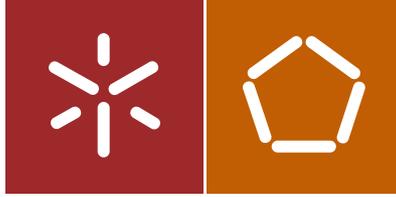




Universidade do Minho
Escola de Engenharia

Pedro Alexandre Monteiro Ferreira

Processamento e caracterização mecânica e
metalográfica de compósitos adiantados
à base de cobre-níquel obtidos por
hot pressing



Universidade do Minho
Escola de Engenharia

Pedro Alexandre Monteiro Ferreira

Processamento e caracterização mecânica e
metalográfica de compósitos adiamantados
à base de cobre-níquel obtidos por
hot pressing

Dissertação de Mestrado
Mestrado em Engenharia de Materiais

Trabalho efectuado sob a orientação de
Professor Doutor Filipe Samuel Silva
Doutor Bruno Alexandre Pacheco de Castro Henriques

DECLARAÇÃO

Nome: Pedro Alexandre Monteiro Ferreira

Endereço eletrónico: pedroamferreira@outlook.com Telefone: 938695975

Bilhete de Identidade/Cartão do Cidadão: 13392102

Título da dissertação: Processamento e caracterização mecânica e metalográfica de compósitos adiamantados à base de cobre-níquel obtidos por hot pressing

Orientadores:

Professor Doutor Filipe Samuel Silva

Doutor Bruno Alexandre Pacheco de Castro Henriques

Ano de conclusão: 2015

Mestrado em Engenharia de Materiais

DE ACORDO COM A LEGISLAÇÃO EM VIGOR, NÃO É PERMITIDA A REPRODUÇÃO DE QUALQUER PARTE DESTA TESE.

Universidade do Minho, 02/10/2015

Assinatura:

AGRADECIMENTOS

Agradeço ao Professor Doutor Filipe Samuel Silva e ao Doutor Bruno Alexandre Pacheco de Castro Henriques por toda a orientação e ajuda prestada ao longo da realização deste trabalho.

Agradeço à Doutora Georgina Miranda por toda a disponibilidade demonstrada, bem como pela partilha de conhecimentos, ao longo deste trabalho.

Agradeço à Doutora Mihaela Buciumeanu por toda a ajuda prestada nos ensaios de desgaste realizados neste trabalho.

Agradeço aos meus pais, ao meu irmão e amigos por todo o apoio disponibilizado, tanto ao longo deste trabalho como durante todo o meu percurso académico.

Este trabalho foi financiado pela Fundação Portuguesa para a Ciência e a Tecnologia através dos projectos: EXCL-EMS-TEC-0460/2012 e UID/EEE/04436/2013

A todos, os meus mais sinceros agradecimentos.

RESUMO

No mercado da prospeção de rochas existe uma grande procura por ferramentas que possuam características e propriedades adequadas às rochas onde são aplicadas, nomeadamente com resistência mecânica e comportamento ao desgaste adequados. Neste contexto é fundamental um estudo contínuo para encontrar os melhores materiais que possam ser utilizados na produção deste tipo de ferramentas.

Atualmente as ferramentas de corte adiamantadas utilizam como principal matriz metálica o cobalto, mas dado que a sua utilização apresenta algumas desvantagens, como é o caso da sua toxicidade e do seu elevado preço, tem vindo a estudar-se a possibilidade de se implementar outro tipo de matriz metálica.

O presente trabalho tem como finalidade o estudo de compósitos adiamantados à base de uma matriz de cobre-níquel, de modo a aferir do seu potencial para utilização em ferramentas de corte adiamantadas.

O trabalho apresentado faz inicialmente um enquadramento teórico acerca das ferramentas de corte adiamantadas, dando a conhecer toda a sua envolvente e materiais que são usualmente utilizados neste tipo de ferramentas, bem como os prós e contras da sua utilização. Posteriormente, o trabalho foca-se no estudo da aplicabilidade de uma matriz de cobre-níquel neste tipo de ferramentas, realizando a caracterização mecânica e metalográfica de compósitos adiamantados que apresentam por base esta matriz.

Foi também estudado se a adição de certos elementos/compostos (Sn e WC) poderiam melhorar as propriedades mecânicas e o comportamento ao desgaste da matriz de Cu-Ni. Deste modo foram produzidas amostras com adição de Sn e/ou WC.

Ao longo do trabalho apresentado são dadas a conhecer (estudadas) as condições de processamento utilizadas para a produção destes compósitos, os ensaios realizados para a sua caracterização (ensaios de dureza, testes de corte e ensaios de desgaste) e os resultados obtidos. Uma inovação deste trabalho foi a utilização, nos ensaios de desgaste, de pedras graníticas, introduzindo uma maior proximidade entre o ensaio laboratorial e a realidade sobre a qual se foca este estudo.

Com a realização desta tese foi possível concluir que a adição de Sn à matriz Cu-Ni mostrou ser bastante positiva, melhorando as suas propriedades mecânicas e comportamento ao desgaste. Foi

assim possível encontrar um compósito que poderá substituir o Co na produção das ferramentas de corte adiantadas, sendo este o Cu-Ni-Sn-10WC reforçado com diamante. No entanto caso as condições em que os pinos fossem idênticas entre si (mesma dispersão e mesmo número de partículas expostas), o resultado espectável seria que o compósito Cu-Ni-10Sn reforçado com diamante fosse a melhor solução, pois foi nesta matriz que se observaram as melhores propriedades e comportamento ao desgaste.

Palavras-chave:

Compósitos adiantados, Ferramentas de corte, Ferramentas de corte adiantadas, Prensagem a quente

ABSTRACT

On the market of prospecting of rocks there is a great demand for tools that possess characteristics and properties appropriate to the rocks where they are applied, particularly with appropriate mechanical resistance and wear performance. In this context it is essential to study continuously in order to find the best materials that can be used in the production of this type of tools.

Currently, diamond cutting tools use cobalt as main metal matrix, but this material drawbacks, such as its toxicity and high cost, has dictated the need to study new possibilities for metallic matrices.

The present work intends to study composite tools based on a copper-nickel metal matrix, in order to assess its potential for use in diamond cutting tools.

The thesis here presented starts with a theoretical framework about diamond cutting tools, focusing on all its related issues and materials that are usually used in this kind of tools, as well as the pros and cons of its use. Subsequently, the applicability of this copper-nickel matrix in this kind of tools is assessed, by performing the mechanical and metallographic characterization of the diamond-reinforced composites that use this matrix.

It was also studied whether the addition of certain elements/compounds (Sn and WC) could improve the mechanical properties and wear behaviour of Cu-Ni matrix, thus samples were produced with addition of Sn and WC.

Throughout the work, the processing conditions used for the production of these composites are studied and presented, as well as the tests performed for their characterisation (hardness tests, shear tests and wear tests), finishing with the results obtained.

An innovative aspect of this work was the use of granitic stones in the wear tests, introducing a greater proximity between laboratory tests and the reality on which is focused this study.

This thesis allowed to conclude that the addition of Sn to the Cu-Ni matrix proved to be very positive, by improving its mechanical properties and wear behaviour. It was thus possible to find a composite that can effectively replace Co in the production of diamond cutting tools: the Cu-Ni-Sn-10WC reinforced with diamond. However if the conditions of the pins were identical to each other (same dispersion and same number of particles exposed), the expected result would be that the composite made of Cu-Ni-10Sn diamond reinforced would be the best solution, once it was the material with best mechanical and wear behaviour.

Keywords:

Cutting tools, Diamond composites, Diamond cutting tools, Hot pressing

ÍNDICE

Agradecimentos.....	iii
Resumo.....	v
Abstract.....	vii
Lista de Figuras.....	xi
Lista de Tabelas.....	xv
1. Enquadramento e Objetivos.....	1
1.1 Enquadramento.....	1
1.2 Objetivos.....	2
2. Fundamentação Teórica.....	3
2.1 Mercado da prospeção de rochas.....	3
2.2 Ferramentas de corte adiantadas.....	4
2.3 Os diamantes.....	5
2.4 Seleção da matriz metálica.....	7
2.5 Processamento das ferramentas de corte adiantadas.....	10
2.6 Retenção das partículas de diamante.....	12
2.7 Desgaste da matriz metálica.....	13
2.8 Desgaste das partículas de diamante.....	15
3. Materiais e Métodos.....	17
3.1 Apresentação.....	17
3.2 Materiais utilizados.....	17
3.3 Mistura dos pós.....	18
3.4 Condições de processamento das amostras.....	19
3.5 Preparação das amostras para caracterização.....	22
3.6 Microscopia Eletrónica de Varrimento (MEV).....	23
3.7 Espectroscopia de raios-X (EDX).....	24
3.8 Difração de raios-X (DRX).....	25
3.9 Ensaio de microdureza Vickers.....	25
3.10 Ensaio de corte.....	26
3.11 Ensaio de desgaste.....	28
4. Resultados e Discussão.....	31

4.1	Análise das propriedades mecânicas das amostras sem diamante	31
4.1.1	Estudo de uma matriz de cobalto (Co) e uma matriz de níquel (Ni)	31
4.1.2	Estudo da adição de estanho (Sn) à matriz metálica cobre-níquel	35
4.1.3	Estudo da adição de carboneto de tungstênio (WC) à matriz metálica cobre-níquel	42
4.1.4	Estudo da adição de carboneto de tungstênio (WC) à matriz Cu-Ni-10Sn.....	45
4.2	Análise do comportamento ao desgaste das amostras sem diamante.....	50
4.3	Análise das propriedades mecânicas dos compósitos adiamantados	61
4.3.1	Estudo do efeito da adição de partículas de diamante numa matriz de Co e numa matriz de Ni	61
4.3.2	Estudo do efeito da adição de partículas de diamante ao Cu-Ni, Cu-Ni-10Sn e Cu-Ni-15Sn	66
4.3.3	Estudo do efeito da adição de partículas de diamante ao Cu-Ni-10WC	72
4.3.4	Estudo do efeito da adição de partículas de diamante ao Cu-Ni-Sn-2WC e ao Cu-Ni-Sn-10WC	75
4.4	Análise do comportamento ao desgaste dos compósitos adiamantados.....	80
5.	Conclusões.....	87
6.	Trabalhos futuros.....	89
	Bibliografia	91

