	6	395,63	20,83	(373,77; 417,50)
WC_Sp	6	35,89	10,56	(24,80; 46,97)	WC_Ss	6	353,20	42,50	(308,60; 397,80)
Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%	Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%
SH1_p	6	7,77	1,26	(6,44; 9,09)	SH1_Sa	6	1,02	0,16	(0,93; 1,10)
SH2_p	6	7,21	0,87	(6,30; 8,12)	SH2_Sa	6	0,82	0,05	(0,74; 0,91)
967_p	6	7,57	0,18	(7,37; 7,76)	967_Sa	6	0,82	0,08	(0,73; 0,90)
WC_p	6	7,07	0,47	(6,58; 7,57)	WC_Sa	6	0,73	0,07	(0,65; 0,82)
Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%	Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%
SH1_Sq	6	1,75	0,23	(1,51; 1,99)	SH1_fab	6	0,95	0,03	(0,91; 0,98)
SH2_Sq	6	1,44	0,06	(1,38; 1,50)	SH2_fab	6	0,94	0,01	(0,93; 0,95)
967_Sq	6	1,52	0,14	(1,38; 1,67)	967_fab	6	0,93	0,01	(0,92; 0,94)
WC_Sq	6	1,40	0,09	(1,30; 1,49)	WC_fab	6	0,89	0,04	(0,85; 0,94)

B.2. Teste de homogeneidade das variâncias: Método de Barlett

Hipótese nula	Todas as variâncias são iguais
Hipótese alternativa	No mínimo uma variância é diferente
Nível de significância	$\alpha = 0,05$

a) Parâmetros analisados no perfilômetro 3D – Uma repetição

a1) I_p - largura do risco medida entre os picos (pile up) do risco

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
900_lp	9	0,59	(0,35; 1,48)
938_lp	9	3,04	(1,81; 7,60)
959_lp	9	0,56	(0,33; 1,40)
965_lp	9	2,08	(1,24; 5,21)
967_lp	9	0,94	(0,56; 2,34)
WC_lp	9	0,66	(0,34; 1,66)

Nível de confiança individual = 99,1667%

Método	Estatística de teste	Valor-p
Bartlett	39,49	0,000

Com o valor-p < 0,05 a hipótese nula é rejeitada, portanto pelo menos uma variância é diferente.

a.2) I_r - largura do risco medida no plano de referência

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
900_lr	9	0,66	(0,39; 1,65)
938_lr	9	2,28	(1,36; 5,71)
959_lr	9	0,53	(0,32; 1,34)
965_lr	9	1,01	(0,61; 2,54)
967_lr	9	0,59	(0,35; 1,48)
WC_lr	9	0,82	(0,49; 2,04)

Nível de confiança individual = 99,1667%

Método	Estatística de teste	Valor-p
Bartlett	27,24	0,00

Com o valor-p < 0,05 a hipótese nula é rejeitada, portanto pelo menos uma variância é diferente.

a.3) S_p - área de material acima da linha de referência (ombros do *pile up*)

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
900_Sp	9	1,57	(0,94; 3,94)
938_Sp	9	3,82	(2,28; 9,57)
959_Sp	9	0,71	(0,42; 1,77)
965_Sp	9	5,83	(3,48; 14,59)
967_Sp	9	0,95	(0,56; 2,37)
WC_Sp	9	3,88	(2,32; 9,71)
<i>Nível de confiança individual = 99,1667%</i>			
Método	Estatística de teste		Valor-p
Bartlett	41,99		0,000

Com o valor-p < 0,05 a hipótese nula é rejeitada, portanto pelo menos uma variância é diferente.

a.4) S_s - área do sulco

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
900_Ss	9	0,43	(0,26; 1,07)
938_Ss	9	15,83	(9,45; 39,62)
959_Ss	9	0,32	(0,19; 0,80)
965_Ss	9	5,66	(3,38; 14,18)
967_Ss	9	2,06	(1,23; 5,15)
WC_Ss	9	4,18	(2,50; 10,46)
<i>Nível de confiança individual = 99,1667%</i>			
Método	Estatística de teste		Valor-p
Bartlett	108,71		0,000

Com o valor-p < 0,05 a hipótese nula é rejeitada, portanto pelo menos uma variância é diferente.

a.5) p - profundidade máxima do perfil médio

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
900_p	9	0,014	(0,009; 0,037)
938_p	9	0,281	(0,168; 0,704)
959_p	9	0,016	(0,010; 0,040)
965_p	9	0,096	(0,057; 0,241)
967_p	9	0,051	(0,031; 0,128)
WC_p	9	0,165	(0,098; 0,413)
<i>Nível de confiança individual = 99,1667%</i>			
Método	Estatística de teste		Valor-p
Bartlett	75,84		0,000

Com o valor-p < 0,05 a hipótese nula é rejeitada, portanto pelo menos uma variância é diferente.

a.6) S_a- rugosidade média de uma área

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
900_Sa	9	0,01	(0,01;0,03)
938_Sa	9	0,04	(0,02;0,09)
959_Sa	9	0,01	(0,00;0,02)
965_Sa	9	0,02	(0,01;0,04)
967_Sa	9	0,01	(0,00;0,02)
WC_Sa	9	0,01	(0,00;0,02)
<i>Nível de confiança individual = 99,1667%</i>			
Método	Estatística de teste		Valor-p
Bartlett	37,95		0,000

Com o valor-p < 0,05 a hipótese nula é rejeitada, portanto pelo menos uma variância é diferente.

a.7) Sq – rugosidade desvio médio quadrático de uma área

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
900_Sq	9	0,03	(0,02; 0,07)
938_Sq	9	0,05	(0,03; 0,12)
959_Sq	9	0,01	(0,01; 0,04)
965_Sq	9	0,02	(0,01; 0,04)
967_Sq	9	0,02	(0,01; 0,04)
WC_Sq	9	0,01	(0,01; 0,03)

Nível de confiança individual = 99,1667%

Método	Estatística de teste	Valor-p
Bartlett	23,19	0,000

Com o valor-p < 0,05 a hipótese nula é rejeitada, portanto pelo menos uma variância é diferente.

a.8) fab - fator de remoção de material

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
900_fab	9	0,04	(0,03; 0,11)
938_fab	9	0,06	(0,04; 0,15)
959_fab	9	0,02	(0,01; 0,06)
965_fab	9	0,07	(0,04; 0,18)
967_fab	9	0,04	(0,03; 0,11)
WC_fab	9	0,06	(0,03; 0,14)

Nível de confiança individual = 99,1667%

Método	Estatística de teste	Valor-p
Bartlett	9,43	0,093

Com o valor-p < 0,05 a hipótese nula é rejeitada, portanto pelo menos uma variância é diferente.

a.9) lp - largura do risco medida entre os picos (pile up) do risco: Classes SH

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
SH1_lp	9	7,47	(4,57; 17,65)
SH2_lp	9	3,25	(1,99; 7,68)
967_lp	9	0,94	(0,57; 2,2)
SH1_lr	9	5,93	(3,63; 14,02)

Nível de confiança individual = 99,1667%

Método	Estatística de teste	Valor-p
Bartlett	24,05	0,000

Com o valor-p < 0,05 a hipótese nula é rejeitada, portanto pelo menos uma variância é diferente.

a.10) lr - largura do risco medida no plano de referência: Classe SH

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
SH1_lr	9	5,93	(3,63; 14,02)
SH2_lr	9	3,50	(2,14; 8,27)
967_lr	9	0,59	(0,36; 1,39)
WC_lr	9	0,82	(0,50; 1,93)

Nível de confiança individual = 99,1667%

Método	Estatística de teste	Valor-p
Bartlett	40,87	0,00

Com o valor-p < 0,05 a hipótese nula é rejeitada, portanto pelo menos uma variância é diferente.

a.11) S_p - área de material acima da referência (ombros do *pile up*): Classes SH
Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
SH1_Sp	9	11,51	(7,05; 27,20)
SH2_Sp	9	15,63	(9,57; 36,92)
967_Sp	9	0,95	(0,58; 2,23)
WC_Sp	9	3,88	(2,37; 9,16)
<i>Nível de confiança individual = 99,1667%</i>			
Método	Estatística de teste		Valor-p
Bartlett	40,77		0,000

Com o valor-p < 0,05 a hipótese nula é rejeitada, portanto pelo menos uma variância é diferente.

a.12) S_s - área do sulco: Classes SH1

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
SH1_Ss	9	24,67	(15,10; 58,27)
SH2_Ss	9	16,45	(10,06; 38,85)
967_Ss	9	2,06	(1,26; 4,85)
WC_Ss	9	4,18	(2,56; 9,87)
<i>Nível de confiança individual = 99,1667%</i>			
Método	Estatística de teste		Valor-p
Bartlett	40,72		0,000

Com o valor-p < 0,05 a hipótese nula é rejeitada, portanto pelo menos uma variância é diferente.

a.13) p - profundidade máxima do perfil médio: Classes SH

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
SH1_p	9	0,53	(0,32; 1,25)
SH2_p	9	0,47	(0,29; 1,12)
967_p	9	0,05	(0,03; 0,12)
WC_p	9	0,16	(0,10; 0,39)
<i>Nível de confiança individual = 99,1667%</i>			
Método	Estatística de teste		Valor-p
Bartlett	32,45		0,000

Com o valor-p < 0,05 a hipótese nula é rejeitada, portanto pelo menos uma variância é diferente.

a.14) S_a - rugosidade média de uma área: Classes SH

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
SH1_Sa	9	0,05	(0,03; 0,11)
SH2_Sa	9	0,04	(0,02; 0,09)
967_Sa	9	0,01	(0,01; 0,02)
WC_Sa	9	0,01	(0,01; 0,02)
<i>Nível de confiança individual = 99,1667%</i>			
Método	Estatística de teste		Valor-p
Bartlett	36,27		0,000

Com o valor-p < 0,05 a hipótese nula é rejeitada, portanto pelo menos uma variância é diferente.

a.15) S_q - rugosidade desvio médio quadrático de uma área: Classes SH

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
SH1_Sq	9	0,08	(0,05; 0,20)
SH2_Sq	9	0,09	(0,05; 0,21)
967_Sq	9	0,02	(0,01; 0,04)
WC_Sq	9	0,01	(0,01; 0,03)
<i>Nível de confiança individual = 99,1667%</i>			
Método	Estatística de teste		Valor-p
Bartlett	33,30		0,000

Com o valor-p < 0,05 a hipótese nula é rejeitada, portanto pelo menos uma variância é diferente.

a.16) f_{ab} - fator de remoção de material: Classes SH

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
SH1_fab	9	0,44	(0,27; 1,04)
SH2_fab	9	0,16	(0,09; 0,37)
967_fab	9	0,05	(0,03; 0,11)
WC_fab	9	0,05	(0,03; 0,13)
<i>Nível de confiança individual = 99,1667%</i>			
Método	Estatística de teste		Valor-p
Bartlett	44,00		0,000

Com o valor-p < 0,05 a hipótese nula é rejeitada, portanto pelo menos uma variância é diferente.

b) Parâmetros analisados no perfilômetro 3D – Duas repetições**b.1) I_p - largura do risco medida entre os picos (*pile up*) do risco**

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
900_lp	6	3,84	(2,07;13,91)
938_lp	6	3,64	(1,96;13,18)
959_lp	6	1,66	(0,90; 6,07)
965_lp	6	5,49	(2,96;19,90)
967_lp	6	1,62	(0,87; 5,87)
WC_lp	6	1,70	(0,92; 6,17)
<i>Nível de confiança individual = 99,1667%</i>			
Método	Estatística de teste		Valor-p
Bartlett	12,47		0,029

Com o valor-p < 0,05 a hipótese nula é rejeitada, portanto pelo menos uma variância é diferente.

b.2) I_r - largura do risco medida no plano de referência

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
900_lr	6	2,95	(1,59;10,67)
938_lr	6	2,63	(1,42; 9,52)
959_lr	6	1,36	(0,73; 4,91)
965_lr	6	4,33	(2,33;15,67)
967_lr	6	1,64	(0,88; 5,93)
WC_lr	6	3,14	(1,69;11,36)
<i>Nível de confiança individual = 99,1667%</i>			
Método	Estatística de teste		Valor-p
Bartlett	7,67		0,175

Como o valor-p > 0,05 a hipótese nula não é rejeitada, portanto as variâncias são iguais.

b.3) S_p - área de material acima da linha de referência (*ombros do pile up*)

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
900_Sp	6	8,46	(4,56;30,63)
938_Sp	6	4,37	(2,36;15,83)
959_Sp	6	2,48	(1,34; 8,99)
965_Sp	6	21,52	(11,61;77,94)
967_Sp	6	2,20	(1,19; 7,97)
WC_Sp	6	10,56	(5,70; 38,26)
<i>Nível de confiança individual = 99,1667%</i>			
Método	Estatística de teste		Valor-p
Bartlett	31,92		0,000

Com o valor-p < 0,05 a hipótese nula é rejeitada, portanto pelo menos uma variância é diferente.

b.4) S_s - área do sulco

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
900_Ss	6	43,96	(23,71;159,21)
938_Ss	6	41,78	(22,54;151,31)
959_Ss	6	15,70	(8,47; 56,87)
965_Ss	6	78,89	(42,55;285,73)
967_Ss	6	20,83	(11,24; 75,46)
WC_Ss	6	42,54	(22,95;154,10)
<i>Nível de confiança individual = 99,1667%</i>			
Método	Estatística de teste	Valor-p	
Bartlett	13,68	0,018	

Com o valor-p < 0,05 a hipótese nula é rejeitada, portanto pelo menos uma variância é diferente.

b.5) p - profundidade máxima do perfil médio

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
900_p	6	0,66	(0,36;2,40)
938_p	6	0,45	(0,24;1,63)
959_p	6	0,46	(0,25;1,67)
965_p	6	0,71	(0,38;2,58)
967_p	6	0,18	(0,10;0,66)
WC_p	6	0,47	(0,25;1,70)
<i>Nível de confiança individual = 99,1667%</i>			
Método	Estatística de teste	Valor-p	
Bartlett	7,76	0,170	

Como o valor-p > 0,05 a hipótese nula não é rejeitada, portanto as variâncias são iguais.

b.6) Sa- rugosidade média de uma área

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
900_Sa	6	0,12	(0,06; 0,43)
938_Sa	6	0,11	(0,06; 0,42)
959_Sa	6	0,05	(0,03;0,19)
965_Sa	6	0,13	(0,07; 0,47)
967_Sa	6	0,08	(0,05; 0,29)
WC_Sa	6	0,07	(0,04; 0,27)
<i>Nível de confiança individual = 99,1667%</i>			
Método	Estatística de teste	Valor-p	
Bartlett	5,09	0,405	

Como o valor-p > 0,05 a hipótese nula não é rejeitada, portanto as variâncias são iguais.

b.7) Sq – rugosidade desvio médio quadrático de uma área

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
900_Sq	6	0,17	(0,09; 0,63)
938_Sq	6	0,22	(0,12; 0,78)
959_Sq	6	0,08	(0,04; 0,30)
965_Sq	6	0,26	(0,14; 0,93)
967_Sq	6	0,14	(0,08; 0,51)
WC_Sq	6	0,09	(0,05; 0,33)
<i>Nível de confiança individual = 99,1667%</i>			
Método	Estatística de teste	Valor-p	
Bartlett	8,57	0,128	

Como o valor-p > 0,05 a hipótese nula não é rejeitada, portanto as variâncias são iguais.

b.8) f_{ab} - fator de remoção de material

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
900_fab	6	0,05	(0,03; 0,18)
938_fab	6	0,03	(0,01; 0,10)
959_fab	6	0,04	(0,02; 0,13)
965_fab	6	0,06	(0,03; 0,20)
967_fab	6	0,01	(0,00; 0,03)
WC_fab	6	0,04	(0,02; 0,15)
<i>Nível de confiança individual = 99,1667%</i>			
Método	Estatística de teste		Valor-p
Bartlett	12,03		0,034

Com o valor-p < 0,05 a hipótese nula é rejeitada, portanto pelo menos uma variância é diferente.

b.9) I_p - largura do risco medida entre picos (*pile up*) do risco: Classe SH

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
SH1_ I_p	6	2,87	(1,59; 9,54)
SH2_ I_p	6	0,74	(0,41; 2,47)
967_ I_p	6	1,06	(0,59; 3,54)
WC_ I_p	6	0,83	(0,46; 2,76)
<i>Nível de confiança individual = 99,1667%</i>			
Método	Estatística de teste		Valor-p
Bartlett	12,17		0,007

Com o valor-p < 0,05 a hipótese nula é rejeitada, portanto pelo menos uma variância é diferente.

b.10) I_r - largura do risco medida no plano de referência: Classes SH

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
SH1_ I_r	6	3,44	(1,91; 11,43)
SH2_ I_r	6	0,45	(0,25; 1,49)
967_ I_r	6	2,09	(1,16; 6,94)
WC_ I_r	6	0,56	(0,31; 1,87)
<i>Nível de confiança individual = 99,1667%</i>			
Método	Estatística de teste		Valor-p
Bartlett	20,90		0,000

Com o valor-p < 0,05 a hipótese nula é rejeitada, pelo menos uma variância é diferente.