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Exportação nacional de rochas ornamentais (em milhões de euros). [3].....	3
Figura 2 - Exemplos de ferramentas de corte.	4
Figura 3 - Várias ferramentas de moagem adiamantadas. [9]	5
Figura 4 - a) Diamantes sintéticos; b) Diamantes naturais. [9]	6
Figura 5 - Rota industrial do processamento das ferramentas de corte adiamantadas.	10
Figura 6 - Ciclo de prensagem a quente (hot pressing).	11
Figura 7 - Esquema representativo das forças que atuam sobre as partículas de diamante. [32]	13
Figura 8 - Mecanismos de desgaste abrasivo: a) Corte, b) Fratura, c) Fadiga causada por entalhes consecutivos, d) Destacamento de partículas. [33]	14
Figura 9 - Processo de transferência de material devido à adesão. [33]	14
Figura 10 - Tipos de desgaste sobre as partículas de diamante: (a) Intacta ou não desgastada, (b) fraturada, (c) planificada, (d) destacada ou “pull out”. [36]	15
Figura 11 - Rota empregada no desenvolvimento do trabalho.	17
Figura 12 - Vaso e esferas de moagem.	18
Figura 13 - Moinho planetário de bolas Retsch PM100.	19
Figura 14 - Molde utilizado.	19
Figura 15 - Sistema de Hot Pressing.	21
Figura 16 - Amostras montadas em resina.	22
Figura 17 - Equipamento utilizado para o polimento das amostras produzidas (MECAPOL P251).	23
Figura 18 - NanoSEM – FEI Nova 200 (FEG/SEM).	24
Figura 19 - Bruker D8 Discover.	25
Figura 20 - EMCOTEST DURAScan.	26
Figura 21 - Ensaio de corte.	27
Figura 22 - Gráfico representativo dos ensaios de corte.	27
Figura 23 - Ensaios de desgaste contra esferas de alumina realizados no tribómetro CETR UMT-2.	29
Figura 24 - Discos de granito utilizados nos testes de desgaste contra pedra.	29
Figura 25 - Ensaios de desgaste contra discos de granito.	30
Figura 26 - Dureza (HV) obtida para o Co e Ni.	31
Figura 27 - Tensão de rotura ao corte obtida para o Co e Ni.	32

Figura 28 – Imagens de microscopia eletrónica de varrimento do: a) Co e b) Ni.	33
Figura 29 – Imagens de microscopia eletrónica de varrimento da superfície de fratura do Co.	33
Figura 30 – Imagens de microscopia eletrónica de varrimento da superfície de fratura do Ni.	34
Figura 31 - Dureza (HV) obtida para Cu-Ni; Cu-Ni-10Sn; Cu-Ni-15Sn.	35
Figura 32 - Tensão de rotura ao corte obtida para Cu-Ni; Cu-Ni-10Sn; Cu-Ni-15Sn.	35
Figura 33 - Difratoograma de raio-X para o Cu-Ni.	37
Figura 34 - Difratoograma de raio-X para o Cu-Ni-10Sn.	37
Figura 35 - Difratoograma de raio-X para o Cu-Ni-15Sn.	37
Figura 36 - Imagens de microscopia eletrónica de varrimento de: a) Cu-Ni; b) Cu-Ni-10Sn; Cu-Ni-15Sn.	39
Figura 37 – Imagens de microscopia eletrónica de varrimento da superfície de fratura do Cu-Ni.	40
Figura 38 – Imagens de microscopia eletrónica de varrimento da superfície de fratura do Cu-Ni-10Sn.	40
Figura 39 – Imagens de microscopia eletrónica de varrimento da superfície de fratura do Cu-Ni-15Sn.	41
Figura 40 - Dureza (HV) obtida para Cu-Ni; Cu-Ni-10WC.	42
Figura 41 - Tensão de rotura ao corte obtida para Cu-Ni; Cu-Ni-10WC.	43
Figura 42 - Imagem de microscopia eletrónica de varrimento de Cu-Ni-10WC.	43
Figura 43 - Difratoograma de raio-X do compósito Cu-Ni-10WC.	44
Figura 44 – Imagens de microscopia eletrónica de varrimento da superfície de fratura do Cu-Ni-10WC.	44
Figura 45 - Dureza (HV) obtida para Cu-Ni-10Sn; Cu-Ni-Sn-2WC; Cu-Ni-Sn-10WC.	45
Figura 46 - Tensão de rotura ao corte obtida para Cu-Ni-Sn (10%); Cu-Ni-Sn-WC (2%); Cu-Ni-Sn-WC (10%).	46
Figura 47 - Imagem de microscopia eletrónica de varrimento de: a) Cu-Ni-Sn-2WC e b) Cu-Ni-Sn-10WC.	47
Figura 48 - Difratoograma de raio-X do compósito Cu-Ni-Sn-10WC.	48
Figura 49 – Imagens de microscopia eletrónica de varrimento da superfície de fratura do Cu-Ni-Sn- 2WC.	48
Figura 50 – Imagens de microscopia eletrónica de varrimento da superfície de corte do Cu-Ni-Sn-10WC.	49
Figura 51 - Perda de massa após ensaios de desgaste para os vários materiais testados.	50

Figura 52 - Coeficientes de atrito durante os ensaios dos vários materiais não reforçados.	52
Figura 53 - Coeficientes de atrito médios dos vários materiais (contra esfera de alumina).	53
Figura 54 – Imagens de micrografia eletrónica de varrimento das pistas de desgaste: a) Co, b) Ni, c) Cu-Ni, d) Cu-Ni-WC, e) Cu-Ni-10Sn, f) Cu-Ni-15Sn, g) Cu-Ni-Sn-2WC e h) Cu-Ni-Sn-10WC.....	55
Figura 55 – Imagens de micrografia eletrónica de varrimento das pistas de desgaste: a) Co, b) Ni, c) Cu-Ni, d) Cu-Ni-10WC, e) Cu-Ni-10Sn, f) Cu-Ni-15Sn, g) Cu-Ni-Sn-2WC e h) Cu-Ni-Sn-10WC.	58
Figura 56 – Imagens de microscopia eletrónica de varrimento do Co reforçado com diamante.	61
Figura 57 – Imagens de microscopia eletrónica de varrimento do Ni reforçado com diamante.	62
Figura 58 - Comparação entre a tensão de rotura ao corte obtida para amostras de Co e Ni com e sem a adição de partículas de diamante.....	63
Figura 59 – Imagens de microscopia eletrónica de varrimento da superfície de fratura do Co reforçado com diamante.	64
Figura 60 – Imagens de microscopia eletrónica de varrimento da superfície de fratura do Ni reforçado com diamante.	65
Figura 61 – Imagens de microscopia eletrónica de varrimento do Cu-Ni reforçado com diamante.	66
Figura 62 – Imagens de microscopia eletrónica de varrimento do Cu-Ni-10Sn reforçado com diamante.	67
Figura 63 – Imagens de microscopia eletrónica de varrimento do Cu-Ni-15Sn reforçado com diamante.	67
Figura 64 - Comparação entre a tensão de rotura ao corte obtida para amostras de Cu-Ni, Cu-Ni-10Sn e Cu-Ni-15Sn com e sem a adição de partículas de diamante.....	68
Figura 65 – Imagens de microscopia eletrónica de varrimento da superfície de fratura do Cu-Ni reforçado com diamante.....	69
Figura 66 – Imagens de Microscopia eletrónica de varrimento da superfície de fratura do Cu-Ni-10Sn reforçado com diamante.....	70
Figura 67 – Imagens de microscopia eletrónica de varrimento da superfície de fratura do Cu-Ni-15Sn reforçado com diamante.....	71
Figura 68 – Imagens de microscopia eletrónica de varrimento do Cu-Ni-10WC reforçado com diamante.	72
Figura 69 - Comparação entre a tensão de rotura ao corte obtida para amostras de Cu-Ni e Cu-Ni-10WC com e sem a adição de partículas de diamante.....	73

Figura 70 – Imagens de microscopia eletrónica de varrimento da superfície de fratura do Cu-Ni-10WC reforçado com diamante.....	74
Figura 71 – Imagens de microscopia eletrónica de varrimento do Cu-Ni-Sn-2WC reforçado com diamante.....	75
Figura 72 – Imagens de microscopia eletrónica de varrimento do Cu-Ni-Sn-10WC reforçado com diamante.....	76
Figura 73 - Comparação entre a tensão de rotura ao corte obtida para amostras de Cu-Ni-10Sn, Cu-Ni-Sn-2WC e Cu-Ni-Sn-10WC com e sem a adição de partículas de diamante.....	77
Figura 74 – Imagens de microscopia eletrónica de varrimento da superfície de fratura do Cu-Ni-Sn-2WC reforçado com diamante.....	78
Figura 75 – Imagens de microscopia eletrónica de varrimento da superfície de fratura do Cu-Ni-Sn-10WC reforçado com diamante.....	79
Figura 76 - Perda de massa dos pinos e discos de pedra após os ensaios de desgaste.	81
Figura 77 – Imagens de Micrografia eletrónica de varrimento dos compósitos após os ensaios de desgaste contra os discos de granito: a) Co reforçado com diamante, b) Cu-Ni reforçado com diamante, c) Cu-Ni-10Sn reforçado com diamante, d) Cu-Ni-15Sn reforçado com diamante, e) Cu-Ni-Sn-2WC reforçado com diamante, f) Cu-Ni-Sn-10WC reforçado com diamante.	84
Figura 78 - Esquema representativo do processo de corte.	85

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Características dos pós utilizados.	18
Tabela 2 – Condições de processamento.	20
Tabela 3 - Composição química (% em massa) das zonas indicadas na figura 36 a).....	38
Tabela 4 - Composição química (% em massa) das zonas indicadas na figura 36 b).....	38
Tabela 5 - Composição química (% em massa) das zonas indicadas na figura 36 c).....	39
Tabela 6 - Composição química (% em massa) das zonas indicadas na figura 42.....	43
Tabela 7 - Composição química (% em massa) das zonas indicadas na figura 47 a).....	47
Tabela 8 - Composição química (% em massa) das zonas indicadas na figura 47 b).....	47
Tabela 9 - Composição química (% em massa) das zonas identificadas nas imagens da figura 55, obtida por EDX.	59
Tabela 10 - Composição química (% em massa) das zonas indicadas do Co reforçado com diamante (da figura 56).	62
Tabela 11 - Composição química (% em massa) das zonas indicadas do Ni reforçado com diamante (da figura 57).	62
Tabela 12 - Composição química (% em massa) das zonas indicadas do Cu-Ni reforçado com diamante (figura 61).	66
Tabela 13 - Composição química (% em massa) geral do Cu-Ni-10Sn reforçado com diamante (figura 62).....	67
Tabela 14 - Composição química (% em massa) geral do Cu-Ni-15Sn reforçado com diamante (figura 63).....	68
Tabela 15 - Composição química (% em massa) geral do Cu-Ni-10WC reforçado com diamante (figura 68).....	73
Tabela 16 - Composição química (% em massa) geral do Cu-Ni-Sn-2WC reforçado com diamante (figura 71).....	76
Tabela 17 - Composição química (% em massa) geral do Cu-Ni-Sn-10WC reforçado com diamante (figura 72).	76

1. ENQUADRAMENTO E OBJETIVOS

1.1 Enquadramento

Atualmente existe uma grande procura de ferramentas que tenham determinadas características e propriedades, que as ferramentas convencionais não apresentam. Daí que a utilização e substituição das ferramentas convencionais por ferramentas adiamantadas tem crescido em diferentes áreas de aplicação.