b.11) S_p - área de material acima da linha de referência (ombros do *pile up*): Classes SH

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
SH1_ S_p	6	4,25	(2,36; 14,14)
SH2_ S_p	6	4,92	(2,73; 16,35)
967_ S_p	6	2,86	(1,59; 9,52)
WC_ S_p	6	1,42	(0,79; 4,70)
<i>Nível de confiança individual = 99,1667%</i>			
Método	Estatística de teste		Valor-p
Bartlett	6,54		0,088

Como o valor-p > 0,05 a hipótese nula não é rejeitada, portanto as variâncias são iguais.

b.12) S_s - área do sulco: Classes SH

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
SH1_Ss	6	14,78	(8,21; 49,12)
SH2_Ss	6	2,93	(1,63; 9,75)
967_Ss	6	4,64	(2,58; 15,43)
WC_Ss	6	1,74	(0,97; 5,79)
<i>Nível de confiança individual = 99,1667%</i>			
Método	Estatística de teste		Valor-p
Bartlett	22,37		0,000

Com o valor-p < 0,05 a hipótese nula é rejeitada, portanto pelo menos uma variância é diferente.

b.13) p - profundidade máxima do perfil médio: Classes SH

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
SH1_p	6	0,39	(0,22; 1,30)
SH2_p	6	0,06	(0,03; 0,20)
967_p	6	0,15	(0,08; 0,51)
WC_p	6	0,05	(0,03; 0,17)
<i>Nível de confiança individual = 99,1667%</i>			
Método	Estatística de teste		Valor-p
Bartlett	22,14		0,000

Com o valor-p < 0,05 a hipótese nula é rejeitada, portanto pelo menos uma variância é diferente.

b.14) Sa- rugosidade média de uma área: Classes SH

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
SH1_Sa	6	0,07	(0,04; 0,23)
SH2_Sa	6	0,10	(0,06; 0,34)
967_Sa	6	0,01	(0,01; 0,02)
WC_Sa	6	0,01	(0,01; 0,03)
<i>Nível de confiança individual = 99,1667%</i>			
Método	Estatística de teste		Valor-p
Bartlett	33,32		0,000

Com o valor-p < 0,05 a hipótese nula é rejeitada, portanto pelo menos uma variância é diferente.

b.15) Sq – rugosidade desvio médio quadrático de uma área: Classes SH

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
SH1_Sq	6	0,14	(0,08; 0,46)
SH2_Sq	6	0,33	(0,18; 1,09)
967_Sq	6	0,02	(0,01; 0,06)
WC_Sq	6	0,02	(0,01; 0,06)
<i>Nível de confiança individual = 99,1667%</i>			
Método	Estatística de teste		Valor-p
Bartlett	39,26		0,000

Com o valor-p < 0,05 a hipótese nula é rejeitada, portanto pelo menos uma variância é diferente.

b.16) f_{ab} -fator de remoção de material: Classes SH

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
SH1_fab	6	0,27	(0,15; 0,89)
SH2_fab	6	0,13	(0,07; 0,43)
967_fab	6	0,14	(0,08; 0,48)
WC_fab	6	0,07	(0,04; 0,22)
<i>Nível de confiança individual = 99,1667%</i>			
Método	Estatística de teste		Valor-p
Bartlett	8,10		0,044

Com o valor-p < 0,05 a hipótese nula é rejeitada, portanto pelo menos uma variância é diferente.

c) Parâmetros analisados no perfilômetro 3D – Cinco repetições

c.1) I_p - largura do risco medida entre os picos (*pile up*) do risco

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
900_lp	6	1,20	(0,65; 4,34)
938_lp	6	1,53	(0,83; 5,56)
959_lp	6	1,13	(0,61; 4,11)
965_lp	6	2,91	(1,57; 10,55)
967_lp	6	1,06	(0,57; 3,86)
WC_lp	6	0,83	(0,45; 3,00)
<i>Nível de confiança individual = 99,1667%</i>			
Método	Estatística de teste	Valor-p	
Bartlett	10,61	0,060	

Como o valor-p > 0,05 a hipótese nula não é rejeitada, portanto as variâncias são iguais.

c.2) I_r - largura do risco medida no plano de referência

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
900_lr	6	0,98	(0,53; 3,55)
938_lr	6	1,52	(0,82; 5,52)
959_lr	6	0,93	(0,50; 3,35)
965_lr	6	1,66	(0,89; 6,00)
967_lr	6	2,09	(1,13; 7,57)
WC_lr	6	0,56	(0,30; 2,03)
<i>Nível de confiança individual = 99,1667</i>			
Método	Estatística de teste	Valor-p	
Bartlett	9,09	0,105	

Como o valor-p > 0,05 a hipótese nula não é rejeitada, portanto as variâncias são iguais.

c.3) S_p - área de material acima da linha de referência (*ombros do pile up*)

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
900_Sp	6	4,46	(2,41; 16,17)
938_Sp	6	5,16	(2,78; 18,69)
959_Sp	6	2,23	(1,20; 8,06)
965_Sp	6	20,14	(10,86; 72,93)
967_Sp	6	2,86	(1,54; 10,37)
WC_Sp	6	1,42	(0,76; 5,13)
<i>Nível de confiança individual = 99,1667%</i>			
Método	Estatística de teste	Valor-p	
Bartlett	43,84	0,000	

Com o valor-p < 0,05 a hipótese nula é rejeitada, portanto pelo menos uma variância é diferente.

c.4) S_s - área do sulco

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
900_Ss	6	2,29	(1,24; 8,31)
938_Ss	6	16,20	(8,74; 58,68)
959_Ss	6	0,63	(0,34; 2,28)
965_Ss	6	15,95	(8,61; 57,78)
967_Ss	6	4,64	(2,50; 16,82)
WC_Ss	6	1,74	(0,94; 6,31)
<i>Nível de confiança individual = 99,1667%</i>			
Método	Estatística de teste	Valor-p	
Bartlett	51,27	0,000	

Com o valor-p < 0,05 a hipótese nula é rejeitada, portanto pelo menos uma variância é diferente.

c.5) p - profundidade máxima do perfil médio

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
900_p	6	0,062	(0,033;0,224)
938_p	6	0,302	(0,163;1,095)
959_p	6	0,022	(0,012;0,078)
965_p	6	0,292	(0,157;1,057)
967_p	6	0,154	(0,083;0,558)
WC_p	6	0,053	(0,028;0,191)

Nível de confiança individual = 99,1667%

Método	Estatística de teste	Valor-p
Bartlett	34,92	0,000

Com o valor-p < 0,05 a hipótese nula é rejeitada, portanto pelo menos uma variância é diferente.

c.6) Sa- rugosidade média de uma área

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
900_Sa	6	0,01	(0,00;0,02)
938_Sa	6	0,03	(0,01;0,10)
959_Sa	6	0,03	(0,02;0,11)
965_Sa	6	0,04	(0,02;0,16)
967_Sq	6	0,02	(0,01;0,07)
WC_Sq	6	0,02	(0,01;0,06)

Nível de confiança individual = 99,1667%

Método	Estatística de teste	Valor-p
Bartlett	15,11	0,010

Com valor-p < 0,05 a hipótese nula é rejeitada, portanto pelo menos uma variância é diferente.

c.7) Sq – rugosidade desvio médio quadrático de uma área

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
900_Ss	6	2,29	(1,24; 8,31)
938_Ss	6	16,20	(8,74;58,68)
959_Ss	6	0,63	(0,34; 2,28)
965_Ss	6	15,95	(8,61;57,78)
967_Ss	6	4,64	(2,50;16,82)
WC_Ss	6	1,74	(0,94; 6,31)

Nível de confiança individual = 99,1667%

Método	Estatística de teste	Valor-p
Bartlett	51,27	0,000

Com o valor-p < 0,05 a hipótese nula é rejeitada, portanto pelo menos uma variância é diferente.

c.8) f_{ab} -fator de remoção de material

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
900_p	6	0,06	(0,03;0,22)
938_p	6	0,30	(0,16;1,09)
959_p	6	0,02	(0,01;0,08)
965_p	6	0,29	(0,16;1,06)
967_p	6	0,15	(0,08;0,56)
WC_p	6	0,05	(0,03;0,19)

Nível de confiança individual = 99,1667%

Método	Estatística de teste	Valor-p
Bartlett	34,92	0,000

Com o valor-p < 0,05 a hipótese nula é rejeitada, portanto pelo menos uma variância é diferente.

c.9) I_p - largura do risco medida entre picos (*pile up*) do risco: Classe SH
Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
SH1_lp	6	3,83	(2,13; 12,73)
SH2_lp	6	2,19	(1,21; 7,27)
967_lp	6	2,10	(1,16; 6,96)
WC_lp	6	1,77	(0,98; 5,88)
<i>Nível de confiança individual = 99,1667%</i>			
Método	Estatística de teste	Valor-p	
Bartlett	3,52	0,318	

Como o valor-p > 0,05 a hipótese nula não é rejeitada, portanto as variâncias são iguais.

c.10) I_r - largura do risco medida no plano de referência: Classes SH
Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
SH1_lr	6	1,65	(0,91; 5,47)
SH2_lr	6	2,00	(1,11; 6,64)
967_lr	6	0,87	(0,48; 2,89)
WC_lr	6	0,98	(0,54; 3,25)
<i>Nível de confiança individual = 99,1667%</i>			
Método	Estatística de teste	Valor-p	
Bartlett	4,22	0,238	

Como o valor-p > 0,05 a hipótese nula não é rejeitada, portanto as variâncias são iguais.

c.11) S_p - área de material acima da referência (ombros do *pile up*): Classes SH
Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
SH1_Sp	6	5,33	(2,96; 17,70)
SH2_Sp	6	1,09	(0,60; 3,61)
967_Sp	6	2,35	(1,30; 7,81)
WC_Sp	6	3,13	(1,74; 10,39)
<i>Nível de confiança individual = 99,1667%</i>			
Método	Estatística de teste	Valor-p	
Bartlett	10,01	0,018	

Com o valor-p < 0,05 a hipótese nula é rejeitada, portanto pelo menos uma variância é diferente.

c.12) S_s - área do sulco: Classes SH
Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
SH1_Ss	6	28,50	(15,82; 94,71)
SH2_Ss	6	18,93	(10,51; 62,90)
967_Ss	6	9,91	(5,50; 32,94)
WC_Ss	6	5,82	(3,23; 19,34)
<i>Nível de confiança individual = 99,1667%</i>			
Método	Estatística de teste	Valor-p	
Bartlett	11,32	0,010	

Com o valor-p < 0,05 a hipótese nula é rejeitada, portanto pelo menos uma variância é diferente.

c.13) p - profundidade máxima do perfil médio: Classes SH

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
SH1_p	6	0,47	(0,26; 1,55)
SH2_p	6	0,65	(0,36; 2,16)
967_p	6	0,25	(0,14; 0,84)
WC_p	6	0,13	(0,07; 0,42)
<i>Nível de confiança individual = 99,1667%</i>			
Método	Estatística de teste		Valor-p
Bartlett	11,13		0,011

Com o valor-p < 0,05 a hipótese nula é rejeitada, portanto pelo menos uma variância é diferente.

c.14) Sa- rugosidade média de uma área: Classes SH

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
SH1_Sa	6	0,05	(0,03; 0,16)
SH2_Sa	6	0,07	(0,04; 0,25)
967_Sa	6	0,03	(0,02; 0,11)
WC_Sa	6	0,04	(0,02; 0,12)
<i>Nível de confiança individual = 99,1667%</i>			
Método	Estatística de teste		Valor-p
Bartlett	3,70		0,296

Como o valor-p > 0,05 a hipótese nula não é rejeitada, portanto as variâncias são iguais.

c.15) Sq – rugosidade desvio médio quadrático de uma área: Classes SH

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
SH1_Sq	6	0,08	(0,04; 0,26)
SH2_Sq	6	0,12	(0,07; 0,39)
967_Sq	6	0,04	(0,02; 0,14)
WC_Sq	6	0,05	(0,03; 0,18)
<i>Nível de confiança individual = 99,1667%</i>			
Método	Estatística de teste		Valor-p
Bartlett	5,54		0,136

Como o valor-p > 0,05 a hipótese nula não é rejeitada, portanto as variâncias são iguais.

c.16) f_{ab} -fator de remoção de material: Classes SH

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
SH1_fab	6	0,04	(0,02; 0,14)
SH2_fab	6	0,01	(0,01; 0,02)
967_fab	6	0,03	(0,01; 0,09)
WC_fab	6	0,02	(0,01; 0,05)
<i>Nível de confiança individual = 99,1667%</i>			
Método	Estatística de teste		Valor-p
Bartlett	14,59		0,002

Com o valor-p < 0,05 a hipótese nula é rejeitada, portanto pelo menos uma variância é diferente.

d) Parâmetros analisados no perfilômetro 3D – Dez repetições

d.1) I_p - largura do risco medida entre os picos (*pile up*) do risco

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
900_lp	6	2,91	(1,57; 10,55)
938_lp	6	2,07	(1,12; 7,50)
959_lp	6	0,84	(0,45; 3,03)
965_lp	6	4,88	(2,63; 17,67)
967_lp	6	2,10	(1,13; 7,59)
WC_lp	6	1,77	(0,95; 6,41)

Nível de confiança individual = 99,1667%

Método	Estatística de teste	Valor-p
Bartlett	14,07	0,015

Com o valor-p < 0,05 a hipótese nula é rejeitada, portanto pelo menos uma variância é diferente.

d.2) I_r - largura do risco medida no plano de referência

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
900_lr	6	0,49	(0,27; 1,78)
938_lr	6	1,81	(0,98; 6,57)
959_lr	6	0,95	(0,51; 3,43)
965_lr	6	1,75	(0,94; 6,32)
967_lr	6	0,87	(0,47; 3,15)
WC_lr	6	0,98	(0,53; 3,55)

Nível de confiança individual = 99,1667%

Método	Estatística de teste	Valor-p
Bartlett	9,74	0,083

Como o valor-p > 0,05 a hipótese nula não é rejeitada, portanto as variâncias são iguais.

d.3) S_p - área de material acima da linha de referência (ombros do *pile up*)

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
900_Sp	6	7,03	(3,79; 25,47)
938_Sp	6	6,98	(3,76; 25,28)
959_Sp	6	4,70	(2,54; 17,03)
965_Sp	6	7,50	(4,05; 27,17)
967_Sp	6	2,35	(1,27; 8,51)
WC_Sp	6	3,13	(1,69; 11,32)

Nível de confiança individual = 99,1667%

Método	Estatística de teste	Valor-p
Bartlett	8,76	0,119

Como o valor-p > 0,05 a hipótese nula não é rejeitada, portanto as variâncias são iguais.

d.4) S_s - área do sulco

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
900_Ss	6	6,51	(3,51; 23,58)
938_Ss	6	16,15	(8,71; 58,49)
959_Ss	6	4,36	(2,35; 15,79)
965_Ss	6	38,99	(21,03;141,24)
967_Ss	6	9,91	(5,35; 35,91)
WC_Ss	6	5,82	(3,14; 21,01)
<i>Nível de confiança individual = 99,1667%</i>			
Método	Estatística de teste		Valor-p
Bartlett	32,88		0,000

Com o valor-p < 0,05 a hipótese nula é rejeitada, portanto pelo menos uma variância é diferente.

d.5) p - profundidade máxima do perfil médio

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
900_p	6	0,249	(0,134;0,903)
938_p	6	0,326	(0,176;1,180)
959_p	6	0,142	(0,077;0,514)
965_p	6	0,730	(0,394;2,646)
967_p	6	0,253	(0,136;0,917)
WC_p	6	0,126	(0,068;0,458)
<i>Nível de confiança individual = 99,1667%</i>			
Método	Estatística de teste		Valor-p
Bartlett	24,24		0,001

Com o valor-p < 0,05 a hipótese nula é rejeitada, portanto pelo menos uma variância é diferente.

d.6) Sa- rugosidade média de uma área

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
900_Sa	6	0,03	(0,02; 0,10)
938_Sa	6	0,05	(0,03; 0,20)
959_Sa	6	0,02	(0,01; 0,06)
965_Sa	6	0,05	(0,03; 0,17)
967_Sa	6	0,03	(0,02; 0,12)
WC_Sa	6	0,04	(0,02; 0,14)
<i>Nível de confiança individual = 99,1667%</i>			
Método	Estatística de teste		Valor-p
Bartlett	6,78		0,238

Como o valor-p > 0,05 a hipótese nula não é rejeitada, portanto as variâncias são iguais.

d.7) Sq – rugosidade desvio médio quadrático de uma área

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
900_Sq	6	0,04	(0,02;0,14)
938_Sq	6	0,12	(0,07;0,44)
959_Sq	6	0,04	(0,02;0,16)
965_Sq	6	0,09	(0,05;0,31)
967_Sq	6	0,04	(0,02;0,15)
WC_Sq	6	0,05	(0,03;0,20)
<i>Nível de confiança individual = 99,1667%</i>			
Método	Estatística de teste		Valor-p
Bartlett	10,78		0,056

Como o valor-p > 0,05 a hipótese nula não é rejeitada, portanto as variâncias são iguais.