Atualmente, a maioria das ferramentas adiamantadas são produzidas por Metalurgia do Pó, uma técnica de processamento que oferece a facilidade da mistura de diferentes pós e, conseqüentemente a possibilidade de criar novos materiais compósitos com propriedades físicas e mecânicas adequadas.

As ferramentas de corte adiamantadas produzidas por Metalurgia do Pó são compósitos constituídos por partículas de diamante (reforço) embebidas numa matriz metálica ligante, as quais compreendem as serras, lâminas, discos de corte, coroas e os fios adiamantados.

Deste modo, para que este tipo de ferramentas apresente as propriedades pretendidas, é necessário que haja uma boa ligação entre a matriz metálica e o diamante. Neste contexto, o objetivo deste trabalho é avaliar a possibilidade de produção de compósitos adiamantados à base de cobre-níquel por hot pressing (prensagem a quente) e determinar as respetivas propriedades mecânicas e metalúrgicas.

1.2 Objetivos

Com o presente trabalho pretende-se desenvolver a produção e o estudo de compósitos adiamantados à base cobre-níquel, validando a sua aplicação em ferramentas de corte.

Desta forma os objetivos específicos deste trabalho são:

- Produzir amostras compósitas com diferentes constituintes, partindo de uma liga cobre-níquel;
- Visualizar a micrografia das amostras através de microscópio eletrônico, de modo a avaliar a ligação entre a matriz e o reforço;
- Estudar as propriedades mecânicas das amostras, mais precisamente a sua dureza e resistência à rotura, e resistência ao desgaste.

2. FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

2.1 Mercado da prospeção de rochas

Dado que o presente trabalho fala na sua maioria de ferramentas de corte destinadas ao corte de rochas, mais concretamente as rochas ornamentais, onde se englobam os granitos, os mármore, os calcários e os xistos, é de suma importância analisar o mercado das rochas ornamentais. Este setor apresentou nos últimos anos um elevado crescimento a nível mundial. [1]

Este registo no crescimento deve-se à evolução tecnológica que tem havido na área da extração da pedra, dando origem a novas ferramentas constituídas por materiais nunca antes utilizados, permitindo assim a inclusão no mercado de novos materiais rochosos. [2]

No sector industrial das rochas ornamentais são gerados vários conjuntos de produtos, devido à enorme diversidade de conjugação de aplicações, podendo estes produtos ser: ladrilhos, blocos, chapas e/ou placas. [2]

Nos dias que correm existem sete países que se destacam como sendo os principais exploradores deste tipo de rocha, sendo eles a África do Sul, Brasil, China, Espanha, Índia e Turquia. Dentro dos países enumerados o crescimento na exploração é mais evidenciado devido ao crescimento económico que têm apresentado ao longo dos anos, como é o caso do Brasil e da China. [1]

A indústria das ferramentas de corte, torna-se assim de extrema importância para todo o setor das rochas ornamentais, daí que seja relevante que hajam estudos e trabalhos que desenvolvam novos tipos de ferramentas e estudem novos materiais que nelas possam ser aplicados, como é o caso do presente trabalho. Tanto as ferramentas como as rochas ornamentais são bens que podem ser transacionados, daí que este tipo de indústria seja de elevado interesse económico para o país onde se encontra. [3]

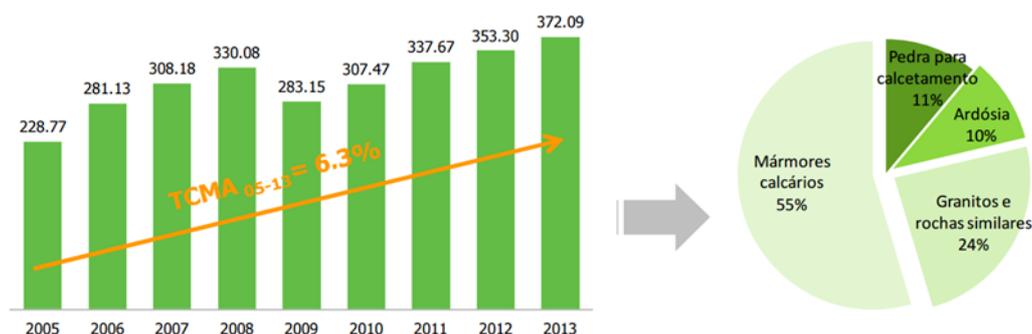


Figura 1 - Exportação nacional de rochas ornamentais (em milhões de euros). [3]

2.2 Ferramentas de corte adiantadas

As ferramentas de corte são instrumentos que durante a sua utilização são bastante solicitados, portanto é de extrema importância que estas apresentem determinadas propriedades. Daí a que a utilização de materiais compósitos para este tipo de aplicação seja muito utilizada.

Os materiais compósitos podem ser definidos como a combinação de dois ou mais materiais incorporados num só produto, sendo possível distinguir a matriz do reforço. O compósito deve apresentar melhores características relativamente a cada um dos componentes que o constitui, isto é, as propriedades do compósito são dadas pela combinação da matriz com a adição do reforço, com o objetivo de melhorar as suas propriedades [4, 5]

Visto que nas diferentes áreas de aplicação das ferramentas de corte é necessário que estas apresentem, como principal característica, a abrasividade tem-se vindo a combinar ou até mesmo substituir alguns dos reforços por partículas de diamante. Deste modo a substituição das ferramentas convencionais por ferramentas adiantadas tem crescido nas diferentes áreas de aplicação. Este tipo de ferramentas é bastante efetivo quando utilizado para processar materiais não metálicos, frágeis e duros. [6]



Figura 2 - Exemplos de ferramentas de corte.

As ferramentas adiantadas consistem em matrizes metálicas com pequenas partículas de diamante impregnadas, em que essas partículas são responsáveis pelo processo de corte. [7]

O método de processamento destas ferramentas resume-se às técnicas de metalurgia do pó. Atualmente, a maioria destas ferramentas é produzida por prensagem a quente (hot pressing), onde é necessário ter um rígido controlo dos parâmetros de processamento para que as características das

partículas de diamante não sejam afetadas e por conseguinte o desempenho final da ferramenta de corte. [7, 8]

As ferramentas de corte adiamantadas são caracterizadas por apresentarem uma taxa de corte constante, pois o contínuo desgaste da matriz metálica faz com que surjam sempre novas partículas de diamante, libertando assim aquelas que durante o processo de corte vão perdendo as suas faces cortantes.

Por estes motivos é que a escolha da matriz metálica a utilizar nas ferramentas de corte é um ponto crucial, pois esta deve apresentar uma resistência ao desgaste compatível com o processo de corte das partículas de diamante e deve proporcionar uns parâmetros de processamento que não afetem as características das partículas de diamante.

Estas ferramentas adiamantadas são, geralmente e como foi dito anteriormente, utilizadas no corte de materiais não metálicos, frágeis e duros. Um exemplo onde este tipo de ferramentas é utilizado é, no corte de rochas ornamentais, como é o caso do mármore ou do granito.

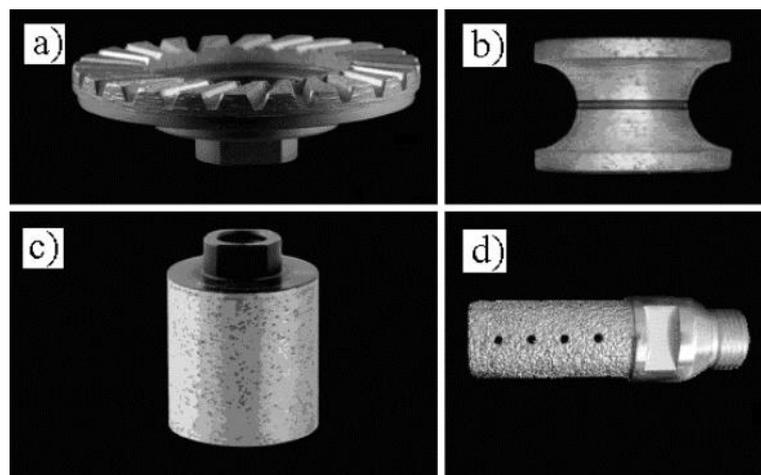


Figura 3 - Várias ferramentas de moagem adiamantadas. [9]

2.3 Os diamantes

Os diamantes são utilizados há centenas de anos em ferramentas de corte, sendo que no início eram utilizados os diamantes naturais e só na década de 1950 é que se iniciou a implementação dos diamantes sintéticos, porém a sua utilização só passou a ser mais difundida nos anos 70, período em que se deu um maior desenvolvimento na técnica de fabrico. [10]

O tipo de diamante utilizado na produção de ferramentas de corte é do tipo sintético sendo que as suas características são semelhantes às do diamante natural, porém este último apresenta uma

maior estabilidade térmica que o sintético. O diamante natural é capaz de suportar temperaturas superiores a 1400°C e o diamante sintético suporta apenas temperaturas até aos 900°C, isto significa que as condições de processamento têm de ser otimizadas de modo a que não ocorra a grafitação dos diamantes durante o processo de fabrico. [11]

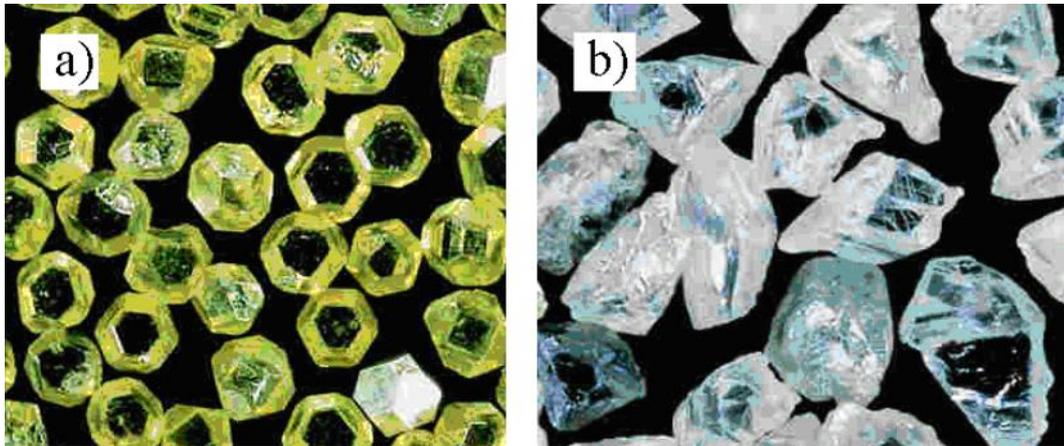


Figura 4 - a) Diamantes sintéticos; b) Diamantes naturais. [9]