d.8) f_{ab} - fator de remoção de material

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
900_fab	6	0,05	(0,03; 0,19)
938_fab	6	0,05	(0,03; 0,18)
959_fab	6	0,12	(0,06; 0,43)
965_fab	6	0,04	(0,02; 0,14)
967_fab	6	0,02	(0,01; 0,09)
WC_fab	6	0,01	(0,01; 0,05)
<i>Nível de confiança individual = 99,1667%</i>			
Método	Estatística de teste		Valor-p
Bartlett	21,89		0,001

Com o valor-p < 0,05 a hipótese nula é rejeitada, portanto pelo menos uma variância é diferente.

d.9) l_p - largura do risco medida entre picos (*pile up*) do risco: Classe SH

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
SH1_ l_p	6	7,83	(4,35; 26,01)
SH2_ l_p	6	1,02	(0,56; 3,38)
967_ l_p	6	1,62	(0,90; 5,39)
WC_ l_p	6	1,70	(0,95; 5,66)
<i>Nível de confiança individual = 99,1667%</i>			
Método	Estatística de teste		Valor-p
Bartlett	23,73		0,000

Com o valor-p < 0,05 a hipótese nula é rejeitada, portanto pelo menos uma variância é diferente.

d.10) l_r - largura do risco medida no plano de referência: Classes SH

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
SH1_ l_r	6	5,97	(3,31; 19,83)
SH2_ l_r	6	1,77	(0,98; 5,88)
967_ l_r	6	1,64	(0,91; 5,44)
WC_ l_r	6	3,14	(1,74; 10,42)
<i>Nível de confiança individual = 99,1667%</i>			
Método	Estatística de teste		Valor-p
Bartlett	10,23		0,017

Com o valor-p < 0,05 a hipótese nula é rejeitada, portanto pelo menos uma variância é diferente.

d.11) S_p - área de material acima da linha de referência (ombros do *pile up*): Classes SH

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
SH1_ S_p	6	8,72	(4,84; 28,98)
SH2_ S_p	6	2,41	(1,34; 8,02)
967_ S_p	6	2,20	(1,22; 7,32)
WC_ S_p	6	10,56	(5,86; 35,10)
<i>Nível de confiança individual = 99,1667%</i>			
Método	Estatística de teste		Valor-p
Bartlett	14,89		0,002

Com o valor-p < 0,05 a hipótese nula é rejeitada, portanto pelo menos uma variância é diferente.

d.12) S_s - área do sulco: Classes SH

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
SH1_Ss	6	102,84	(57,10; 341,74)
SH2_Ss	6	15,32	(8,50; 50,90)
967_Ss	6	20,83	(11,57; 69,23)
WC_Ss	6	42,54	(23,62; 141,38)
<i>Nível de confiança individual = 99,1667%</i>			
Método	Estatística de teste		Valor-p
Bartlett	18,76		0,000

Com o valor-p < 0,05 a hipótese nula é rejeitada, portanto pelo menos uma variância é diferente.

d.13) p - profundidade máxima do perfil médio: Classes SH

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
SH1_p	6	1,26	(0,70; 4,19)
SH2_p	6	0,87	(0,48; 2,89)
967_p	6	0,18	(0,10; 0,61)
WC_p	6	0,47	(0,26; 1,56)
<i>Nível de confiança individual = 99,1667%</i>			
Método	Estatística de teste		Valor-p
Bartlett	13,84		0,003

Com o valor-p < 0,05 a hipótese nula é rejeitada, portanto pelo menos uma variância é diferente.

d.14) Sa- rugosidade média de uma área: Classes SH

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
SH1_Sa	6	0,16	(0,09; 0,53)
SH2_Sa	6	0,05	(0,03; 0,16)
967_Sa	6	0,08	(0,04; 0,26)
WC_Sa	6	0,07	(0,04; 0,24)
<i>Nível de confiança individual = 99,1667%</i>			
Método	Estatística de teste		Valor-p
Bartlett	7,25		0,064

Como o valor-p > 0,05 a hipótese nula não é rejeitada, portanto as variâncias são iguais.

d.15) Sq – rugosidade desvio médio quadrático de uma área: Classes SH

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
SH1_Sq	6	0,23	(0,13; 0,76)
SH2_Sq	6	0,06	(0,03; 0,20)
967_Sq	6	0,14	(0,08; 0,47)
WC_Sq	6	0,09	(0,05; 0,30)
<i>Nível de confiança individual = 99,1667%</i>			
Método	Estatística de teste		Valor-p
Bartlett	8,63		0,035

Com o valor-p < 0,05 a hipótese nula é rejeitada, portanto pelo menos uma variância é diferente.

d.16) f_{ab} -fator de remoção de material: Classes SH

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
SH1_fab	6	0,03	(0,01; 0,09)
SH2_fab	6	0,01	(0,01; 0,02)
967_fab	6	0,01	(0,01; 0,03)
WC_fab	6	0,04	(0,02; 0,14)
<i>Nível de confiança individual = 99,1667%</i>			
Método	Estatística de teste		Valor-p
Bartlett	15,22		0,002

Com o valor-p < 0,05 a hipótese nula é rejeitada, portanto pelo menos uma variância é diferente.

B.3. Testes simultâneos de Games-Howell e de Tukey

a1) 1 Repetição

lp - Testes Simultâneos de Games-Howell para as Diferenças de Médias

Fator	Valor-T	P valor Ajustado	Fator	Valor-T	P –valor Ajustado
938_lp - 900_lp	9,24	0,000	WC_lp - 938_lp	-12,78	0,000
959_lp - 900_lp	-27,34	0,000	965_lp - 959_lp	23,66	0,000
965_lp - 900_lp	13,27	0,000	967_lp - 959_lp	9,85	0,000
967_lp - 900_lp	-10,41	0,000	WC_lp - 959_lp	12,81	0,000
WC_lp - 900_lp	-12,53	0,000	967_lp - 965_lp	-17,63	0,000
959_lp - 938_lp	-16,47	0,000	WC_lp - 965_lp	-18,25	0,000
965_lp - 938_lp	0,03	1,000	WC_lp - 967_lp	0,34	0,999
967_lp - 938_lp	-12,62	0,000			

lr - Testes Simultâneos de Games-Howell para as Diferenças de Médias

Fator	Valor-T	P –valor Ajustado	Fator	Valor-T	P –valor Ajustado
938_lr - 900_lr	12,57	0,000	WC_lr - 938_lr	-15,05	0,000
959_lr - 900_lr	-14,28	0,000	965_lr - 959_lr	31,73	0,000
965_lr - 900_lr	20,04	0,000	967_lr - 959_lr	7,44	0,000
967_lr - 900_lr	-7,01	0,000	WC_lr - 959_lr	5,66	0,001
WC_lr - 900_lr	-6,29	0,000	967_lr - 965_lr	-25,96	0,000
959_lr - 938_lr	-17,92	0,000	WC_lr - 965_lr	-23,70	0,000
965_lr - 938_lr	-2,25	0,290	WC_lr - 967_lr	-0,40	0,998
967_lr - 938_lr	-15,31	0,000			

Sp- Testes Simultâneos de Games-Howell para as Diferenças de Médias

Fator	Valor-T	P –valor Ajustado	Fator	Valor-T	P –valor Ajustado
938_Sp - 900_Sp	-8,91	0,000	WC_Sp - 938_Sp	3,90	0,013
959_Sp - 900_Sp	-21,85	0,000	965_Sp - 959_Sp	0,68	0,980
965_Sp - 900_Sp	-5,58	0,003	967_Sp - 959_Sp	19,49	0,000
967_Sp - 900_Sp	-7,98	0,000	WC_Sp - 959_Sp	5,59	0,004
WC_Sp - 900_Sp	-3,73	0,032	967_Sp - 965_Sp	3,22	0,085
959_Sp - 938_Sp	-0,21	1,000	WC_Sp - 965_Sp	2,58	0,167
965_Sp - 938_Sp	0,46	0,997	WC_Sp - 967_Sp	-0,24	1,000
967_Sp - 938_Sp	5,64	0,003			

Ss - Testes Simultâneos de Games-Howell para as Diferenças de Médias

Fator	Valor-T	P valor Ajustado	Fator	Valor-T	P –valor Ajustado
938_Ss - 900_Ss	11,35	0,000	WC_Ss - 938_Ss	-12,10	0,000
959_Ss - 900_Ss	-32,79	0,000	965_Ss - 959_Ss	27,91	0,000
965_Ss - 900_Ss	24,79	0,000	967_Ss - 959_Ss	4,44	0,017
967_Ss - 900_Ss	-3,95	0,030	WC_Ss - 959_Ss	-0,17	1,000
WC_Ss - 900_Ss	-4,34	0,020	967_Ss - 965_Ss	-24,75	0,000
959_Ss - 938_Ss	-12,46	0,000	WC_Ss - 965_Ss	-22,60	0,000
965_Ss - 938_Ss	-2,31	0,272	WC_Ss - 967_Ss	-2,14	0,333
967_Ss - 938_Ss	-11,78	0,000			

p - Testes Simultâneos de Games-Howell para as Diferenças de Médias

Fator	Valor-T	P valor Ajustado	Fator	Valor-T	P valor Ajustado
938_p - 900_p	13,69	0,000	WC_p - 938_p	-13,56	0,000
959_p - 900_p	-18,75	0,000	965_p - 959_p	33,39	0,000
965_p - 900_p	29,28	0,000	967_p - 959_p	8,43	0,000
967_p - 900_p	0,85	0,950	WC_p - 959_p	-0,95	0,922
WC_p - 900_p	-3,41	0,068	967_p - 965_p	-25,72	0,000
959_p - 938_p	-15,14	0,000	WC_p - 965_p	-17,87	0,000
965_p - 938_p	-3,40	0,057	WC_p - 967_p	-3,48	0,050
967_p - 938_p	-13,33	0,000			

Sa - Testes Simultâneos de Games-Howell para as Diferenças de Médias

Fator	Valor-T	P-valor Ajustado	Fator	Valor-T	P-valor Ajustado
938_Sa - 900_Sa	10,55	0,000	WC_Sa - 938_Sa	-10,89	0,000
959_Sa - 900_Sa	-1,82	0,483	965_Sa - 959_Sa	23,01	0,000
965_Sa - 900_Sa	20,38	0,000	967_Sa - 959_Sa	3,06	0,069
967_Sa - 900_Sa	0,65	0,985	WC_Sa - 959_Sa	2,09	0,341
WC_Sa - 900_Sa	-0,20	1,000	967_Sa - 965_Sa	-21,76	0,000
959_Sa - 938_Sa	-11,40	0,000	WC_Sa - 965_Sa	-22,50	0,000
965_Sa - 938_Sa	0,44	0,997	WC_Sa - 967_Sa	-1,12	0,867
967_Sa - 938_Sa	-10,58	0,000			

Sq - Testes Simultâneos de Games-Howell para as Diferenças de Médias

Fator	Valor-T	P valor Ajustado	Fator	Valor-T	P valor Ajustado
938_Sq - 900_Sq	10,92	0,000	WC_Sq - 938_Sq	-13,42	0,000
959_Sq - 900_Sq	-5,55	0,001	965_Sq - 959_Sq	35,94	0,000
965_Sq - 900_Sq	19,81	0,000	967_Sq - 959_Sq	5,47	0,001
967_Sq - 900_Sq	-1,49	0,675	WC_Sq - 959_Sq	4,61	0,003
WC_Sq - 900_Sq	-2,57	0,179	967_Sq - 965_Sq	-28,25	0,000
959_Sq - 938_Sq	-15,12	0,000	WC_Sq - 965_Sq	-32,47	0,000
965_Sq - 938_Sq	0,08	1,000	WC_Sq - 967_Sq	-1,38	0,738
967_Sq - 938_Sq	-12,62	0,000			

fab - Testes Simultâneos de Tukey para as Diferenças de Médias

Fator	Valor-T	P valor Ajustado	Fator	Valor-T	P valor Ajustado
938_fab - 900_fab	22,12	0,000	WC_fab - 938_fab	-21,16	0,000
959_fab - 900_fab	9,49	0,000	965_fab - 959_fab	11,33	0,000
965_fab - 900_fab	20,82	0,000	967_fab - 959_fab	-6,54	0,000
967_fab - 900_fab	2,95	0,052	WC_fab - 959_fab	-8,53	0,000
WC_fab - 900_fab	0,96	0,928	967_fab - 965_fab	-17,87	0,000
959_fab - 938_fab	-12,63	0,000	WC_fab - 965_fab	-19,86	0,000
965_fab - 938_fab	-1,30	0,781	WC_fab - 967_fab	-1,99	0,363
967_fab - 938_fab	-19,17	0,000			

a2) 1 Repetição: Classes SH

Ip - Testes Simultâneos de Games-Howell para as Diferenças de Médias

Diferença de Níveis	Valor-T	Valor-P Ajustado
SH2 Ip - SH1 Ip	-0,23	0,995
967 Ip - SH1 Ip	-1,11	0,692
WC Ip - SH1 Ip	-1,07	0,718
967 Ip - SH2 Ip	-1,92	0,283
WC Ip - SH2 Ip	-1,84	0,318
WC Ip - 967 Ip	0,34	0,986

Ir - Testes Simultâneos de Games-Howell para as Diferenças de Médias

Diferença de Níveis	Valor-T	Valor-P Ajustado
SH2 Ir - SH1 Ir	-0,86	0,825
967 Ir - SH1 Ir	0,46	0,965
WC Ir - SH1 Ir	0,40	0,978
967 Ir - SH2 Ir	2,45	0,141
WC Ir - SH2 Ir	2,31	0,169
WC Ir - 967 Ir	-0,40	0,978

Sp - Testes Simultâneos de Games-Howell para as Diferenças de Médias

Diferença de Níveis	Valor-T	Valor-PAjustado
SH2_Sp - SH1_Sp	1,47	0,476
967_Sp - SH1_Sp	-1,76	0,358
WC_Sp - SH1_Sp	-1,75	0,351
967_Sp - SH2_Sp	-3,12	0,055
WC_Sp - SH2_Sp	-3,10	0,052
WC_Sp - 967_Sp	-0,24	0,995

Ss - Testes Simultâneos de Games-Howell para as Diferenças de Médias

Diferença de Níveis	Valor-T	Valor-PAjustado
SH2_Ss - SH1_Ss	-0,32	0,988
967_Ss - SH1_Ss	-2,25	0,189
WC_Ss - SH1_Ss	-2,62	0,110
967_Ss - SH2_Ss	-2,78	0,088
WC_Ss - SH2_Ss	-3,31	0,038
WC_Ss - 967_Ss	-2,14	0,198

p - Testes Simultâneos de Games-Howell para as Diferenças de Médias

Diferença de Níveis	Valor-T	Valor-P Ajustado
SH2_p - SH1_p	-0,66	0,912
967_p - SH1_p	-3,75	0,023
WC_p - SH1_p	-4,69	0,004
967_p - SH2_p	-3,22	0,048
WC_p - SH2_p	-4,27	0,008
WC_p - 967_p	-3,53	0,025

Sa - Testes Simultâneos de Games-Howell para as Diferenças de Médias

Diferença de Níveis	Valor-T	Valor-P Ajustado
SH2_Sa - SH1_Sa	-1,12	0,682
967_Sa - SH1_Sa	-4,81	0,005
WC_Sa - SH1_Sa	-5,04	0,004
967_Sa - SH2_Sa	-4,01	0,015
WC_Sa - SH2_Sa	-4,29	0,010
WC_Sa - 967_Sa	-1,18	0,646

Sq - Testes Simultâneos de Games-Howell para as Diferenças de Médias

Diferença de Níveis	Valor-T	Valor-P Ajustado
SH2_Sq - SH1_Sq	-0,70	0,896
967_Sq - SH1_Sq	-6,95	0,000
WC_Sq - SH1_Sq	-7,34	0,000
967_Sq - SH2_Sq	-5,70	0,002
WC_Sq - SH2_Sq	-6,07	0,001
WC_Sq - 967_Sq	-1,41	0,514

f_{ab} - Testes Simultâneos de Games-Howell para as Diferenças de Médias

Diferença de Níveis	Valor-T	Valor-P Ajustado
SH2_fab - SH1_fab	-0,44	0,970
967_fab - SH1_fab	0,38	0,981
WC_fab - SH1_fab	0,04	1,000
967_fab - SH2_fab	2,30	0,167
WC_fab - SH2_fab	1,37	0,543
WC_fab - 967_fab	-2,05	0,214

b1) 2 Repetições

lp - Testes Simultâneos de Games-Howell para as Diferenças de Médias

Fator	Valor-T	P valor Ajustado	Fator	Valor-T	P valor Ajustado
938_lp - 900_lp	5,58	0,002	WC_lp - 938_lp	-2,76	0,174
959_lp - 900_lp	-11,55	0,000	965_lp - 959_lp	15,34	0,000
965_lp - 900_lp	5,92	0,002	967_lp - 959_lp	31,43	0,000
967_lp - 900_lp	5,97	0,005	WC_lp - 959_lp	27,96	0,000
WC_lp - 900_lp	4,38	0,026	967_lp - 965_lp	-2,59	0,235
959_lp - 938_lp	-19,46	0,000	WC_lp - 965_lp	-3,70	0,068
965_lp - 938_lp	1,54	0,650	WC_lp - 967_lp	-2,74	0,150
967_lp - 938_lp	-1,17	0,839			

lr - Testes Simultâneos de Tukey para as Diferenças de Médias

Fator	Valor-T	P valor Ajustado	Fator	Valor-T	P valor Ajustado
938_lr - 900_lr	4,98	0,000	WC_lr - 938_lr	-1,56	0,630
959_lr - 900_lr	-7,79	0,000	965_lr - 959_lr	15,08	0,000
965_lr - 900_lr	7,29	0,000	967_lr - 959_lr	12,60	0,000
967_lr - 900_lr	4,81	0,001	WC_lr - 959_lr	11,21	0,000
WC_lr - 900_lr	3,42	0,021	967_lr - 965_lr	-2,48	0,163
959_lr - 938_lr	-12,77	0,000	WC_lr - 965_lr	-3,87	0,007
965_lr - 938_lr	2,31	0,222	WC_lr - 967_lr	-1,39	0,731
967_lr - 938_lr	-0,17	1,000			

Sp - Testes Simultâneos de Games-Howell para as Diferenças de Médias

Fator	Valor-T	P valor Ajustado	Fator	Valor-T	P valor Ajustado
938_Sp - 900_Sp	0,50	0,995	WC_Sp - 938_Sp	-3,63	0,065
959_Sp - 900_Sp	-5,85	0,009	965_Sp - 959_Sp	0,74	0,967
965_Sp - 900_Sp	-1,53	0,659	967_Sp - 959_Sp	-1,01	0,903
967_Sp - 900_Sp	-6,28	0,007	WC_Sp - 959_Sp	1,36	0,747
WC_Sp - 900_Sp	-2,72	0,159	967_Sp - 965_Sp	-0,90	0,931
959_Sp - 938_Sp	-11,19	0,000	WC_Sp - 965_Sp	-0,05	1,000
965_Sp - 938_Sp	-1,83	0,518	WC_Sp - 967_Sp	1,68	0,588
967_Sp - 938_Sp	-12,18	0,000			

Ss - Testes Simultâneos de Games-Howell para as Diferenças de Médias

Fator	Valor-T	P valor Ajustado	Fator	Valor-T	P valor Ajustado
938_Ss - 900_Ss	4,67	0,008	WC_Ss - 938_Ss	-0,31	0,999
959_Ss - 900_Ss	-4,90	0,018	965_Ss - 959_Ss	9,51	0,001
965_Ss - 900_Ss	5,94	0,003	967_Ss - 959_Ss	22,91	0,000
967_Ss - 900_Ss	7,58	0,001	WC_Ss - 959_Ss	10,88	0,000
WC_Ss - 900_Ss	4,33	0,014	967_Ss - 965_Ss	-2,06	0,415
959_Ss - 938_Ss	-11,48	0,000	WC_Ss - 965_Ss	-3,03	0,118
965_Ss - 938_Ss	2,83	0,153	WC_Ss - 967_Ss	-2,19	0,341
967_Ss - 938_Ss	1,83	0,503			

p - Testes Simultâneos de Tukey para as Diferenças de Médias

Fator	Valor-T	P-valor Ajustado	Fator	Valor-T	P valor Ajustado
938_p - 900_p	5,21	0,000	WC_p - 938_p	-0,40	0,999
959_p - 900_p	-2,92	0,065	965_p - 959_p	11,69	0,000
965_p - 900_p	8,77	0,000	967_p - 959_p	9,39	0,000
967_p - 900_p	6,46	0,000	WC_p - 959_p	7,74	0,000
WC_p - 900_p	4,81	0,001	967_p - 965_p	-2,31	0,222
959_p - 938_p	-8,13	0,000	WC_p - 965_p	-3,96	0,005
965_p - 938_p	3,56	0,014	WC_p - 967_p	-1,65	0,574
967_p - 938_p	1,25	0,807			

Sa - Testes Simultâneos de Tukey para as Diferenças de Médias

Fator	Valor-T	P valor Ajustado	Fator	Valor-T	P valor Ajustado
938_Sa - 900_Sa	4,50	0,001	WC_Sa - 938_Sa	-1,28	0,796
959_Sa - 900_Sa	-3,80	0,008	965_Sa - 959_Sa	12,06	0,000
965_Sa - 900_Sa	8,26	0,000	967_Sa - 959_Sa	8,50	0,000
967_Sa - 900_Sa	4,70	0,001	WC_Sa - 959_Sa	7,02	0,000
WC_Sa - 900_Sa	3,22	0,033	967_Sa - 965_Sa	-3,56	0,014
959_Sa - 938_Sa	-8,30	0,000	WC_Sa - 965_Sa	-5,04	0,000
965_Sa - 938_Sa	3,77	0,009	WC_Sa - 967_Sa	-1,48	0,678
967_Sa - 938_Sa	0,21	1,000			

Sq - Testes Simultâneos de Tukey para as Diferenças de Médias

Fator	Valor-T	P valor Ajustado	Fator	Valor-T	P valor Ajustado
938_Sq - 900_Sq	4,20	0,003	WC_Sq - 938_Sq	-1,08	0,886
959_Sq - 900_Sq	-3,30	0,027	965_Sq - 959_Sq	10,76	0,000
965_Sq - 900_Sq	7,46	0,000	967_Sq - 959_Sq	7,70	0,000
967_Sq - 900_Sq	4,40	0,002	WC_Sq - 959_Sq	6,42	0,000
WC_Sq - 900_Sq	3,12	0,042	967_Sq - 965_Sq	-3,06	0,048
959_Sq - 938_Sq	-7,50	0,000	WC_Sq - 965_Sq	-4,34	0,002
965_Sq - 938_Sq	3,26	0,030	WC_Sq - 967_Sq	-1,28	0,794
967_Sq - 938_Sq	0,20	1,000			

fab - Testes Simultâneos de Games-Howell para as Diferenças de Médias

Fator	Valor-T	P valor Ajustado	Fator	Valor-T	P valor Ajustado
938_fab - 900_fab	2,77	0,164	WC_fab - 938_fab	2,10	0,366
959_fab - 900_fab	0,53	0,993	965_fab - 959_fab	4,23	0,021
965_fab - 900_fab	4,23	0,016	967_fab - 959_fab	8,19	0,002
967_fab - 900_fab	6,83	0,006	WC_fab - 959_fab	4,12	0,019
WC_fab - 900_fab	4,05	0,022	967_fab - 965_fab	0,53	0,992
959_fab - 938_fab	-2,69	0,166	WC_fab - 965_fab	-0,74	0,971
965_fab - 938_fab	2,53	0,227	WC_fab - 967_fab	-1,90	0,484
967_fab - 938_fab	6,39	0,005			

b2) 2 Repetições: Classes SH

lp - Testes Simultâneos de Games-Howell para as Diferenças de Médias

Diferença de Níveis	Valor-T	Valor-P Ajustado
SH2_lp - SH1_lp	-3,65	0,044
967_lp - SH1_lp	2,21	0,219
WC_lp - SH1_lp	2,95	0,094
967_lp - SH2_lp	13,54	0,000
WC_lp_1 - SH2_lp	17,62	0,000
WC_lp - 967_lp	1,52	0,463

lr - Testes Simultâneos de Games-Howell para as Diferenças de Médias

Diferença de Níveis	Valor-T	Valor-P Ajustado
SH2_lr_1 - SH1_lr_1	-2,91	0,109
967_lr_1 - SH1_lr_1	0,84	0,834
WC_lr_1 - SH1_lr_1	0,83	0,837
967_lr_1 - SH2_lr_1	6,31	0,004
WC_lr_1 - SH2_lr_1	18,07	0,000
WC_lr_1 - 967_lr_1	-0,22	0,996

Sp - Testes Simultâneos de Tukey para as Diferenças de Médias

Diferença de Níveis	Valor-T	Valor-P Ajustado
SH2_Sp - SH1_Sp	-0,15	0,999
967_Sp - SH1_Sp	3,74	0,006
WC_Sp - SH1_Sp	6,24	0,000
967_Sp - SH2_Sp	3,89	0,005
WC_Sp - SH2_Sp	6,39	0,000
WC_Sp - 967_Sp	2,50	0,091

Ss - Testes Simultâneos de Games-Howell para as Diferenças de Médias

Diferença de Níveis	Valor-T	Valor-P Ajustado
SH2_Ss - SH1_Ss	-1,43	0,533
967_Ss - SH1_Ss	-1,37	0,556
WC_Ss - SH1_Ss	-2,06	0,279
967_Ss - SH2_Ss	0,04	1,000
WC_Ss - SH2_Ss	-2,68	0,103
WC_Ss - 967_Ss	-1,89	0,320

p - Testes Simultâneos de Games-Howell para as Diferenças de Médias

Diferença de Níveis	Valor-T	Valor-P Ajustado
SH2_p - SH1_p	-0,75	0,872
967_p - SH1_p	-2,51	0,148
WC_p - SH1_p	-3,68	0,048
967_p - SH2_p	-4,59	0,012
WC_p - SH2_p	-14,41	0,000
WC_p - 967_p	-2,44	0,167

Sa - Testes Simultâneos de Games-Howell para as Diferenças de Médias

Diferença de Níveis	Valor-T	Valor-P Ajustado
SH2_Sa - SH1_Sa	0,53	0,948
967_Sa - SH1_Sa	-1,22	0,642
WC_Sa - SH1_Sa	-1,48	0,511
967_Sa - SH2_Sa	-1,47	0,513
WC_Sa - SH2_Sa	-1,65	0,432
WC_Sa - 967_Sa	-1,70	0,375

Sq - Testes Simultâneos de Games-Howell para as Diferenças de Médias

Diferença de Níveis	Valor-T	Valor-P Ajustado
SH2_Sq - SH1_Sq	0,99	0,757
967_Sq - SH1_Sq	-1,21	0,649
WC_Sq - SH1_Sq	-1,17	0,669
967_Sq - SH2_Sq	-1,59	0,458
WC_Sq - SH2_Sq	-1,57	0,466
WC_Sq - 967_Sq	0,21	0,996

f_{ab} - Testes Simultâneos de Games-Howell para as Diferenças de Médias

Diferença de Níveis	Valor-T	Valor-P Ajustado
SH2_fab - SH1_fab	-0,52	0,951
967_fab - SH1_fab	-1,93	0,290
WC_fab - SH1_fab	-3,85	0,036
967_fab - SH2_fab	-2,23	0,181
WC_fab - SH2_fab	-6,25	0,001
WC_fab - 967_fab	-2,96	0,079

c1) 5 Repetições

I_r - Testes Simultâneos de Tukey para as Diferenças de Médias

Fator	Valor-T	P valor Ajustado	Fator	Valor-T	P valor Ajustado
938_lp - 900_lp	11,25	0,000	WC_lp - 938_lp	-16,79	0,000
959_lp - 900_lp	-13,63	0,000	965_lp - 959_lp	22,85	0,000
965_lp - 900_lp	9,23	0,000	967_lp - 959_lp	7,18	0,000
967_lp - 900_lp	-6,45	0,000	WC_lp - 959_lp	8,08	0,000
WC_lp - 900_lp	-5,54	0,000	967_lp - 965_lp	-15,68	0,000
959_lp - 938_lp	-24,88	0,000	WC_lp - 965_lp	-14,77	0,000
965_lp - 938_lp	-2,02	0,353	WC_lp - 967_lp	0,91	0,942
967_lp - 938_lp	-17,70	0,000			

I_p - Testes Simultâneos de Tukey para as Diferenças de Médias

Fator	Valor-T	P valor Ajustado	Fator	Valor-T	P valor Ajustado
938_lp - 900_lp	12,36	0,000	WC_lp - 938_lp	-16,84	0,000
959_lp - 900_lp	-6,21	0,000	965_lp - 959_lp	17,28	0,000
965_lp - 900_lp	11,07	0,000	967_lp - 959_lp	1,97	0,384
967_lp - 900_lp	-4,24	0,002	WC_lp - 959_lp	1,72	0,528
WC_lp - 900_lp	-4,49	0,001	967_lp - 965_lp	-15,31	0,000
959_lp - 938_lp	-18,57	0,000	WC_lp - 965_lp	-15,55	0,000
965_lp - 938_lp	-1,29	0,789	WC_lp - 967_lp	-0,24	1,000
967_lp - 938_lp	-16,60	0,000			

S_p - Testes Simultâneos de Games-Howell para as Diferenças de Médias

Fator	Valor-T	P valor Ajustado	Fator	Valor-T	P valor Ajustado
938_Sp - 900_Sp	-8,91	0,000	WC_Sp - 938_Sp	3,90	0,013
959_Sp - 900_Sp	-21,85	0,000	965_Sp - 959_Sp	0,68	0,980
965_Sp - 900_Sp	-5,58	0,003	967_Sp - 959_Sp	19,49	0,000
967_Sp - 900_Sp	-7,98	0,000	WC_Sp - 959_Sp	5,59	0,004
WC_Sp - 900_Sp	-3,73	0,032	967_Sp - 965_Sp	3,22	0,085
959_Sp - 938_Sp	-0,21	1,000	WC_Sp - 965_Sp	2,58	0,167
965_Sp - 938_Sp	0,46	0,997	WC_Sp - 967_Sp	-0,24	1,000
967_Sp - 938_Sp	5,64	0,003			

S_s - Testes Simultâneos de Games-Howell para as Diferenças de Médias

Fator	Valor-T	P valor Ajustado	Fator	Valor-T	P valor Ajustado
938_Ss - 900_Ss	11,35	0,000	WC_Ss - 938_Ss	-12,10	0,000
959_Ss - 900_Ss	-32,79	0,000	965_Ss - 959_Ss	27,91	0,000
965_Ss - 900_Ss	24,79	0,000	967_Ss - 959_Ss	4,44	0,017
967_Ss - 900_Ss	-3,95	0,030	WC_Ss - 959_Ss	-0,17	1,000
WC_Ss - 900_Ss	-4,34	0,020	967_Ss - 965_Ss	-24,75	0,000
959_Ss - 938_Ss	-12,46	0,000	WC_Ss - 965_Ss	-22,60	0,000
965_Ss - 938_Ss	-2,31	0,272	WC_Ss - 967_Ss	-2,14	0,333
967_Ss - 938_Ss	-11,78	0,000			

p - Testes Simultâneos de Games-Howell para as Diferenças de Médias

Fator	Valor-T	P valor Ajustado	Fator	Valor-T	P valor Ajustado
938_p - 900_p	13,69	0,000	WC_p - 938_p	-13,56	0,000
959_p - 900_p	-18,75	0,000	965_p - 959_p	33,39	0,000
965_p - 900_p	29,28	0,000	967_p - 959_p	8,43	0,000
967_p - 900_p	0,85	0,950	WC_p - 959_p	-0,95	0,922
WC_p - 900_p	-3,41	0,068	967_p - 965_p	-25,72	0,000
959_p - 938_p	-15,14	0,000	WC_p - 965_p	-17,87	0,000
965_p - 938_p	-3,40	0,057	WC_p - 967_p	-3,45	0,050
967_p - 938_p	-13,33	0,000			

Sa - Testes Simultâneos de Games-Howell para as Diferenças de Médias

Fator	Valor-T	P valor Ajustado	Fator	Valor-T	P valor Ajustado
938_Sa - 900_Sa	10,55	0,000	WC_Sa - 938_Sa	-10,89	0,000
959_Sa - 900_Sa	-1,82	0,483	965_Sa - 959_Sa	23,01	0,000
965_Sa - 900_Sa	20,38	0,000	967_Sa - 959_Sa	3,06	0,069
967_Sa - 900_Sa	0,65	0,985	WC_Sa - 959_Sa	2,09	0,341
WC_Sa - 900_Sa	-0,20	1,000	967_Sa - 965_Sa	-21,76	0,000
959_Sa - 938_Sa	-11,40	0,000	WC_Sa - 965_Sa	-22,50	0,000
965_Sa - 938_Sa	0,44	0,997	WC_Sa - 967_Sa	-1,12	0,867
967_Sa - 938_Sa	-10,58	0,000			