Como se pode observar pelas imagens da figura 4 os diamantes sintéticos apresentam uma coloração diferente à dos diamantes naturais, isto deve-se ao facto de que durante a sua produção há a presença de elementos químicos, normalmente azoto, que são os responsáveis pela coloração dos diamantes sintéticos. [12, 13]

Este tipo de diamantes pode ser produzido utilizando dois métodos distintos. O mais utilizado é o método alta pressão, alta temperatura (APAT). Este tenta replicar as condições naturais do processo geológico de formação dos diamantes naturais. Pequenos diamantes (sementes) são colocados no interior da máquina e são cobertos por uma mistura de um metal catalisador e de grafite em pó e levados a temperaturas até aos 2500°C e pressões de 60000 atmosferas. [10]

O segundo método é o da deposição de vapor químico (CVD), onde os produtores criam cristais de diamante num ambiente de baixa pressão utilizando gases que contenham carbono. Este processo envolve a deposição de gases de carbono sobre um substrato para que se dê o crescimento das partículas. Com este método os produtores conseguem controlar a composição dos diamantes produzidos e criar tanto cristais simples ou na forma policristalina. [11]

Em geral o método APAT é o mais indicado para produzir diamantes sintéticos, isto porque com este método apresenta a vantagem de utilizar menos reagentes e de se conseguir produzir um maior número de diamantes mais rapidamente. [10]

2.4 Seleção da matriz metálica

As ferramentas adiamantadas são produzidas na sua grande maioria pelas técnicas da metalurgia do pó, técnicas essas que oferecem uma facilidade de mistura dos diferentes pós e, conseqüentemente, a possibilidade de se criar novos materiais compósitos com propriedades físicas e mecânicas adequadas.

A escolha da matriz metálica adequada para a obtenção das ferramentas de corte adiamantadas é um ponto crucial, pois esta escolha depende essencialmente da abrasividade do material a ser maquinado. Para que este tipo de ferramentas apresente um bom rendimento durante a sua aplicação, a matriz metálica deve apresentar uma boa compatibilidade química e mecânica com as partículas de diamante, sendo esta capaz de as reter durante o processo de corte. [14]

Dadas as características enumeradas acima, as matrizes metálicas mais utilizadas na produção das ferramentas de corte adiamantadas são compostas por: cobalto (Co), ferro (Fe), níquel (Ni), cobre (Cu), estanho (Sn), tungstênio (W) e carboneto de tungstênio (WC). A estas matrizes também são por vezes adicionados elementos de liga, de modo a ajudar no processo de fabricação, bem como melhorar a retenção das partículas de diamante ou as propriedades de desgaste da matriz metálica. [15, 16]

No que ao diamante diz respeito este trata-se de um material extremamente duro e amplamente utilizado neste tipo de ferramentas. Nos dias que correm as ferramentas adiamantadas são na sua grande maioria produzidas pelas técnicas de metalurgia do pó, utilizando temperaturas de sinterização entre os 700 e 900°C. Visto que os diamantes utilizados nas ferramentas de corte são diamantes sintéticos e não naturais, as temperaturas em que estes podem começar a degradar são relativamente mais baixas, podendo estes oxidar e/ou grafitizar quando expostos a temperaturas superiores aos 900°C, influenciando o desempenho das ferramentas. [17] Além disso, entre a matriz metálica e as partículas de diamante a energia da interface é bastante elevada, conduzindo a que os coeficientes de expansão térmica sejam bastante diferentes, o que reduz a força de atração da interface. Deste modo o principal fator para que haja um bom desempenho da ferramenta adiamantada está relacionada com a resistência à oxidação, à grafitização e à força de ligação entre a matriz metálica e as partículas de diamante. [18]

A escolha da matriz metálica a utilizar numa ferramenta de corte deve respeitar vários requisitos, independentemente do processo de fabrico que irá ser utilizado, desta forma os seguintes fatores são de extrema importância nessa escolha:

- Materiais e processamento: composição, tamanho das partículas, temperatura de sinterização e tempo de prensagem são aspectos importantes a ter em conta aquando da escolha da matriz metálica. Visto que as partículas de diamante começam a grafitar a uma temperatura não muito elevada (900°C), as matrizes metálicas de baixo ponto de fusão ou temperaturas de sinterização baixas tornam-se interessantes para aplicação neste tipo de ferramentas. [14]
- Resistência ao desgaste: a resistência da matriz metálica deve estar em concordância com a abrasividade do material a maquinar, de modo a que nem as partículas de diamante possam sobressair pouco nem possam ser perdidas prematuramente. Quando um material duro e denso é maquinado, o desgaste da matriz é lento. Por outro lado, quando um material de textura aberta e arenoso é maquinado, uma grande quantidade de detritos é libertado, o que normalmente cria condições de desgaste duras para a matriz. [19]
- Capacidade de retenção das partículas de diamante: uma das vantagens da utilização de ferramentas de corte adiantadas é que estas, durante a sua atuação, dá-se um processo de auto afiação. Por este motivo é que é de extrema importância a escolha de uma matriz metálica adequada a cada situação, pois se a matriz se desgastar rapidamente as partículas de diamante são perdidas prematuramente e não efetuam devidamente a sua função. Por outro lado, se a matriz desgastar muito lentamente, as partículas de diamante perdem a sua eficiência de corte antes de serem retiradas. Por estas razões é que se deve selecionar cuidadosamente os compósitos adiantados, esta escolha deve estar de acordo com a abrasividade e dureza do material a maquinar. [14]
- Parâmetros utilizados no processo de fabrico: o grau de degradação das partículas de diamante é determinado pelo processo de fabrico da ferramenta adiantada. As suas propriedades dependem fortemente da composição da matriz metálica e da temperatura de processamento da ferramenta de corte adiantada. Este tipo de ferramentas são na sua maioria processadas por hot pressing (prensagem a quente), utilizando moldes de grafite. [14]
Pelos fatores enumerados acima pode concluir-se que a seleção da matriz metálica depende fundamentalmente da abrasividade do material a ser maquinado e da compatibilidade da matriz com as partículas de diamante. Por estes motivos, durante muitos anos, as matrizes metálicas mais utilizadas foram as à base de cobalto (Co), pois apresenta perfeita compatibilidade com o diamante nas temperaturas de processamento, uma adequada retenção das partículas de diamante e a sua resistência ao desgaste é bastante boa. Apesar destas boas características o cobalto (Co) é um material altamente tóxico e a sua disponibilidade é reduzida. [7, 20, 21]

Devido a estes fatores, tem-se vindo a observar uma direção da indústria em minimizar e até mesmo substituir o cobalto nas matrizes metálicas das ferramentas de corte. Tem-se vindo a estudar e aplicar ligas à base de ferro (Fe), pois é um material que apresenta boas características, mas apresenta uma contrapartida, pois promove a transformação do diamante em grafite durante a sinterização o que faz com que as ferramentas produzidas com estas matrizes apresentem um tempo de vida útil reduzido. [8, 22]

Neste contexto, o principal foco deste trabalho é o de avaliar a possibilidade de produção de compósitos adiantados utilizando como matriz metálica uma liga de cobre-níquel. As ligas de cobre (Cu) apresentam características que podem ser bastante interessantes para a sua aplicação em ferramentas de corte adiantadas. Sendo o cobre um material com baixo ponto de fusão poderá tornar-se vantajosa a sua utilização em conjunto com as partículas de diamante, reduzindo assim a possibilidade de estas grafitezarem. Outro ponto a ter em conta é a nula solubilidade que o carbono apresenta no cobre, o que leva a que as partículas de diamante conservem as suas propriedades após o processamento. [23] Como se trata de um material com uma dureza relativamente baixa, quando comparado com o cobalto ou o ferro, a sua aplicação é reduzida a condições que sejam menos agressivas, daí a que a sua utilização em conjunto com o níquel possa ser proveitosa de modo a ampliar a gama de materiais que possam ser maquinados com este tipo de ferramenta. A adição de determinados elementos à liga pode ser também vantajoso, como é o caso do carboneto de tungsténio (WC) que quando adicionado nas quantidades corretas poderá provocar um aumento da dureza do compósito e conseqüente aumento da resistência ao desgaste. Outro exemplo é o estanho (Sn), este material é bastante vantajoso quando utilizado neste tipo de ferramentas, devido ao seu baixo ponto de fusão faz com que estas densifiquem muito melhor (sinterização em fase líquida), levando a que a sua dureza aumente, a sua utilização promove também uma melhor retenção das partículas de diamante. [11, 15, 24 - 28]

2.5 Processamento das ferramentas de corte adiantadas

A maioria das ferramentas de corte adiantadas, atualmente são produzidas pelas técnicas da metalurgia do pó. Estas técnicas oferecem a facilidade de mistura de diferentes pós e por consequência a possibilidade de se criar novos materiais compósitos com propriedades físicas e mecânicas adequadas. Estas técnicas permitem também a obtenção de peças com formatos difíceis, o que se torna bastante vantajoso.

A indústria utiliza assim na produção das ferramentas de corte adiantadas, principalmente duas técnicas da metalurgia do pó, a prensagem a quente (hot pressing) ou a frio (cold pressing) seguida da sinterização em forno a vácuo. Na figura 5 está representado o fluxograma com os passos essenciais do processo de fabrico das ferramentas de corte adiantadas.

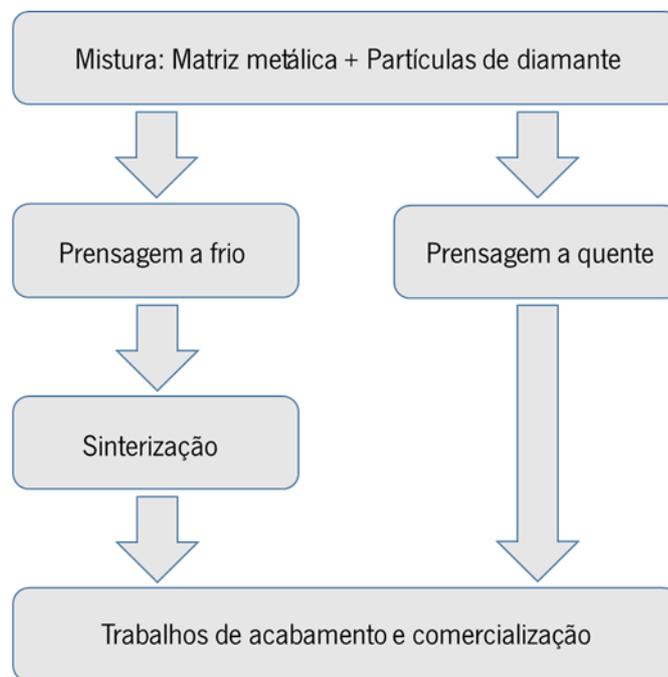


Figura 5 - Rota industrial do processamento das ferramentas de corte adiantadas.