Sq - Testes Simultâneos de Games-Howell para as Diferenças de Médias

Fator	Valor-T	P valor Ajustado	Fator	Valor-T	P valor Ajustado
938_Sq - 900_Sq	10,92	0,000	WC_Sq - 938_Sq	-13,42	0,000
959_Sq - 900_Sq	-5,55	0,001	965_Sq - 959_Sq	35,94	0,000
965_Sq - 900_Sq	19,81	0,000	967_Sq - 959_Sq	5,47	0,001
967_Sq - 900_Sq	-1,49	0,675	WC_Sq - 959_Sq	4,61	0,003
WC_Sq - 900_Sq	-2,57	0,179	967_Sq - 965_Sq	-28,25	0,000
959_Sq - 938_Sq	-15,12	0,000	WC_Sq - 965_Sq	-32,47	0,000
965_Sq - 938_Sq	0,08	1,000	WC_Sq - 967_Sq	-1,38	0,738
967_Sq - 938_Sq	-12,62	0,000			

fab - Testes Simultâneos de Games-Howell para as Diferenças de Médias

Fator	Valor-T	P valor Ajustado	Fator	Valor-T	P valor Ajustado
938_fab - 900_fab	21,90	0,000	WC_fab - 938_fab	-19,02	0,000
959_fab - 900_fab	14,17	0,000	965_fab - 959_fab	11,07	0,000
965_fab - 900_fab	18,27	0,000	967_fab - 959_fab	-9,59	0,000
967_fab - 900_fab	3,49	0,030	WC_fab - 959_fab	-10,46	0,000
WC_fab - 900_fab	1,00	0,910	967_fab - 965_fab	-15,58	0,000
959_fab - 938_fab	-14,41	0,000	WC_fab - 965_fab	-16,13	0,000
965_fab - 938_fab	-1,03	0,902	WC_fab - 967_fab	-2,06	0,356
967_fab - 938_fab	-18,83	0,000			

c2) 5 Repetições: Classes SH

I_r - Testes Simultâneos de Tukey para as Diferenças de Médias

Diferença de Níveis	Valor-T	Valor-P Ajustado
SH2_I _p - SH1_I _p	2,56	0,080
967_I _p - SH1_I _p	-2,73	0,058
WC_I _p - SH1_I _p	-1,64	0,378
967_I _p - SH2_I _p	-5,29	0,000
WC_I _p - SH2_I _p	-4,21	0,002
WC_I _p - 967_I _p	1,08	0,703

I_p - Testes Simultâneos de Tukey para as Diferenças de Médias

Diferença de Níveis	Valor-T	Valor-P Ajustado
SH2_I _r - SH1_I _r	2,18	0,164
967_I _r - SH1_I _r	-8,54	0,000
WC_I _r - SH1_I _r	-8,70	0,000
967_I _r - SH2_I _r	-10,71	0,000
WC_I _r - SH2_I _r	-10,88	0,000
WC_I _r - 967_I _r	-0,16	0,998

S_p - Testes Simultâneos de Games-Howell para as Diferenças de Médias

Diferença de Níveis	Valor-T	Valor-P Ajustado
SH2_Sp - SH1_Sp	0,47	0,963
967_Sp - SH1_Sp	5,12	0,006
WC_Sp - SH1_Sp	9,06	0,000
967_Sp - SH2_Sp	10,52	0,000
WC_Sp - SH2_Sp	16,14	0,000
WC_Sp - 967_Sp	6,69	0,000

S_s - Testes Simultâneos de Games-Howell para as Diferenças de Médias

Diferença de Níveis	Valor-T	Valor-P Ajustado
SH2_Ss - SH1_Ss	0,48	0,962
967_Ss - SH1_Ss	-5,31	0,007
WC_Ss - SH1_Ss	-5,82	0,006
967_Ss - SH2_Ss	-8,26	0,000
WC_Ss - SH2_Ss	-9,37	0,000
WC_Ss - 967_Ss	-0,79	0,857

p - Testes Simultâneos de Games-Howell para as Diferenças de Médias

Diferença de Níveis	Valor-T	Valor-P Ajustado
SH2_p - SH1_p	-0,63	0,921
967_p - SH1_p	-2,66	0,110
WC_p - SH1_p	-2,86	0,106
967_p - SH2_p	-1,30	0,591
WC_p - SH2_p	-1,33	0,582
WC_p - 967_p	0,10	1,000

S_a - Testes Simultâneos de Tukey para as Diferenças de Médias

Diferença de Níveis	Valor-T	Valor-P Ajustado
SH2_Sa - SH1_Sa	1,19	0,639
967_Sa - SH1_Sa	-6,19	0,000
WC_Sa - SH1_Sa	-6,26	0,000
967_Sa - SH2_Sa	-7,39	0,000
WC_Sa - SH2_Sa	-7,45	0,000
WC_Sa - 967_Sa	-0,07	1,000

S_q - Testes Simultâneos de Tukey para as Diferenças de Médias

Diferença de Níveis	Valor-T	Valor-P Ajustado
SH2_Sq - SH1_Sq	0,85	0,828
967_Sq - SH1_Sq	-6,23	0,000
WC_Sq - SH1_Sq	-5,75	0,000
967_Sq - SH2_Sq	-7,09	0,000
WC_Sq - SH2_Sq	-6,60	0,000
WC_Sq - 967_Sq	0,48	0,962

f_{ab} - Testes Simultâneos de Games-Howell para as Diferenças de Médias

Diferença de Níveis	Valor-T	Valor-P Ajustado
SH2_fab - SH1_fab	0,10	1,000
967_fab - SH1_fab	-5,57	0,002
WC_fab - SH1_fab	-10,11	0,000
967_fab - SH2_fab	-10,36	0,000
WC_fab - SH2_fab	-26,22	0,000
WC_fab - 967_fab	-5,74	0,002

d1) 10 Repetições

lp - Testes Simultâneos de Games-Howell para as Diferenças de Médias

Fator	Valor-T	P valor Ajustado	Fator	Valor-T	P valor Ajustado
938_lp - 900_lp	8,71	0,000	WC_lp - 938_lp	-9,44	0,000
959_lp - 900_lp	-10,19	0,001	965_lp - 959_lp	12,90	0,000
965_lp - 900_lp	5,80	0,003	967_lp - 959_lp	14,34	0,000
967_lp - 900_lp	0,40	0,998	WC_lp - 959_lp	18,56	0,000
WC_lp - 900_lp	1,59	0,623	967_lp - 965_lp	-5,94	0,005
959_lp - 938_lp	-27,77	0,000	WC_lp - 965_lp	-5,31	0,012
965_lp - 938_lp	0,34	0,999	WC_lp - 967_lp	1,45	0,699
967_lp - 938_lp	-10,08	0,000			

lr - Testes Simultâneos de Tukey para as Diferenças de Médias

Fator	Valor-T	P valor Ajustado	Fator	Valor-T	P valor Ajustado
938_lr - 900_lr	12,83	0,000	WC_lr - 938_lr	-11,09	0,000
959_lr - 900_lr	-10,21	0,000	965_lr - 959_lr	25,10	0,000
965_lr - 900_lr	14,90	0,000	967_lr - 959_lr	12,14	0,000
967_lr - 900_lr	1,93	0,404	WC_lr - 959_lr	11,94	0,000
WC_lr - 900_lr	1,74	0,518	967_lr - 965_lr	-12,97	0,000
959_lr - 938_lr	-23,03	0,000	WC_lr - 965_lr	-13,16	0,000
965_lr - 938_lr	2,07	0,330	WC_lr - 967_lr	-0,19	1,000
967_lr - 938_lr	-10,90	0,000			

Sp - Testes Simultâneos de Tukey para as Diferenças de Médias

Fator	Valor-T	P valor Ajustado	Fator	Valor-T	P valor Ajustado
938_Sp - 900_Sp	0,51	0,995	WC_Sp - 938_Sp	-2,65	0,115
959_Sp - 900_Sp	-2,46	0,168	965_Sp - 959_Sp	-5,21	0,000
965_Sp - 900_Sp	-7,67	0,000	967_Sp - 959_Sp	-2,95	0,061
967_Sp - 900_Sp	-5,41	0,000	WC_Sp - 959_Sp	0,32	1,000
WC_Sp - 900_Sp	-2,14	0,294	967_Sp - 965_Sp	2,26	0,242
959_Sp - 938_Sp	-2,97	0,058	WC_Sp - 965_Sp	5,53	0,000
965_Sp - 938_Sp	-8,18	0,000	WC_Sp - 967_Sp	3,27	0,029
967_Sp - 938_Sp	-5,93	0,000			

Ss - Testes Simultâneos de Games-Howell para as Diferenças de Médias

Fator	Valor-T	P -valor Ajustado	Fator	Valor-T	P -valor Ajustado
938_Ss - 900_Ss	14,10	0,000	WC_Ss - 938_Ss	-6,71	0,003
959_Ss - 900_Ss	-14,64	0,000	965_Ss - 959_Ss	11,49	0,001
965_Ss - 900_Ss	8,50	0,002	967_Ss - 959_Ss	23,46	0,000
967_Ss - 900_Ss	11,75	0,000	WC_Ss - 959_Ss	33,69	0,000
WC_Ss - 900_Ss	14,92	0,000	967_Ss - 965_Ss	-4,89	0,023
959_Ss - 938_Ss	-21,53	0,000	WC_Ss - 965_Ss	-5,22	0,020
965_Ss - 938_Ss	2,15	0,366	WC_Ss - 967_Ss	-0,79	0,962
967_Ss - 938_Ss	-5,60	0,004			

p - Testes Simultâneos de Games-Howell para as Diferenças de Médias

Fator	Valor-T	P valor Ajustado	Fator	Valor-T	P valor Ajustado
938_p - 900_p	11,11	0,000	WC_p - 938_p	-2,97	0,144
959_p - 900_p	-9,60	0,000	965_p - 959_p	11,74	0,000
965_p - 900_p	7,75	0,002	967_p - 959_p	21,53	0,000
967_p - 900_p	9,83	0,000	WC_p - 959_p	33,01	0,000
WC_p - 900_p	12,60	0,000	967_p - 965_p	-3,22	0,111
959_p - 938_p	-20,58	0,000	967_p - 965_p	-3,22	0,111
965_p - 938_p	1,78	0,528	WC_p - 967_p	0,10	1,000
967_p - 938_p	-2,58	0,192			

Sa - Testes Simultâneos de Tukey para as Diferenças de Médias

Fator	Valor-T	P valor Ajustado	Fator	Valor-T	P valor Ajustado
938_Sa - 900_Sa	10,26	0,000	WC_Sa - 938_Sa	-5,46	0,000
959_Sa - 900_Sa	-3,73	0,009	965_Sa - 959_Sa	16,85	0,000
965_Sa - 900_Sa	13,12	0,000	967_Sa - 959_Sa	8,63	0,000
967_Sa - 900_Sa	4,89	0,000	WC_Sa - 959_Sa	8,53	0,000
WC_Sa - 900_Sa	4,80	0,001	967_Sa - 965_Sa	-8,22	0,000
959_Sa - 938_Sa	-13,99	0,000	WC_Sa - 965_Sa	-8,32	0,000
965_Sa - 938_Sa	2,85	0,076	WC_Sa - 967_Sa	-0,09	1,000
967_Sa - 938_Sa	-5,37	0,000			

Sq - Testes Simultâneos de Tukey para as Diferenças de Médias

Fator	Valor-T	P valor Ajustado	Fator	Valor-T	P valor Ajustado
938_Sq - 900_Sq	9,92	0,000	WC_Sq - 938_Sq	-4,81	0,001
959_Sq - 900_Sq	-4,12	0,003	965_Sq - 959_Sq	14,90	0,000
965_Sq - 900_Sq	10,78	0,000	967_Sq - 959_Sq	8,69	0,000
967_Sq - 900_Sq	4,57	0,001	WC_Sq - 959_Sq	9,23	0,000
WC_Sq - 900_Sq	5,10	0,000	967_Sq - 965_Sq	-6,20	0,000
959_Sq - 938_Sq	-14,04	0,000	WC_Sq - 965_Sq	-5,67	0,000
965_Sq - 938_Sq	0,86	0,953	WC_Sq - 967_Sq	0,53	0,994
967_Sq - 938_Sq	-5,34	0,000			

fab - Testes Simultâneos de Games-Howell para as Diferenças de Médias

Fator	Valor-T	P valor Ajustado	Fator	Valor-T	P valor Ajustado
938_fab - 900_fab	7,64	0,000	WC_fab - 938_fab	-0,97	0,912
959_fab - 900_fab	-4,67	0,019	965_fab - 959_fab	12,12	0,000
965_fab - 900_fab	13,78	0,000	967_fab - 959_fab	10,51	0,001
967_fab - 900_fab	11,44	0,000	WC_fab - 959_fab	9,24	0,002
WC_fab - 900_fab	9,11	0,001	967_fab - 965_fab	-5,11	0,007
959_fab - 938_fab	-9,00	0,001	WC_fab - 965_fab	-9,72	0,000
965_fab - 938_fab	5,77	0,002	WC_fab - 967_fab	-5,84	0,004
967_fab - 938_fab	2,22	0,328			

d2) 10 Repetições: Classes SH

Ip - Testes Simultâneos de Games-Howell para as Diferenças de Médias

Diferença de Níveis	Valor-T	Valor-P Ajustado
SH2_ip - SH1_ip	-0,94	0,788
967_ip - SH1_ip	-0,39	0,978
WC_ip - SH1_ip	-1,19	0,655
967_ip - SH2_ip	2,24	0,189
WC_ip - SH2_ip	-1,09	0,705
WC_ip - 967_ip	-2,74	0,083

Ir - T Testes Simultâneos de Games-Howell para as Diferenças de Médias

Diferença de Níveis	Valor-T	Valor-P Ajustado
SH2_lr - SH1_lr	-2,87	0,102
967_lr - SH1_lr	-1,85	0,343
WC_lr - SH1_lr	-2,53	0,134
967_lr - SH2_lr	2,67	0,092
WC_lr - SH2_lr	0,23	0,995
WC_lr - 967_lr	-1,58	0,440

Sp - Testes Simultâneos de Games-Howell para as Diferenças de Médias

Diferença de Níveis	Valor-T	Valor-P Ajustado
SH2_Sp - SH1_Sp	0,01	1,000
967_Sp - SH1_Sp	1,84	0,345
WC_Sp - SH1_Sp	2,54	0,116
967_Sp - SH2_Sp	5,04	0,002
WC_Sp - SH2_Sp	3,20	0,074
WC_Sp - 967_Sp	1,68	0,413

Ss - Testes Simultâneos de Games-Howell para as Diferenças de Médias

Diferença de Níveis	Valor-T	Valor-P Ajustado
SH2_Ss - SH1_Ss	-1,31	0,593
967_Ss - SH1_Ss	-1,10	0,702
WC_Ss - SH1_Ss	-1,97	0,286
967_Ss - SH2_Ss	0,79	0,856
WC_Ss - SH2_Ss	-1,85	0,337
WC_Ss - 967_Ss	-2,19	0,211

p - Testes Simultâneos de Games-Howell para as Diferenças de Médias

Diferença de Níveis	Valor-T	Valor-P Ajustado
SH2_p - SH1_p	-0,89	0,810
967_p - SH1_p	-0,39	0,979
WC_p - SH1_p	-1,26	0,613
967_p - SH2_p	0,98	0,764
WC_p - SH2_p	-0,34	0,985
WC_p - 967_p	-2,40	0,171

Sa - Testes Simultâneos de Tukey para as Diferenças de Médias

Diferença de Níveis	Valor-T	Valor-P Ajustado
SH2_Sa - SH1_Sa	-3,43	0,013
967_Sa - SH1_Sa	-3,52	0,011
WC_Sa - SH1_Sa	-4,99	0,000
967_Sa - SH2_Sa	-0,09	1,000
WC_Sa - SH2_Sa	-1,56	0,423
WC_Sa - 967_Sa	-1,47	0,474

Sq - Testes Simultâneos de Games-Howell para as Diferenças de Médias

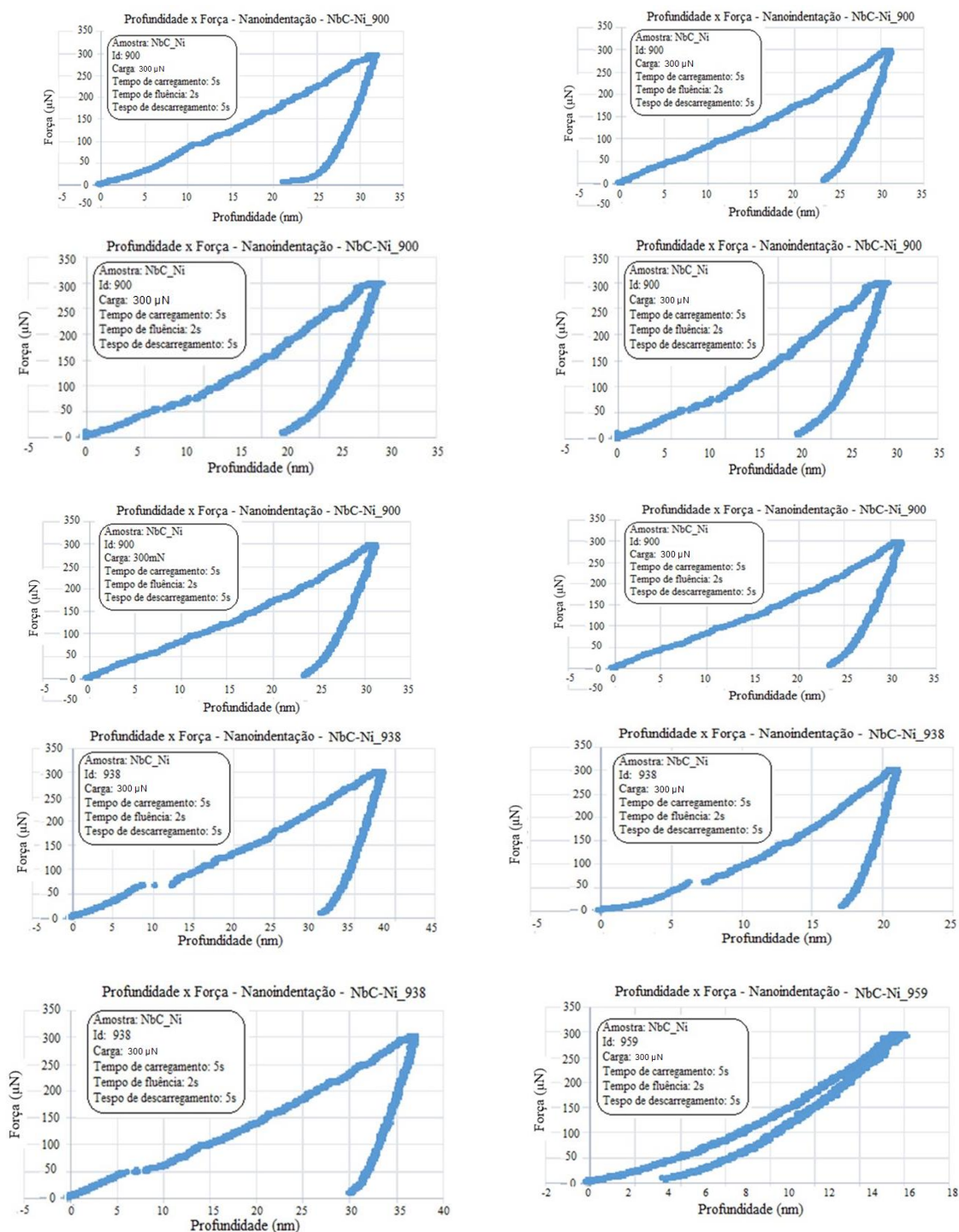
Diferença de Níveis	Valor-T	Valor-P Ajustado
SH2_Sq - SH1_Sq	-3,18	0,074
967_Sq - SH1_Sq	-2,06	0,243
WC_Sq - SH1_Sq	-3,49	0,043
967_Sq - SH2_Sq	1,31	0,588
WC_Sq - SH2_Sq	-1,02	0,743
WC_Sq - 967_Sq	-1,85	0,315

f_{ab} - Testes Simultâneos de Games-Howell para as Diferenças de Médias

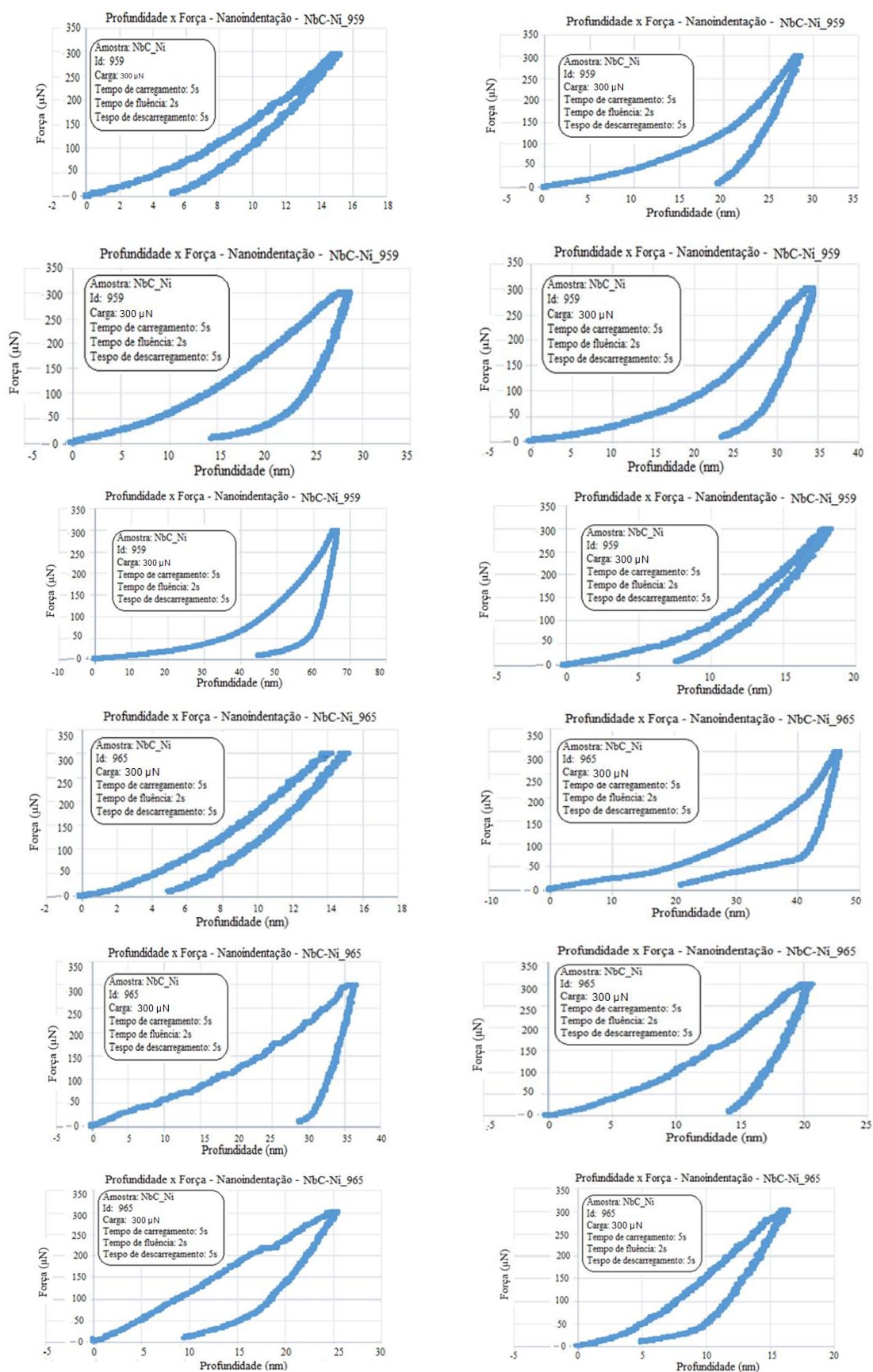
Diferença de Níveis	Valor-T	Valor-P Ajustado
SH2_fab - SH1_fab	-0,57	0,939
967_fab - SH1_fab	-1,66	0,416
WC_fab - SH1_fab	-2,60	0,111
967_fab - SH2_fab	-2,64	0,101
WC_fab - SH2_fab	-2,69	0,136
WC_fab - 967_fab	-1,90	0,326

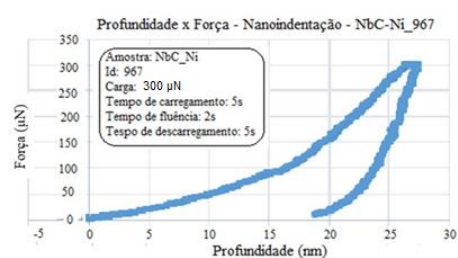
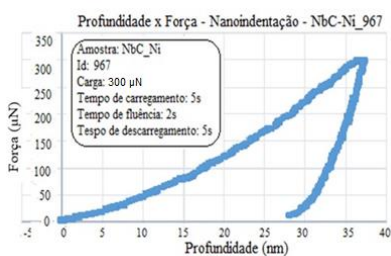
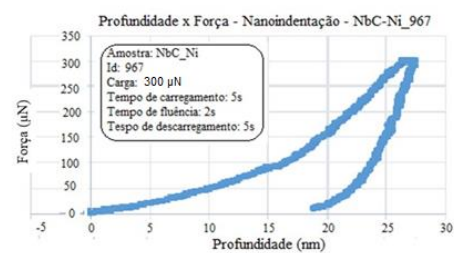
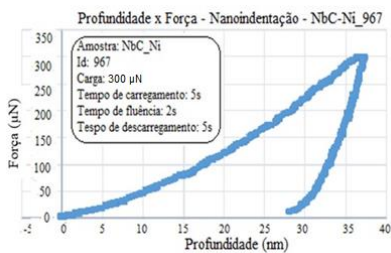
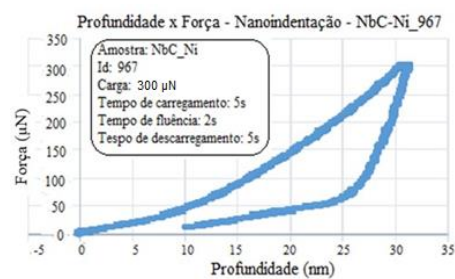
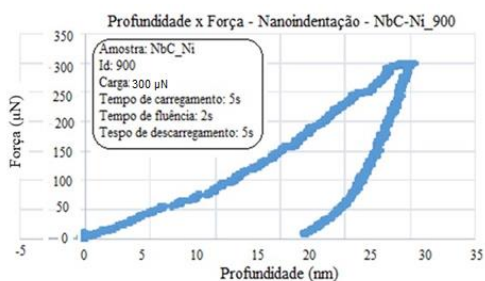
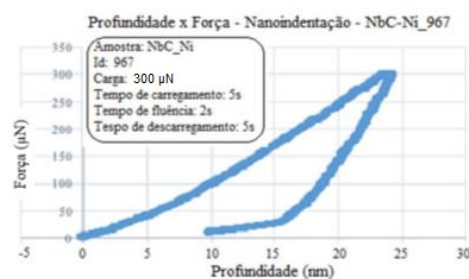
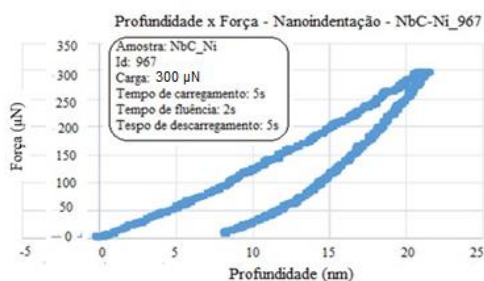
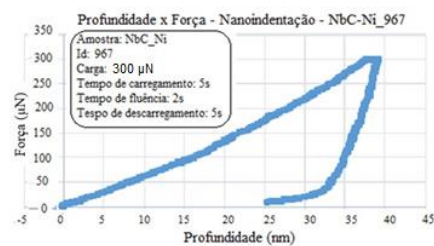
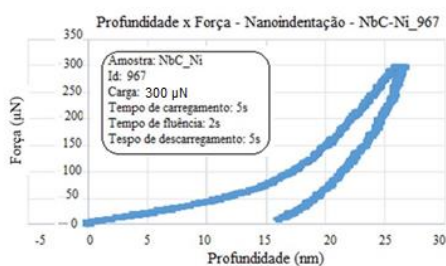
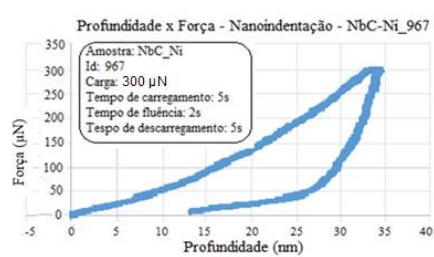
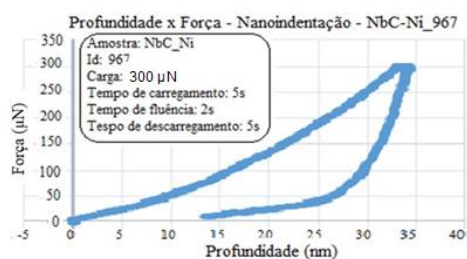
APÊNDICE C - PLASTICIDADE DO LIGANTE: NANO ENDENTAÇÃO

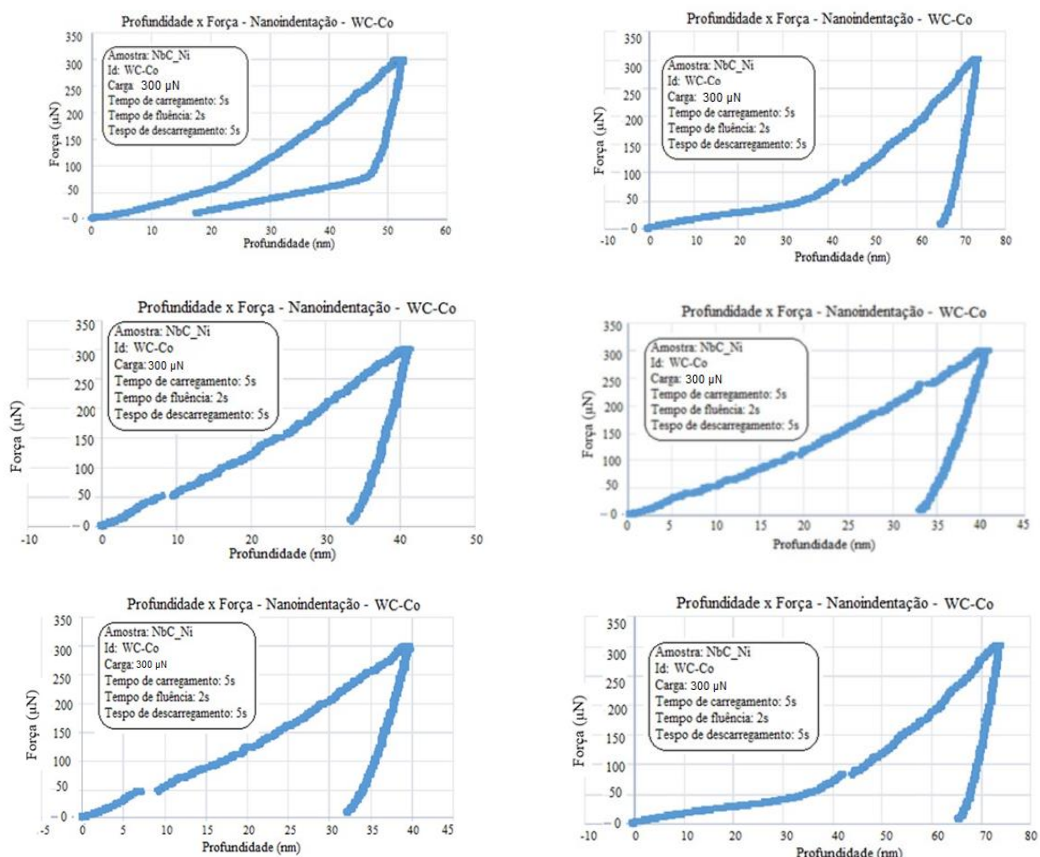
C.1. Gráficos profundidade vs força – ensaios de nano endentação para as classes de NbC-Ni e referência de WC-Co