Atualmente, a maioria destas ferramentas é produzida por prensagem a quente (hot-pressing). Este processo consiste na aplicação simultânea de temperatura e pressão, de modo a efetuar a sinterização dos constituintes do compósito, a fim de obter um produto isento de porosidade interna. [7, 29] O hot pressing é geralmente realizado em fornos de indução e utilizando moldes de aço ou grafite [30] Durante o processo, as partículas de diamante são ligadas à matriz metálica, por combinação de interações químicas e físicas, deste modo terá de se ter um rígido controlo dos

parâmetros de processamento para evitar o ataque, dissolução e/ou grafitização das partículas de diamante, o que pode afetar o desempenho final da ferramenta. [7, 16, 23]

O ciclo utilizado na técnica de hot pressing está dividido, essencialmente, em três passos como está representado na figura 6. O primeiro passo consiste em se aquecer os pós do compósito até à temperatura de sinterização da matriz metálica que se está a utilizar e simultaneamente aplicar-se pressão gradual. O segundo passo trata-se essencialmente do estágio, em que se deve manter a temperatura e a pressão desejadas durante um determinado período de tempo, com o objetivo de se dar a sinterização dos pós. O terceiro e último passo consiste no arrefecimento do compósito.

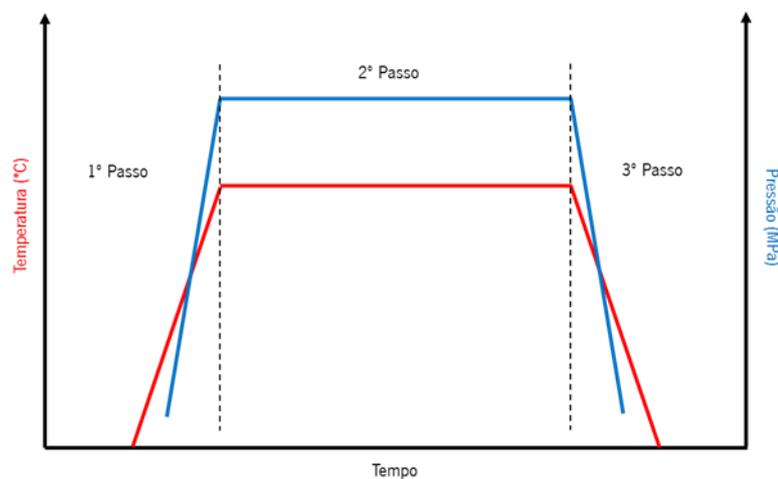


Figura 6 - Ciclo de prensagem a quente (hot pressing).

Os parâmetros utilizados durante ciclo de produção, mais propriamente a temperatura de sinterização e a pressão, são definidos pelos fabricantes das ferramentas, mas dependem essencialmente do tipo de pós que são utilizados, pois a temperatura de sinterização varia consoante o material (sendo esta temperatura 70 a 90% da temperatura de fusão). Juntamente com estes aspetos é necessário ter em conta os moldes que são utilizados, pois estes não podem ser sujeitos a elevadas pressões o que pode levar à sua rotura. [25]

É importante referir que anteriormente a todo este processo existe uma etapa inicial em que se efetua a mistura da matriz metálica com as partículas de diamante, de modo a que haja uma distribuição homogénea dessas mesmas partículas no seio da matriz metálica e assim se obter um produto de boa qualidade. Normalmente esta mistura é realizada em misturadores industriais.

No que à prensagem a frio diz respeito, esta técnica não é de todo diferente à prensagem a quente. Após a etapa de mistura dos pós, procede-se à sua prensagem uniaxial ou isostática, obtendo-

se assim aquilo a que se chama de “corpo a verde”, que apresentará as dimensões finais da futura ferramenta. Obtido o “corpo a verde” efetua-se então a sinterização do mesmo, que irá garantir a sua consolidação. [8, 16]

2.6 Retenção das partículas de diamante

O rendimento das ferramentas de corte é em grande parte influenciado pela capacidade que a matriz metálica tem em reter as partículas de diamante, pois as características microestruturais são determinadas pela união entre a matriz metálica e as partículas de diamante.

A matrizes metálicas utilizadas nas ferramentas adiamantadas devem cumprir determinados requisitos, sendo que os principais serão a de propiciar uma boa retenção entre si e as partículas de diamante e proporcionar propriedades mecânicas e resistência ao desgaste adequadas às condições rigorosas a que este tipo de ferramentas estão sujeitas durante as operações de trabalho. Durante estas operações as partículas de diamante presentes nas ferramentas são sujeitas as esforços mecânicos e a matriz metálica é submetida a esforços mecânicos que levam a deformações plásticas. Posto isto, um dos fatores mais importantes para que uma ferramenta adiamantada apresente uma vida útil longa e um bom desempenho durante as operações de corte, é a capacidade qua a matriz metálica tem em reter as partículas de diamante. [31, 32]

Durante o processo de corte as partículas de diamante e a matriz metálica, estão sujeitas a vários tipos de esforços, destacando-se a força de contacto a que as partículas são submetidas e a tensão de compressão a que a matriz metálica é exposta, que por sua vez levará a que haja forças de atrito entre a matriz e as partículas. Estes esforços serão os responsáveis por definir a capacidade de retenção das partículas de diamante por parte da matriz metálica. [32]

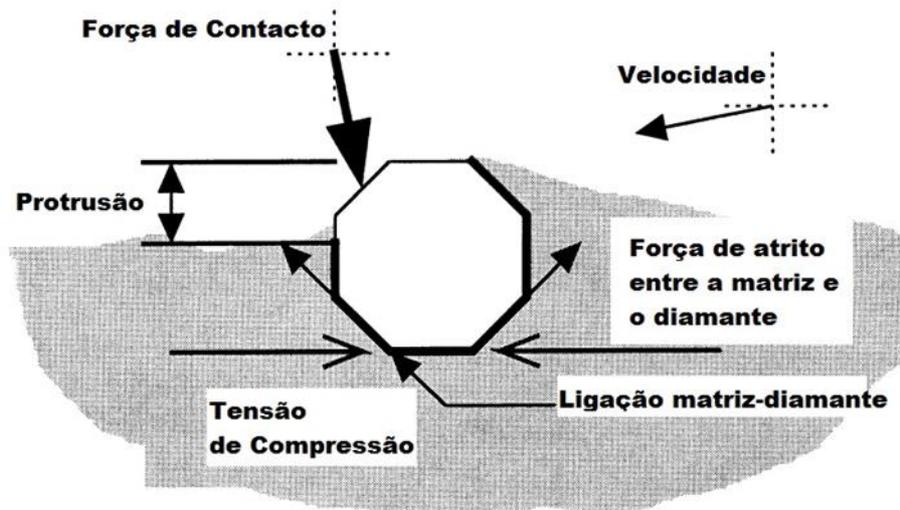


Figura 7 - Esquema representativo das forças que atuam sobre as partículas de diamante. [32]

Desta forma, a capacidade de retenção das partículas de diamante por parte da matriz metálica torna-se um dos fatores mais importantes aquando da sua seleção. Caso a ligação entre a matriz e as partículas de diamante seja fraca, a retenção das mesmas será pouco efetiva podendo isto causar iniciação de fendas (e propagação) na matriz, levando a que a capacidade de corte da ferramenta e a sua vida útil sejam reduzidas drasticamente.

2.7 Desgaste da matriz metálica

Dado que o presente trabalho visa estudar a possibilidade de se utilizar uma liga de cobre níquel em ferramentas de corte adiamantadas, é de suma importância realizar-se um estudo aprofundado das propriedades dessa mesma matriz sem a presença das partículas de diamante. Uma dessas propriedades é a resistência ao desgaste que esta poderá apresentar, daí a importância de conhecer os principais mecanismos de desgaste que poderão ocorrer à matriz quando esta for testada contra uma esfera de alumina.

Os principais mecanismos de desgaste que poderão ocorrer são os seguintes:

- Desgaste por abrasão: dá-se quando um objeto sólido (ex: esfera de alumina) é carregado contra um material que apresenta uma dureza igual ou superior à sua. [33] Este mecanismo pode expressar-se de quatro formas diferentes, apresentadas na figura 8.

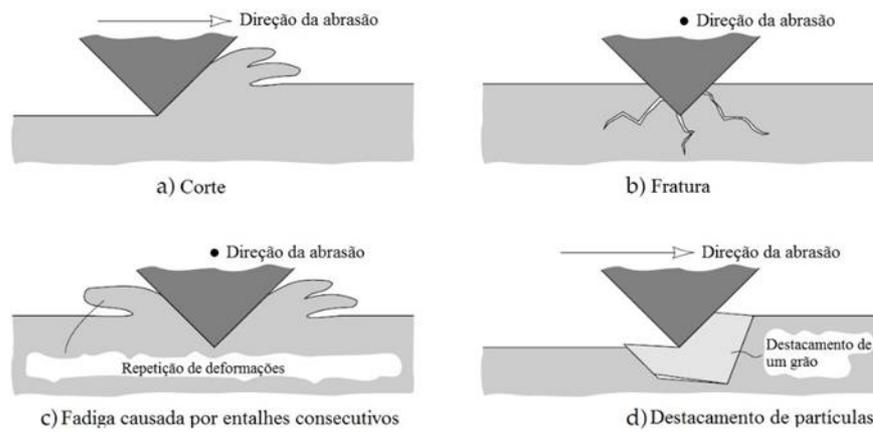


Figura 8 - Mecanismos de desgaste abrasivo: a) Corte, b) Fratura, c) Fadiga causada por entalhes consecutivos, d) Destacamento de partículas. [33]

- Desgaste por adesão: dá-se quando duas superfícies são colocadas em contacto, estabelecendo-se assim forças interatómicas e intermoleculares nas zonas de contacto real e quando uma das superfícies se desloca dessa posição parte do material da outra superfície é transferido de uma superfície para a outra, como pode ser visto na figura 9. [33]

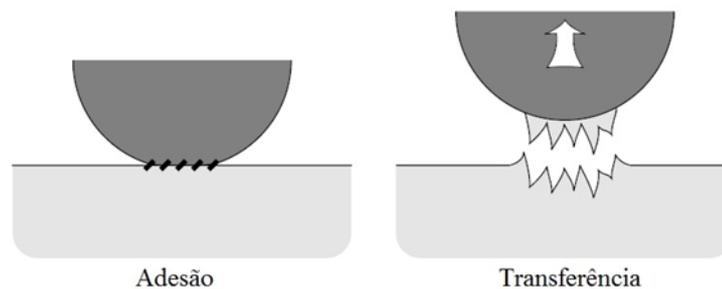


Figura 9 - Processo de transferência de material devido à adesão. [33]