Fonte: Autor

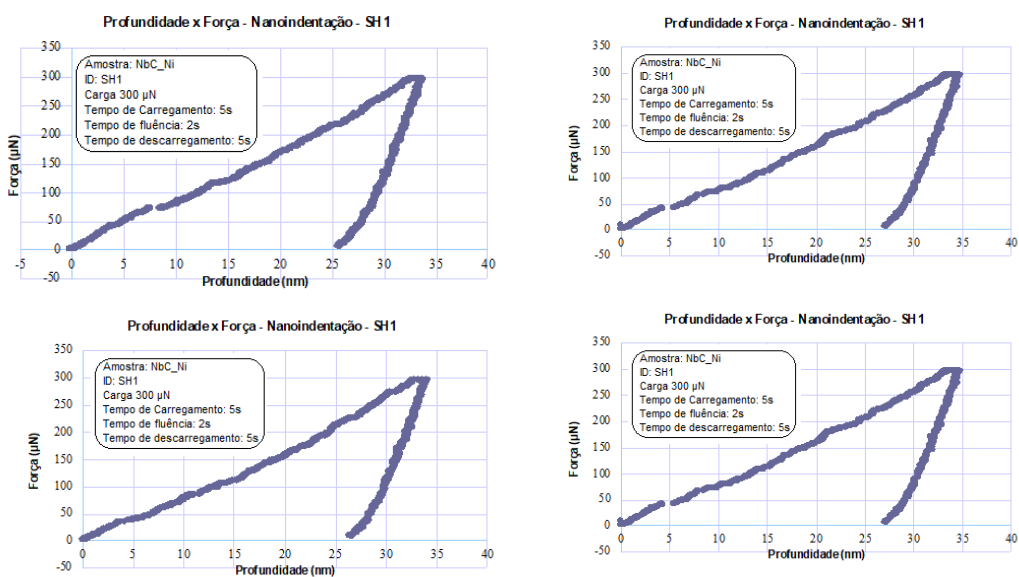




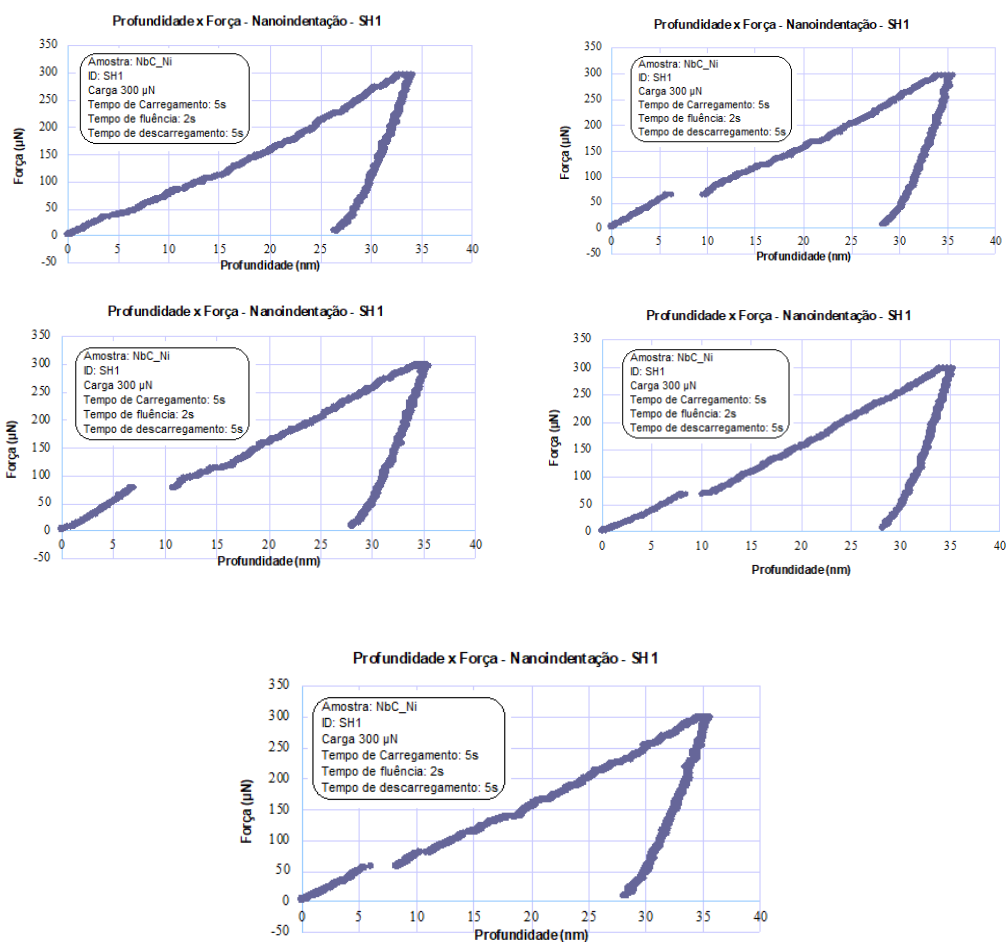


Fonte: Autor

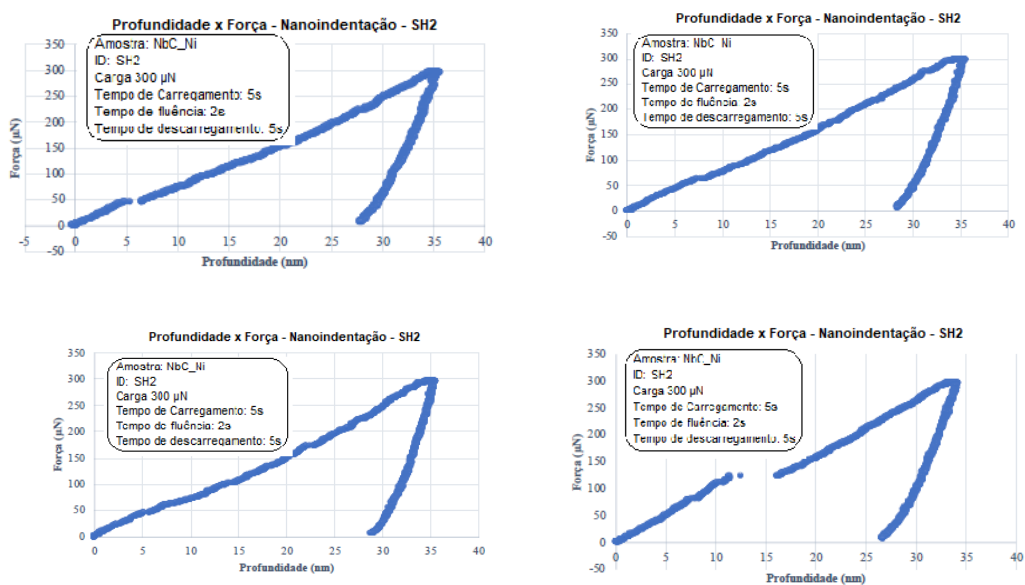
C.2. Gráficos profundidade vs força – ensaios de nano endentação para as classes SH1 e SH2

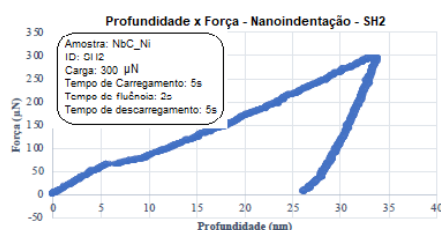
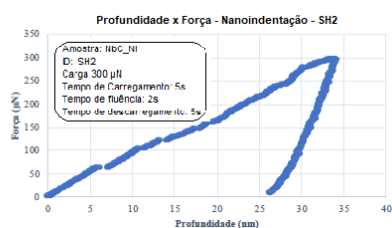


Fonte: Autor



Fonte: Autor





Fonte: Autor

C.3. Ensaio de nano endentação: médias e desvios padrão

C.3.1 Classes NbC_Ni e WC-Co referência

Pmax (μN)					S (μN/nm)				
Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%	Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%
NbC_900	10	294,92	0,88	(294,29; 295,55)	NbC_900	10	64,87	4,96	(60,07; 69,67)
NbC_938	10	297,55	0,31	(297,33; 297,77)	NbC_938	10	55,66	7,25	(50,86; 60,46)
NbC_959	10	296,26	2,09	(294,76; 297,76)	NbC_959	10	46,18	7,34	(41,38; 50,98)
NbC_965	10	298,02	0,06	(297,9; 298,06)	NbC_965	10	65,85	11,03	(61,05; 70,65)
NbC_967	10	296,76	1,07	(295,99; 297,52)	NbC_967	10	53,06	7,96	(48,26; 57,86)
WC-Co	10	298,04	0,05	(298,00; 298,08)	WC-Co	10	56,84	5,25	(52,04; 61,64)

hmax (nm)					Er (GPa)				
Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%	Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%
NbC_900	10	31,14	4,78	(26,91; 35,37)	NbC_900	10	239,59	22,42	(223,05; 256,13)
NbC_938	10	38,71	3,75	(34,48; 42,94)	NbC_938	10	248,78	22,25	(232,24; 265,32)
NbC_959	10	29,01	7,39	(24,78; 33,24)	NbC_959	10	266,19	30,99	(249,65; 282,73)
NbC_965	10	36,72	8,10	(32,49; 40,95)	NbC_965	10	298,50	35,3	(282,00; 315,10)
NbC_967	10	33,74	7,64	(29,51; 37,97)	NbC_967	10	211,75	26,80	(195,21; 228,29)
WC-Co	10	41,84	7,18	(37,61; 46,07)	WC-Co	10	179,21	12,64	(162,67; 195,75)

Hf (nm)					H (GPa)				
Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%	Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%
NbC_900	10	24,67	4,86	(20,60; 28,74)	NbC_900	10	5,876	0,817	(5,29; 6,46)
NbC_938	10	31,76	5,94	(27,69; 35,83)	NbC_938	10	3,9330	0,2625	(3,74; 4,12)
NbC_959	10	15,57	6,11	(11,50; 19,64)	NbC_959	10	5,927	1,616	(4,77; 7,08)
NbC_965	10	28,62	6,87	(24,55; 32,69)	NbC_965	10	4,128	0,639	(3,67; 4,58)
NbC_967	10	28,88	9,12	(24,81; 32,95)	NbC_967	10	4,700	0,743	(4,17; 5,23)
WC-Co	10	32,75	4,62	(28,68; 36,82)	WC-Co	10	4,2550	0,2238	(4,09; 4,41)

E (GPa)				
Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%
NbC_900	10	274,50	32,60	(251,20; 297,80)
NbC_938	10	287,90	31,59	(265,30; 310,50)
NbC_959	10	314,80	46,60	(281,50; 348,10)
NbC_965	10	367,00	59,60	(324,40; 409,70)
NbC_967	10	235,70	35,90	(210,00; 261,40)
WC-Co	10	192,20	16,04	(180,73; 203,67)

C.3.2 Classes SH1 e SH1

P _{max} (μN)					S (μN/mm)				
Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%	Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%
SH1	10	296,23	0,47	(295,89; 296,56)	SH1	10	57,80	4,49	(53,86; 61,75)
SH2	8	294,89	0,66	(294,33; 295,45)	SH2	8	58,46	6,35	(54,05; 62,87)

h _{max} (nm)					E _r (GPa)				
Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%	Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%
SH1	10	34,86	0,68	(34,37; 35,35)	SH1	10	210,47	14,14	(198,44; 222,50)
SH2	8	34,99	0,70	(34,40; 35,58)	SH2	8	209,43	17,77	(195,98; 222,88)

h _f (nm)					H (GPa)				
Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%	Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%
SH1	10	27,17	0,73	(26,64; 27,69)	SH1	10	5,03	0,18	(4,90; 5,16)
SH2	8	27,08	0,79	(26,42; 27,75)	SH2	8	4,97	0,21	(4,80; 5,15)

E (GPa)				
Fator	N	Média	DesvPad	IC de 95%
SH1	10	233,28	19,39	(217,10; 249,46)
SH2	8	232,01	24,58	(213,92; 250,11)

C.4. Teste de homogeneidade das variâncias: Método de Barlett

C.4.1 Classes NbC₁ Ni e WC-Co referência

Hipótese nula	Todas as variâncias são iguais
Hipótese alternativa	No mínimo uma variância é diferente
Nível de significância	α = 0,05

a) P_{max} (μN)

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
900	10	0,87	(0,53; 2,03)
938	10	0,33	(0,20; 0,78)
959	10	2,10	(1,28; 4,90)
965	10	0,05	(0,03; 0,12)
967	10	1,07	(0,65; 2,50)
WC	10	0,04	(0,02; 0,09)

Nível de confiança individual = 99,167%

Método	Estatística de teste	Valor-p
Bartlett	117,43	0,000

Com o valor-p < 0,05 a hipótese nula é rejeitada, portanto pelo menos uma variância é diferente.

b) S (μN/nm)

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
900	10	4,96	(3,03; 11,58)
938	10	7,25	(4,43; 16,92)
959	10	7,33	(4,48; 17,11)
965	10	11,02	(6,74; 25,72)
967	10	7,96	(4,87; 18,57)
WC	10	5,23	(3,20; 12,120)

Nível de confiança individual = 99,167%

Método	Estatística de teste	Valor-p
Bartlett	7,52	0,185

Como o valor-p > 0,05 a hipótese nula não é rejeitada, portanto as variâncias são iguais

c) $h_{\max}(\text{nm})$

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
900	10	4,76	(2,91;11,10)
938	10	3,74	(2,29; 8,73)
959	10	7,40	(4,52;17,25)
965	10	8,08	(4,94;18,85)
967	10	7,65	(4,67;17,84)
WC	10	7,19	(4,39;16,76)
Nível de confiança individual = 99,167%			
Método	Estatística de teste	Valor-p	
Bartlett	7,03	0,219	

Como o valor-p > 0,05 a hipótese nula não é rejeitada, portanto as variâncias são iguais.

d) $E_r(\text{GPa})$

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
900	10	22,42	(13,71; 52,31)
938	10	22,24	(13,60; 51,89)
959	10	30,99	(18,94; 72,29)
965	10	35,34	(21,60; 82,43)
967	10	26,80	(16,38; 62,51)
WC	10	12,64	(7,73; 29,49)
Nível de confiança individual = 99,167%			
Método	Estatística de teste	Valor-p	
Bartlett	9,20	0,101	

Como o valor-p > 0,05 a hipótese nula não é rejeitada, portanto as variâncias são iguais.

e) $h_f(\text{nm})$

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
900	10	4,86	(2,97; 11,34)
938	10	5,932	(3,63; 13,84)
959	10	6,10	(3,73; 14,22)
965	10	6,87	(4,20; 16,02)
967	10	9,12	(5,58; 21,28)
WC	10	4,62	(2,82; 10,77)
Nível de confiança individual = 99,167%			
Método	Estatística de teste	Valor-p	
Bartlett	5,61	0,346	

Como o valor-p > 0,05 a hipótese nula não é rejeitada, portanto as variâncias são iguais.

f) **H (GPa)**

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
NbC_900	10	0,82	(0,50; 1,90)
NbC_938	10	0,26	(0,16; 0,61)
NbC_959	10	1,62	(0,99; 3,77)
NbC_965	10	0,64	(0,39; 1,49)
NbC_967	10	0,74	(0,45; 1,73)
WC-Co	10	0,22	(0,14; 0,52)
Nível de confiança individual = 99,167%			
Método	Estatística de teste		Valor-p
Bartlett	40,53		0,000

Com o valor- $p < 0,05$ a hipótese nula é rejeitada, então pelo menos uma variância é diferente.g) **E (GPa)**

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
900	10	32,6	(19,9; 76,0)
938	10	31,6	(19,3; 73,7)
959	10	46,6	(28,5; 108,6)
965	10	59,6	(36,4; 139,0)
967	10	35,939	(22,0; 83,8)
WC	10	16,024	(9,8; 37,4)
Nível de confiança individual = 99,167%			
Método	Estatística de teste		Valor-p
Bartlett	14,24		0,014

Com o valor- $p < 0,05$ a hipótese nula é rejeitada, portanto pelo menos uma variância é diferente.**C.4.2 Classes SH1 e SH2 e referências NbC_Ni_967 e WC-Co**

Hipótese nula	Todas as variâncias são iguais
Hipótese alternativa	No mínimo uma variância é diferente
Nível de significância	$\alpha = 0,05$

a) **Pmax (μN)**

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
SH1	10	0,47	(0,29; 1,0)
SH2	8	0,67	(0,40; 1,71)
NbC_967	10	1,07	(0,67; 2,36)
WC-Co	10	0,05	(0,03; 0,11)
Nível de confiança individual = 99,167%			
Método	Estatística de teste		Valor-p
Bartlett	42,46		0,000

Com o valor- $p < 0,05$ a hipótese nula é rejeitada, portanto pelo menos uma variância é diferente.

b) S ($\mu\text{N/nm}$)

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
SH1	10	4,49	(2,81; 9,92)
SH2	8	6,35	(3,79; 16,30)
NbC_967	10	7,96	(4,98; 17,61)
WC-Co	10	5,25	(3,28; 11,60)

Nível de confiança individual = 99,167%

Método	Estatística de teste	Valor-p
Bartlett	3,17	0,366

Como o valor-p > 0,05 a hipótese nula não é rejeitada, portanto as variâncias são iguais.

c) h_{max} (nm)

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
SH1	10	0,68	(0,43; 1,51)
SH2	8	0,70	(0,42; 1,81)
NbC_967	10	7,64	(4,78; 16,89)
WC-Co	10	7,18	(4,49; 15,88)

Nível de confiança individual = 99,167%

Método	Estatística de teste	Valor-p
Bartlett	51,92	0,000

d) E_r (GPa)

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
SH1	10	14,14	(8,85; 31,27)
SH2	8	17,77	(10,59; 45,60)
NbC_967	10	26,80	(16,78; 59,28)
WC-Co	10	12,64	(7,91; 27,95)

Nível de confiança individual = 99,167%

Método	Estatística de teste	Valor-p
Bartlett	6,08	0,108

Como o valor-p > 0,05 a hipótese nula não é rejeitada, portanto as variâncias são iguais.

e) h_f (nm)

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
SH1	10	0,73	(0,46; 1,62)
SH2	8	0,79	(0,47; 2,03)
NbC_967	10	9,12	(5,71; 20,17)
WC-Co	10	4,62	(2,89; 10,21)

Nível de confiança individual = 99,167%

Método	Estatística de teste	Valor-p
Bartlett	52,17	0,000

Com o valor-p < 0,05 a hipótese nula é rejeitada, portanto pelo menos uma variância é diferente.

f) H (GPa)

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
SH1	10	0,18	(0,11; 0,39)
SH2	8	0,21	(0,13; 0,55)
NbC_967	10	0,74	(0,46; 1,64)
WC-Co	10	0,22	(0,14; 0,49)

Nível de confiança individual = 99,167%

Método	Estatística de teste	Valor-p
Bartlett	25,02	0,000

Com o valor-p < 0,05 a hipótese nula é rejeitada, portanto pelo menos uma variância é diferente.

g) **E (GPa)**

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
SH1	10	19,39	(12,14; 42,89)
SH2	8	24,58	(14,65; 63,09)
NbC_967	10	35,94	(22,49; 79,49)
WC-Co	10	16,03	(10,04; 35,46)

Nível de confiança individual = 99,167%

Método	Estatística de teste	Valor-p
Bartlett	6,43	0,092

Como o valor-p > 0,05 a hipótese nula não é rejeitada, portanto as variâncias são iguais.