- Desgaste por oxidação: pode dar-se em variadas situações, tanto na presença de lubrificantes como na sua ausência. A causa fundamental desta forma de desgaste é entre o material que é desgastado e o meio corrosivo que pode ser um reagente químico e/ou reativo ou até mesmo o ar. [33]

2.8 Desgaste das partículas de diamante

O processo de corte nas ferramentas adiamantadas, é realizado na sua maioria pelas partículas de diamante, daí que o desgaste que a ferramenta irá sofrer terá o seu início nessas mesmas partículas. Este desgaste irá provocar a planificação das partículas de diamante. Em seguida a matriz metálica também irá sofrer desgaste, causando a diminuição do volume de retenção da partícula de diamante. Com o aumento deste desgaste irá se atingir um ponto em que as partículas se desprenderão e uma nova camada de diamantes irá começar a surgir. Ao desprendimento das partículas de diamante para que surja uma nova camada é dado o nome de “pull-out”. [34]

O desgaste a que este tipo de ferramentas está sujeito é dependente dos mais variados fatores como é o caso, da pressão, da temperatura, da velocidade de corte e das propriedades físicas e químicas entre os materiais. Isto leva a que as partículas de diamante possam sofrer, durante o processo de corte, quatro tipos de mecanismo de desgaste. [35] Sendo estes:

- Desgaste por adesão: dá-se a adesão da partícula de diamante ao material a ser cortado levando a que esta seja expulsa da matriz metálica;
- Desgaste por abrasão: a superfície da partícula de diamante é riscada pelos grãos mais duros da rocha que está a ser cortada;
- Desgaste por fratura frágil: devido a impactos ou a fadiga, as partículas de diamante são quebradas;
- Desgaste por fusão da matriz: a matriz metálica funde, devido ao aumento da temperatura, pressão e velocidade da ferramenta de corte.

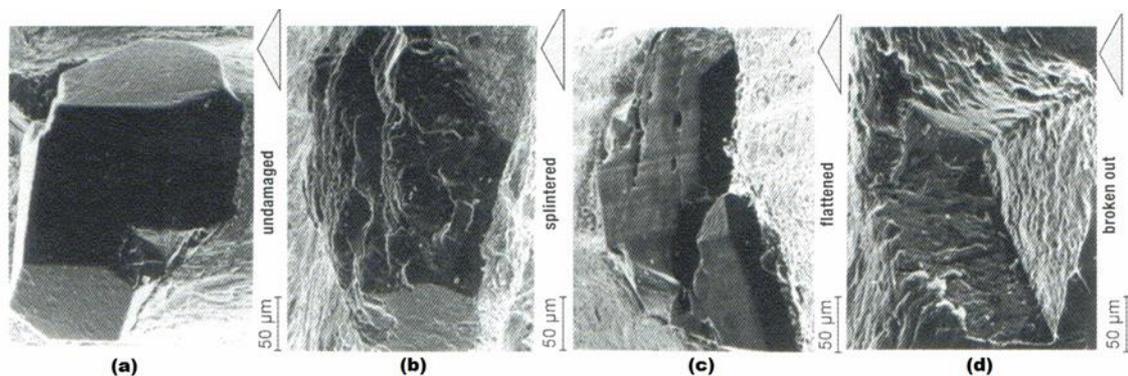


Figura 10 - Tipos de desgaste sobre as partículas de diamante: (a) Intacta ou não desgastada, (b) fraturada, (c) planificada, (d) destacada ou “pull out”. [36]

Estes mecanismos de desgaste, como foi visto, levam a que as partículas de diamante sofram desgaste de distintas maneiras e pela análise da figura 10 isso pode ser comprovado. Como se pode ver pela figura 10 (a), a partícula de diamante não releva qualquer tipo de dano, dando-se assim a denominação de intacta ou não desgastada. Em (b), já se verifica desgaste causado pelas mudanças bruscas de temperatura e aos esforços mecânicos a que as partículas estão sujeitas. Este tipo de desgaste é favorável, desde que com a fratura se formem novas faces ou arestas capazes de efetuar o processo de corte como se de uma partícula intacta se tratassem. O que se verifica em (c) é a abrasão das partículas de diamante, causado pelas forças de atrito entre as partículas e o material a ser cortado, levando a que ocorra desgaste mecânico. Isto faz com que se vá removendo material das partículas de diamante causando a sua planificação. Por último, o que se verifica em (d) é o destacamento ou “pull-out” das partículas de diamante da matriz metálica, isto pode ser devido a que a uma tenacidade insuficiente da matriz sendo esta incapaz de reter as partículas de diamante. [36]

Estudos realizados indicam os aspetos verificados na figura 10, ilustrando na perfeição a sequência de desgaste ao longo do tempo das partículas de diamante presentes nas ferramentas adiantadas. [37] Desta forma será de esperar que os compósitos testados no presente trabalho apresentem os mecanismos de desgaste enumerados acima.

3. MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Apresentação

No presente trabalho, é apresentado o processamento e caracterização metalográfica, mecânica e ao desgaste de compósitos adiantados à base da liga cobre-níquel, os quais foram processados por prensagem a quente (hot pressing), respeitando as técnicas da metalurgia do pó e posteriormente caracterizados. A figura 11 mostra resumidamente os passos do desenvolvimento do trabalho.

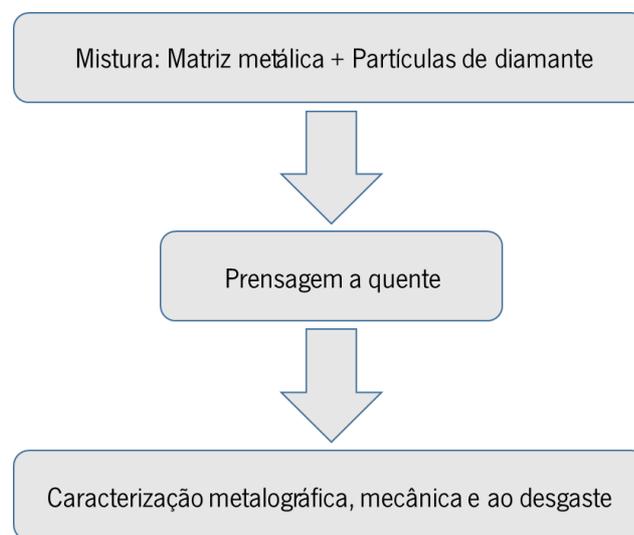


Figura 11 - Rota empregada no desenvolvimento do trabalho.

3.2 Materiais utilizados

Na produção dos compósitos em estudo foram utilizados diferentes tipos de pós, cada um apresentando tamanhos médios de partículas distintos. Tanto essa característica como o seu fornecedor são apresentados na tabela 1.

Tabela 1 - Características dos pós utilizados.

Composição	Tamanho médio partícula (μm)	Fornecedor
WC	2 a 3	JB Química Indústria e Comércio Ltda.
Ni	3 a 6	Citra do Brasil Comércio Internacional Ltda.
Co	2,8	JB Química Indústria e Comércio Ltda.
Cu	<44	JB Química Indústria e Comércio Ltda.
Sn	<44	JB Química Indústria e Comércio Ltda.
Diamante	500	Exin Diamond Material Co. Ltd.

3.3 Mistura dos pós

A primeira etapa do presente trabalho foi a mistura dos pós, esta realizou-se utilizando um vaso de moagem de aço inoxidável AISI 304, com uma cavidade cilíndrica (30,0 mm de diâmetro x 50,0 mm de altura) revestida de metal duro WC-6Co. Além disto, foram utilizadas esferas de metal duro WC-6Co, de 2,5 e 5,0 mm de diâmetro, como corpos moentes.



Figura 12 - Vaso e esferas de moagem.

As etapas de mistura foram realizadas num moinho planetário de bolas Retsch PM100, com uma velocidade de rotação de 300 rpm. Para os pós utilizados neste trabalho (Cu-Ni, Cu-Ni-10Sn, Cu-Ni-15Sn, Cu-Ni-10WC, Cu-Ni-Sn-2WC e Cu-Ni-Sn-10WC) a relação em massa das esferas vs pós foi de 2:1 e os tempos de mistura foram de 6h. À mistura de pós, foi adicionado álcool etílico como agente controlador do processo, na quantidade de 10% (em massa) da massa de pós.

A adição de diamante, foi previamente realizada manualmente com o auxílio de uma pequena espátula.



Figura 13 - Moinho planetário de bolas Retsch PM100.

3.4 Condições de processamento das amostras

Esta etapa é considerada como sendo a mais importante no processamento das amostras, pois é nela que se garante a forma e tolerância dimensional, bem como a densificação da matriz metálica com os diamantes, através dos mecanismos de prensagem e sinterização.

As amostras foram produzidas utilizando um molde de grafite [10 mm (diâmetro) x 10 mm (altura)], a fim de se obter amostras de forma cilíndrica. [30 mm (diâmetro exterior) x 30 mm (altura) x 10 mm (diâmetro interior)]

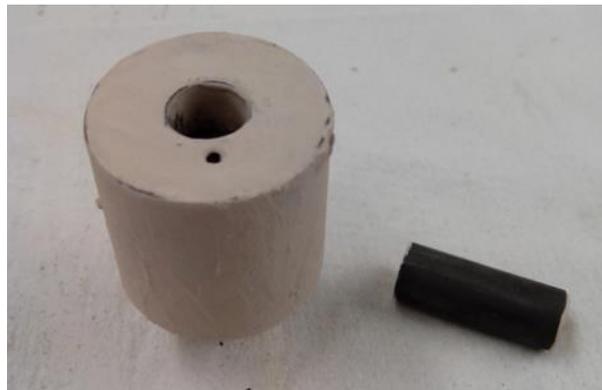


Figura 14 - Molde utilizado.

A sua produção foi realizada utilizando a técnica de metalurgia do pó, hot pressing (prensagem a quente), onde a prensagem dos pós ocorre simultaneamente com a indução de temperatura (sinterização). Esta etapa foi realizada utilizando as condições de processamento expostas na tabela 2.

Tabela 2 – Condições de processamento.