C.5. Parâmetros de plasticidade: Teste simultâneo Games-Howell e Tukey**C.5.1 Classes NbC_Ni e WC-Co referência**a) P_{max} (μN) - Teste Simultâneo de Games-Howell para Diferenças de Médias

Fator	Valor-T	P-valor Ajustado	Fator	Valor-T	P valor Ajustado
NbC_938 - 900	8,96	0,000	WC - NbC_938	4,71	0,009
NbC_959 - 900	1,89	0,449	NbC_965 - 959	2,67	0,174
NbC_965 - 900	11,35	0,000	NbC_967 - 959	0,68	0,982
NbC_967 - 900	4,27	0,006	WC - NbC_959	2,68	0,171
WC - NbC_900	11,39	0,000	NbC_967 - 965	-3,74	0,038
NbC_959 - 938	-1,91	0,452	WC - NbC_965	0,44	0,997
NbC_965 - 938	4,60	0,010	WC - NbC_967	3,77	0,036
NbC_967 - 938	-2,20	0,312			

b) S ($\mu\text{N}/\text{nm}$) - Testes Simultâneos de Tukey para as Diferenças de Médias

Fator	Valor-T	P valor Ajustado	Fator	Valor-T	P-valor Ajustado
NbC_938 - 900	-2,72	0,088	WC - NbC_938	0,35	0,999
NbC_959 - 900	-5,52	0,000	NbC_965 - 959	5,81	0,000
NbC_965 - 900	0,29	1,000	NbC_967 - 959	2,03	0,339
NbC_967 - 900	-3,49	0,012	WC - NbC_959	3,15	0,030
WC - NbC_900	-2,37	0,187	NbC_967 - 965	-3,78	0,005
NbC_959 - 938	-2,80	0,073	WC - NbC_965	-2,66	0,100
NbC_965 - 938	3,01	0,043	WC - NbC_967	1,12	0,870
NbC_967 - 938	-0,77	0,971			

c) h_{max} (nm) - Testes Simultâneos de Tukey para as Diferenças de Médias

Fator	Valor-T	P valor Ajustado	Fator	Valor-T	P valor Ajustado
NbC_938 - 900	2,54	0,131	WC - NbC_938	1,05	0,899
NbC_959 - 900	-0,72	0,978	NbC_965 - 959	2,59	0,118
NbC_965 - 900	1,86	0,435	NbC_967 - 959	1,59	0,609
NbC_967 - 900	0,87	0,953	WC - NbC_959	4,31	0,001
WC - NbC_900	3,59	0,009	NbC_967 - 965	-1,00	0,916
NbC_959 - 938	-3,26	0,022	WC - NbC_965	1,72	0,523
NbC_965 - 938	-0,67	0,984	WC - NbC_967	2,72	0,087
NbC_967 - 938	-1,67	0,555			

d) E_r (GPa) - Testes Simultâneos de Tukey para as Diferenças de Médias

Fator	Valor-T	P valor Ajustado	Fator	Valor-T	P valor Ajustado
NbC_938 - 900	0,79	0,968	WC - NbC_938	-5,96	0,000
NbC_959 - 900	2,28	0,220	NbC_965 - 959	2,77	0,078
NbC_965 - 900	5,05	0,000	NbC_967 - 959	-4,67	0,000
NbC_967 - 900	-2,39	0,180	WC - NbC_959	-7,45	0,000
WC - NbC_900	-5,17	0,000	NbC_967 - 965	-7,44	0,000
NbC_959 - 938	1,49	0,671	WC - NbC_965	-10,22	0,000
NbC_965 - 938	4,26	0,001	WC - NbC_967	-2,79	0,075
NbC_967 - 938	-3,17	0,028			

e) h_f (nm) - Testes Simultâneos de Tukey para as Diferenças de Médias

Fator	Valor-T	P valor Ajustado	Fator	Valor-T	P valor Ajustado
NbC_938 - 900	2,48	0,149	WC - NbC_938	0,35	0,999
NbC_959 - 900	-3,16	0,030	NbC_965 - 959	4,54	0,000
NbC_965 - 900	1,39	0,736	NbC_967 - 959	-4,63	0,000
NbC_967 - 900	1,47	0,684	WC - NbC_959	5,98	0,000
WC - NbC_900	2,82	0,069	NbC_967 - 965	0,09	1,000
NbC_959 - 938	-5,63	0,000	WC - NbC_965	1,44	0,703
NbC_965 - 938	-1,09	0,883	WC - NbC_967	1,35	0,754
NbC_967 - 938	-1,01	0,914			

f) H (GPa) - Teste Simultâneo de Games-Howel para Diferenças de Médias

Fator	Valor-T	P valor Ajustado	Fator	Valor-T	P valor Ajustado
NbC_938 - 900	-7,17	0,000	WC - NbC_938	2,99	0,073
NbC_959 - 900	0,09	1,000	NbC_965 - 959	-3,27	0,059
NbC_965 - 900	-5,34	0,001	NbC_967 - 959	-2,18	0,311
NbC_967 - 900	-3,36	0,035	WC - NbC_959	-3,24	0,076
WC - NbC_900	-6,05	0,001	NbC_967 - 965	1,85	0,461
NbC_959 - 938	3,86	0,030	WC - NbC_965	0,60	0,989
NbC_965 - 938	0,91	0,937	WC - NbC_967	-1,82	0,496
NbC_967 - 938	3,09	0,082			

g) E (GPa) - Teste Simultâneo de Games-Howel para as Diferenças de Médias

Fator	Valor-T	P valor Ajustado	Fator	Valor-T	P valor Ajustado
NbC_938 - 900	0,93	0,932	WC - NbC_938	-8,54	0,000
NbC_959 - 900	2,24	0,271	NbC_965 - 959	2,18	0,295
NbC_965 - 900	4,31	0,008	NbC_967 - 959	-4,26	0,006
NbC_967 - 900	-2,53	0,168	WC - NbC_959	-7,88	0,000
WC - NbC_900	-7,16	0,000	NbC_967 - 965	-5,97	0,000
NbC_959 - 938	1,51	0,661	WC - NbC_965	-8,96	0,000
NbC_965 - 938	3,71	0,024	WC - NbC_967	-2,79	0,058
NbC_967 - 938	-3,45	0,029			

C.5.2 Classes SH1 e SH2 e referências NbC_Ni_967 e WC-Co

a) P_{\max} (μN) - Teste Simultâneo de Games-Howell para Diferenças de Médias

Diferença de Níveis	Valor-T	Valor-P Ajustado
SH2 - SH1	-4,82	0,002
NbC_967 - SH1	1,44	0,499
WC-Co - SH1	12,21	0,000
NbC_967 - SH2	4,54	0,002
WC-Co - SH2	13,35	0,000
WC-Co - NbC_967	3,78	0,019

b) S ($\mu\text{N}/\text{nm}$) - Testes Simultâneos de Tukey para as Diferenças de Médias

Diferença de Níveis	Valor-T	Valor-P Ajustado
SH2 - SH1	0,23	0,996
NbC_967 - SH1	-1,73	0,326
WC-Co - SH1	-0,35	0,985
NbC_967 - SH2	-1,85	0,266
WC-Co - SH2	-0,56	0,944
WC-Co - NbC_967	1,38	0,522

c) h_{\max} (nm) - Teste Simultâneo de Games-Howell para Diferenças de Médias

Diferença de Níveis	Valor-T	Valor-P Ajustado
SH2 - SH1	0,39	0,978
NbC_967 - SH1	-0,46	0,965
WC-Co - SH1	3,06	0,054
NbC_967 - SH2	-0,52	0,953
WC-Co - SH2	3,00	0,059
WC-Co - NbC_967	2,44	0,104

d) E_r (GPa) - Testes Simultâneos de Tukey para as Diferenças de Médias

Diferença de Níveis	Valor-T	Valor-P Ajustado
SH2 - SH1	-0,12	0,999
NbC_967 - SH1	0,15	0,999
WC-Co - SH1	-3,73	0,004
NbC_967 - SH2	0,26	0,994
WC-Co - SH2	-3,40	0,009
WC-Co - NbC_967	-3,89	0,002

e) h_f (nm) - Teste Simultâneo de Games-Howell para as Diferenças de Médias

Diferença de Níveis	Valor-T	Valor-P Ajustado
SH2 - SH1	-0,23	0,996
NbC_967 - SH1	0,59	0,932
WC-Co - SH1	3,78	0,017
NbC_967 - SH2	0,62	0,923
WC-Co - SH2	3,81	0,016
WC-Co - NbC_967	1,20	0,639

f) H (GPa) - Teste Simultâneo de Games-Howel para as Diferenças de Médias

Diferença de Níveis	Valor-T	Valor-P Ajustado
SH2 - SH1	-0,59	0,933
NbC_967 - SH1	-1,36	0,549
WC-Co - SH1	-8,59	0,000
NbC_967 - SH2	-1,11	0,693
WC-Co - SH2	-6,97	0,000
WC-Co - NbC_967	-1,82	0,319

g) E (GPa) - Teste Simultâneo de Games-Howell para as Diferenças de Médias

Diferença de Níveis	Valor-T	Valor-P Ajustado
SH2 - SH1	-0,11	1,000
NbC_967 - SH1	0,21	0,997
WC-Co - SH1	-3,65	0,005
NbC_967 - SH2	0,31	0,990
WC-Co - SH2	-3,33	0,011
WC-Co - NbC_967	-3,86	0,003

APÊNDICE D - TESTES DE USINAGEM

D.1. Teste de homogeneidade das variâncias: Método de Barlett

Hipótese nula	Todas as variâncias são iguais
Hipótese alternativa	No mínimo uma variância é diferente
Nível de significância	$\alpha = 0,05$

Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão

Amostra	N	DesvPad	IC
900	3	11,8	(5,0; 183,0)
938	3	14,1	(6,0; 218,7)
959	3	8,2	(3,5; 126,6)
965	3	3,2	(1,4; 49,1)
967	5	7,4	(3,8; 34,2)
WC	2	0,8	(0,3; 160,9)
Nível de confiança individual = 99,1667%			
Método	Estatística de teste	Valor-p	
Bartlett	6,56	0,255	

Como o valor-p > 0,05 a hipótese nula não é rejeitada, portanto a variância é igual.

Amostra	N	DesvPad	IC
SH1	3	2,1	(0,9; 26,7)
SH2	7	1,6	(0,9; 4,5)
NbC_967	5	7,4	(3,80; 34,2)
WC-Co	2	0,8	(0,3; 160,9)
Nível de confiança individual = 98,75%			
Método	Estatística de teste	Valor-p	
Bartlett	14,07	0,003	

Como o valor-p < 0,05 a hipótese nula é rejeitada, portanto a variância é diferente.

D.2. Testes simultâneos de Games-Howell e de Tukey

a) Resultados da ANOVA para $V_B=0,3\text{mm}$ - Testes Simultâneos de Tukey

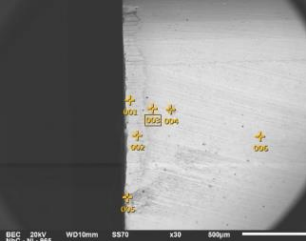
Fator	Valor-T	P-valor Ajustado	Fator	Valor-T	P-valor Ajustado
WC x NbC-Ni_967	3,51	0,012	NbC-Ni_967 x NbC-Ni_938	4,27	0,009
WC x NbC-Ni_965	3,43	0,022	NbC-Ni_900 x NbC-Ni_965	-0,72	0,976
WC x NbC-Ni_959	0,17	1,000	NbC-Ni_900 x NbC-Ni_938	0,15	1,000
WC x NbC-Ni_938	-0,62	0,988	NbC-Ni_900 x NbC-Ni_959	3,32	0,040
WC x NbC-Ni_900	-0,75	0,971	NbC-Ni_965 x NbC-Ni_959	-1,76	0,523
NbC-Ni_967 x NbC-Ni_900	4,44	0,007	NbC-Ni_965 x NbC-Ni_938	3,30	0,044
NbC-Ni_967 x NbC-Ni_965	5,25	0,002	NbC-Ni_959 x NbC-Ni_938	0,88	0,944
NbC-Ni_967 x NbC-Ni_959	3,41	0,020			

b) Resultados da ANOVA para $V_B=0,3\text{mm}$ - Teste Simultâneo de Games-Howell

Diferença de Níveis	Valor-T	Valor-P Ajustado
SH2 - SH1	11,02	0,005
NbC_967 - SH1	5,13	0,016
WC-Co - SH1	-2,14	0,327
NbC_967 - SH2	1,59	0,472
WC-Co - SH2	-21,31	0,000
WC-Co - NbC_967	-6,03	0,012

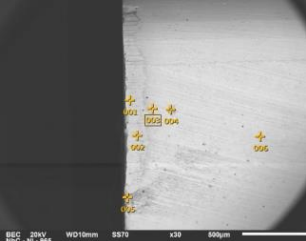
D.3. Mecanismo de desgaste por adesão: EDS

a) Mecanismo de desgaste por adesão – EDS – NbC-Ni_900



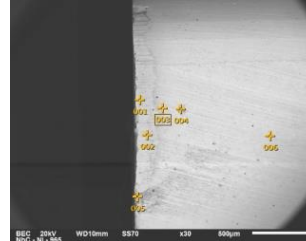
Zona	Resultado da quantificação – Porcentagem em massa (%)							
	Fe	Si	Ti	Cr	Mn	Ni	Nb	W
01	15,2	4,2	11,9	0,6	3,9	11,3	42,1	10,8
02	14,1	3,2	10,4		2,3	11,4	48,2	10,4
03	0,8		13,8			14,1	60,9	10,4
04			12,3			14,5	60,9	12,3
05	8,7		11,9		1,7	13,8	51,5	12,4
06			12,2			14,5	61,2	12,1

b) Mecanismo de desgaste por adesão – EDS – NbC-Ni_938



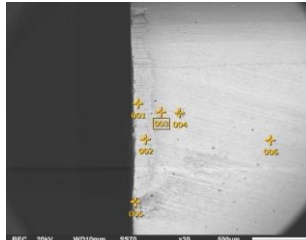
Zona	Resultado da quantificação – Porcentagem em massa (%)							
	Fe	Si	Ti	Cr	Mn	Ni	Nb	W
01	17,1	3,8	11,9	0,6	2,7	12,0	42,1	9,8
02	12,9	2,7	10,7	0,2	0,9	12,7	49,3	10,6
03	1,2		12,7			14,2	60,8	11,1
04			12,6			14,7	60,8	11,9
05	9,3		12,3		2,1	13,5	50,7	12,1
06			12,6			14,2	61,3	11,9

c) Mecanismo de desgaste por adesão – EDS – NbC-Ni_959



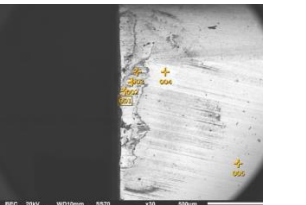
Zona	Resultado da quantificação – Porcentagem em massa (%)							
	Fe	Si	Ti	Cr	Mn	Ni	Nb	W
01	15,2	4,2	11,9	0,6	3,9	11,3	42,1	10,8
02	17,1	3,1	10,8	0,2		10,9	46,1	11,8
03	1,1		12,8		1,2	10,6	62,9	11,4
04			12,2			11,4	64,1	12,3
05	8,7		10,1		1,7	11,8	56,5	11,2
06			11,2			14,5	62,2	12,1

d) Mecanismo de desgaste por adesão – EDS – NbC-Ni_965



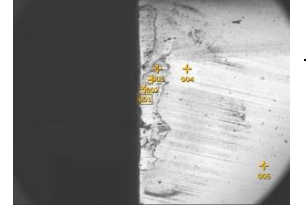
Zona	Resultado da quantificação – Porcentagem em massa (%)							
	Fe	Si	Ti	Cr	Mn	Ni	Nb	W
01	5,8	1,7	14,7		0,9	3,1	63,3	10,5
02	16,0		14,1			5,8	56,2	7,9
03	4,6	0,7	12,9	0,2	0,8	11,5	57,2	12,1
04			13,9			11,2	63,8	11,1
05	19,3	0,1	3,9	0,4	0,9	11,3	54,0	10,1
06			14,1			11,7	61,1	13,1

e) Mecanismo de desgaste por adesão – EDS – NbC-Ni_967



Zona	Resultado da quantificação – Porcentagem em massa (%)							
	Fe	Si	Ti	Cr	Mn	Ni	Nb	W
01	13,9		12,7		3,5	3,0	57,7	9,2
02	10,0	4,3	10,9	0,4	6,3	1,3	58,1	8,7
03	4,4	8,0	10,3	0,5	6,9	2,0	58,8	9,1
04	1,8		13,6			9,9	62,6	12,1
05			13,5			9,9	64,4	12,2

f) Mecanismo de desgaste por adesão – EDS – WC-Co referência



Zona	Resultado da quantificação – Porcentagem em massa (%)										
	Co	Fe	Ni	Nb	Ta	W	Si	S	Ti	Cr	Mn
01	6,6	20,4	1,5		3,8	52,7	5,7	0,8	5,2	0,7	2,6
02	6,2	16,3	0,6	1,1	0,7	59,1	9,4	0,2	4,5	0,3	1,6
03	5,1	16,5	0,3	0,7	0,5	64,5	4,5	0,1	6,4		1,4
04	6,2			2,4	3,9	76,9			10,6		
05	7,2			2,2	4,1	75,7			10,8		