Compósito	Composição (% em massa)	Pressão (MPa)	Temperatura (°C)	Tempo (min)
Cu-Ni	55Cu-45Ni	50	850	15
Cu-Ni c/diamante	4% Diamante	50	850	15
Cu-Ni-10WC	(55Cu-45Ni) -10WC	50	850	15
Cu-Ni-10WC c/diamante	4% Diamante	50	850	15
Cu-Ni-10Sn	(55Cu-45Ni) -10Sn	50	850	15
Cu-Ni-10Sn c/diamante	4% Diamante	50	850	15
Cu-Ni-15Sn	(55Cu-45Ni) -15Sn	50	850	15
Cu-Ni-15Sn c/diamante	4% Diamante	50	850	15
Cu-Ni-Sn-10WC	(55Cu-45Ni) -10Sn-10WC	50	850	15
Cu-Ni-Sn-10WC c/diamante	4% Diamante	50	850	15
Cu-Ni-Sn-2WC	(55Cu-45Ni) -10Sn-2WC	50	850	15
Cu-Ni-Sn-2WC c/diamante	4% Diamante	50	850	15
Cobalto	100Co	50	900	15
Cobalto c/diamante	4% Diamante	50	900	15
Níquel	100Ni	50	900	15
Níquel c/diamante	4% Diamante	50	900	15

Os parâmetros utilizados foram previamente estipulados e estão baseados naquilo que se utiliza na indústria das ferramentas de corte, em que as temperaturas de sinterização se encontram entre os 800 e os 900°C para as ligas consideradas. Quanto à pressão e tempos, segundo a literatura, os valores usados encontram-se dentro daquilo que é recomendado para este tipo de compósitos, daí se justificar serem utilizados na produção de ferramentas adiantadas, não excluindo desta forma a alteração de algum dos parâmetros caso seja necessário. [21]

Inicialmente são pesados os pós, em seguida é pintado o interior do molde, bem como as extremidades dos punções com tinta de zircônia, para que durante o processamento não ocorra a difusão de carbono para as amostras. Após este passo é colocado o pó cuidadosamente no interior do molde, terminando com o posicionamento do punção superior, para garantir um adequado preenchimento do molde este é ligeiramente pressionado com o auxílio de uma pequena prensa. Realizado este passo, o molde é colocado no suporte de forma a garantir que o termopar se encontre

numa posição que permita obter temperaturas próximas àquelas a que os pós se irão encontrar durante o processamento. O conjunto (suporte + molde) é colocado no interior da câmara e é ligada a bomba de vácuo. Posto isto, todo o sistema é colocado na sua posição, dando-se início ao ciclo com o ligar do forno.



Figura 15 - Sistema de Hot Pressing.

Ao se atingir uma temperatura próxima da temperatura de sinterização, cerca de 100°C abaixo desta, inicia-se a indução de pressão, de referir que a pressão é induzida gradualmente para que não se dê a quebra do molde. Atendida a temperatura de sinterização a pressão terá de ser também a estipulada (50 MPa), dando-se assim início ao ciclo de sinterização que terá um tempo estipulado de 15 minutos. Durante este ciclo a temperatura e a pressão terão de ser mantidas nos seus valores estipulados.

Terminado o ciclo, o forno é desligado e após todo o sistema arrefecer é retirado o molde e desmoldada a amostra.

Esta sequência de passos foi repetida para todas as amostras produzidas.

3.5 Preparação das amostras para caracterização

Realizada a etapa de produção das amostras, estas foram preparadas para que pudessem ser caracterizadas. Esta preparação esteve dividida em dois passos, montagem das amostras em resina e o seu polimento.

- Montagem das amostras em resina

Este primeiro passo teve como intuito montar as amostras em resina para que o seu polimento fosse mais facilitado. Este iniciou-se com a colocação de vaselina nos recipientes onde se realizou a montagem. Após colocadas as amostras nos respetivos recipientes procedeu-se à produção da resina, sendo esta uma mistura de dois componentes (resina e endurecedor) numa proporção de 10 para 2,8 (10 de resina e 2,8 de endurecedor). Realizou-se a mistura durante 2 minutos, sem parar. Feita a mistura colocou-se a resina nos recipientes até se cobrir as amostras. Por fim deixou-se secar durante 8 horas.



Figura 16 - Amostras montadas em resina.

De referir que para as amostras sem diamante, foram colocadas duas por recipiente, sendo que no caso das amostras com diamante apenas se colocou uma, devido ao facto de o seu polimento ser mais difícil e durante o mesmo poder dar-se o caso de um dos diamantes se soltar e riscar as outras amostras.

- Polimento

Este passo teve como intuito polir as amostras até que estas se encontrassem espelhadas, sendo isto possível para as amostras sem diamante. No caso das amostras com diamante isto já não foi possível devido à elevada dureza do diamante, daí que o polimento destas amostras teve como objetivo deixar as amostras com o menor número de riscos ou pelos menos que os riscos que apresentavam estivessem orientados no mesmo sentido.

O polimento foi feito utilizando o equipamento MECAPOL P251 e as lixas de diferentes granulometrias, presentes no laboratório do Departamento de Mecânica da Universidade do Minho.



Figura 17 - Equipamento utilizado para o polimento das amostras produzidas (MECAPOL P251).

Para as amostras sem diamante foi realizado um polimento utilizando uma série de lixas com diferentes granulometrias, iniciando na maior e terminando na menor. Durante o processo e quando se mudava a lixa as amostras eram rodadas 90° em relação à posição anterior, de modo a eliminar os riscos. A série de lixas utilizadas foi a seguinte: P180, P320, P600, P800, P1200, P2500 e P4000.

Para as amostras com diamante o polimento foi realizado com uma série de lixas menor, devido à dificuldade de polir este tipo de compósitos, sendo que se teve os mesmos cuidados que se tiveram para as amostras sem diamante. A série de lixas utilizadas foi a seguinte: P180, P320 e P600.

3.6 Microscopia Eletrónica de Varrimento (MEV)

Após o processamento e o polimento das amostras, estas foram submetidas a análises da microestrutura no microscópio eletrónico NanoSEM – FEI Nova 200 (FEG/SEM), presente no Laboratório de Serviços de Caracterização de Materiais da Universidade do Minho, tendo as imagens sido obtidas nos dois modos (ETD e BSED), com diferentes ampliações, dependendo do compósito em estudo. Esta análise teve como intuito estudar a ligação entre a matriz e os reforços, incluindo o diamante, bem como a sua distribuição e a possível presença de defeitos como é o caso da porosidade.



Figura 18 - NanoSEM – FEI Nova 200 (FEG/SEM).

Finalizados os ensaios de desgaste as amostras foram também submetidas a análises da microestrutura no microscópio eletrónico, tendo também estas imagens sido obtidas nos dois modos e com várias ampliações.

3.7 Espectroscopia de raios-X (EDX)

No seguimento da obtenção das imagens através do microscópio eletrónico e com o uso do mesmo equipamento, determinou-se quantitativamente os elementos presentes nos vários compósitos, bem como a possível formação de novos compostos durante o processamento das amostras. Esta análise realizou-se em vários pontos das amostras de modo a conseguir-se identificar os vários componentes dos compósitos.

3.8 Difração de raios-X (DRX)

A análise difratométrica das amostras produzidas foi realizada no difratômetro Bruker D8 Discover, presente no Laboratório de Serviços de Caracterização de Materiais da Universidade do Minho. O varrimento foi realizado fazendo-se variar 2θ de 20 a 120°, com um passo ($\Delta\theta$) de 0,02° e tempo de aquisição de 2 segundos, utilizando uma radiação Cu-K α .

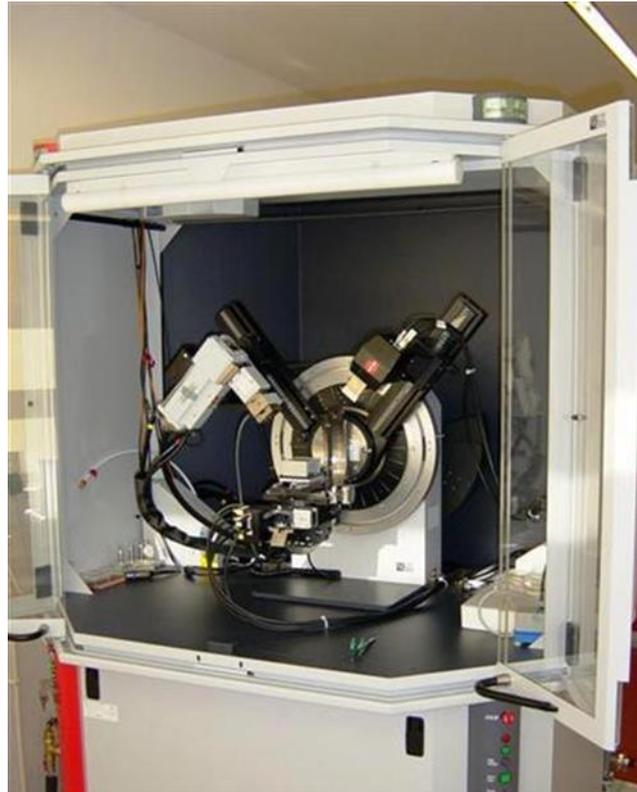


Figura 19 - Bruker D8 Discover.

Esta análise teve como intuito identificar possíveis compostos intermetálicos que se puderam formar durante o processamento, tendo esta análise sido realizada com o auxílio dos difratogramas obtidos e das fichas JCPDS (Joint Committee of Powder Diffraction Standards).

3.9 Ensaio de microdureza Vickers

Os ensaios de microdureza Vickers, como o próprio nome indica, foram realizados com o intuito de determinar a microdureza dos compósitos produzidos. De referir que estes ensaios foram apenas realizados nos compósitos sem a presença das partículas de diamante.

Estes ensaios foram realizados no equipamento EmcoTest Durascan, presente no laboratório do Departamento de Mecânica da Universidade do Minho. Para a determinação da microdureza das amostras foi aplicada uma carga de 200 g durante 15 segundos, e com o auxílio do equipamento foi possível então determinar a dureza de cada amostra. Foram realizados cerca de cinco ensaios em média para cada tipo de compósito produzido.



Figura 20 - EMCOTEST DURAScan.

3.10 Ensaio de corte

Os ensaios de corte foram realizados com o objetivo de determinar a tensão de rotura ao corte das diferentes amostras produzidas. Para tal utilizou-se um suporte metálico de modo a que uma metade da amostra fique exposta e a outra fixa e assim a pastilha de corte possa atuar sobre a metade exposta.



Figura 21 - Ensaio de corte.

Os testes foram feitos num equipamento universal de ensaios mecânicos INSTRON, modelo 8874, presente no laboratório do Departamento de Mecânica da Universidade do Minho, usando uma velocidade de 0,02 mm/s. Foram testadas pelo menos 3 amostras de cada compósito em estudo, tanto os compósitos sem diamante como os com diamante.

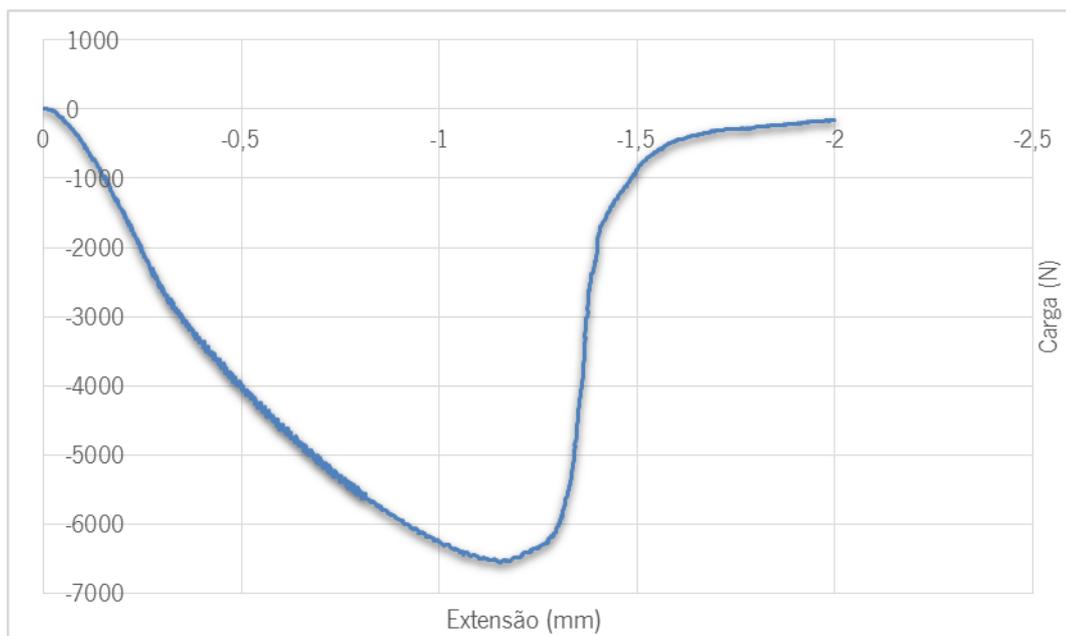


Figura 22 - Gráfico representativo dos ensaios de corte.

Realizados os ensaios foi possível construir, a partir dos dados obtidos, um gráfico, para cada uma das amostras, semelhante ao da figura 22, onde foram retiradas as cargas até à rotura. Para o cálculo das tensões de corte (MPa) foi utilizada a seguinte relação:

$$Tensão\ de\ rotura\ ao\ corte = \frac{Carga\ de\ Rotura}{(Diâmetro \times Espessura)}$$

onde são utilizados o diâmetro (mm) e espessura (mm) de cada amostras testada, bem como a sua carga de máxima (N).

3.11 Ensaio de desgaste

No âmbito deste estudo foram realizados dois diferentes tipos de ensaios de desgaste, os primeiros para testar a resistência ao desgaste das amostras sem a adição de partículas de diamante, onde estas foram testadas contra uma esfera de alumina. E uns segundos foram realizados com o objetivo de simular o efeito de corte das ferramentas adiantadas sobre uma superfície de pedra, para tal foram apenas testados os compósitos com diamante sobre discos de granito.

Os ensaios para avaliar a resistência ao desgaste das amostras sem partículas de diamante foram do tipo pino-placa, onde os pinos são esferas de alumina e as placas são as amostras produzidas, estes foram realizados no tribómetro CETR UMT-2, presente no laboratório de tribologia do Departamento de Mecânica da Universidade do Minho. Todos os ensaios foram realizados após a limpeza de todas as amostras no ultrassons, em que foi feita uma limpeza durante 15 minutos em álcool isopropílico e 10 minutos em água destilada.

Os testes de desgaste foram realizados utilizando os seguintes parâmetros:

- Carga: 20 N
- Tempo de ensaio: 1 h
- Frequência: 1 Hz

Concluídos os ensaios foi possível retirar o coeficiente de atrito entre as esferas de alumina e as amostras, e também a perda de massa que as esferas e as amostras apresentaram após o ensaio e assim avaliar qual das amostras apresenta uma maior resistência ao desgaste.



Figura 23 - Ensaio de desgaste contra esferas de alumina realizados no tribômetro CETR UMT-2.

Os ensaios para simular o efeito de corte das ferramentas adiantadas sobre uma superfície de pedra foram do tipo pino-disco, onde os pinos são os compósitos produzidos e os discos de granito, como os da figura 24. Estes ensaios foram realizados contra discos de granito, isto porque o granito é uma das rochas com maior presença no nosso país, sendo que o tipo de granito utilizado para estes ensaios foi o granito rosa porrinho, este é da cor rosa, com tamanho de grão médio, compacto e de fratura irregular.



Figura 24 - Discos de granito utilizados nos testes de desgaste contra pedra.

Estes ensaios foram realizados no tribómetro PLINT-TE67/R, presente no laboratório de tribologia do Departamento de Mecânica da Universidade do Minho, e após a limpeza tanto das amostras como dos discos de granito, esta consistiu numa limpeza durante 15 minutos em álcool isopropílico e 10 minutos em água destilada. E utilizando parâmetros em tudo semelhantes aos dos ensaios anteriores, sendo estes os seguintes:

- Carga: 20 N
- Tempo de ensaio: 1 h
- Frequência: 1 Hz

Concluídos os ensaios foi possível retirar o coeficiente de atrito entre os pinos e os discos de pedra, e também a perda de massa que os pinos e os discos apresentaram após o ensaio e assim avaliar qual dos compósitos foi o mais eficaz no desgaste dos discos de pedra.



Figura 25 - Ensaio de desgaste contra discos de granito.

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

No presente capítulo, são apresentados e discutidos os resultados obtidos após a caracterização de todas as amostras processadas pelo processo de sinterização por prensagem a quente (hot pressing).

4.1 Análise das propriedades mecânicas das amostras sem diamante

4.1.1 Estudo de uma matriz de cobalto (Co) e uma matriz de níquel (Ni)

De modo a fazer uma comparação entre as ligas que irão ser alvo de estudo no âmbito desta dissertação e os metais tradicionalmente usados como matrizes para ferramentas de corte, apresenta-se nesta secção um estudo sobre as propriedades mecânicas e ao desgaste de uma matriz de Co e uma outra de Ni.

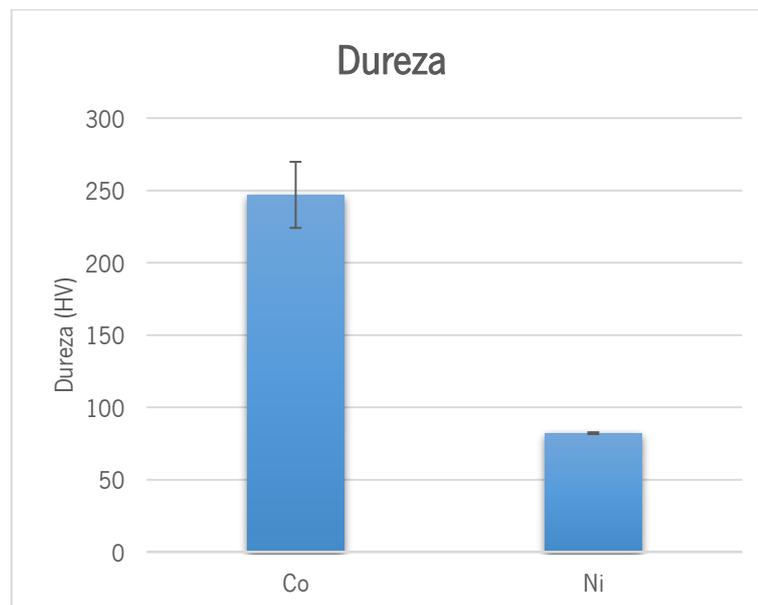


Figura 26 - Dureza (HV) obtida para o Co e Ni.

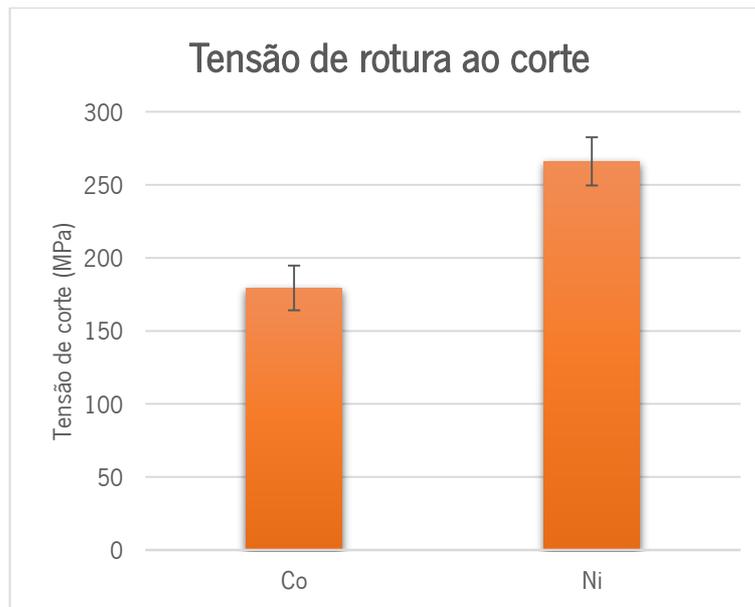


Figura 27 - Tensão de rotura ao corte obtida para o Co e Ni.

Este estudo foi realizado de modo a poder conhecer as propriedades mecânicas destas duas matrizes metálicas e assim ser possível ter um ponto de comparação para os materiais em estudo. Como foi dito anteriormente as ligas metálicas mais utilizadas neste mercado são constituídas principalmente por este tipo de matrizes metálicas, maioritariamente o Co.

Analisando os resultados obtidos (figura 26 e 27) é possível verificar que o Co e o Ni aqui testados revelam valores de dureza de 247 e 82 HV, respetivamente. Estes valores vão ao encontro daquilo que é encontrado na literatura, em que os valores da dureza do Co rondam os 250 HV e os valores da dureza do Ni rodam os 80 HV. [38, 39] No que à tensão de rotura ao corte diz respeito o mesmo já não pode ser dito em relação ao Co, pois este adota valores diferentes ao encontrado na literatura, uma das causas que poderá explicar esta diferença de valores poderá estar na temperatura de processamento utilizada [40] Segundo a literatura a temperatura de processamento utilizada (900°C) não é aquela que é considerada a temperatura mais indicada para a sinterização do Co, sendo a temperatura ideal de 1300°C. [41] Por este motivo os valores obtidos para o Co poderão não corresponder aos valores típicos devido a um nível insuficiente de sinterização do mesmo.

Para o caso do Ni, foram obtidos valores de tensão de rotura ao corte da ordem dos 260 MPa, sendo estes similares aqueles que são encontrados na literatura (230 MPa), concluído assim que para este caso a temperatura de processamento utilizada leva a uma adequada sinterização desta matriz. [38]

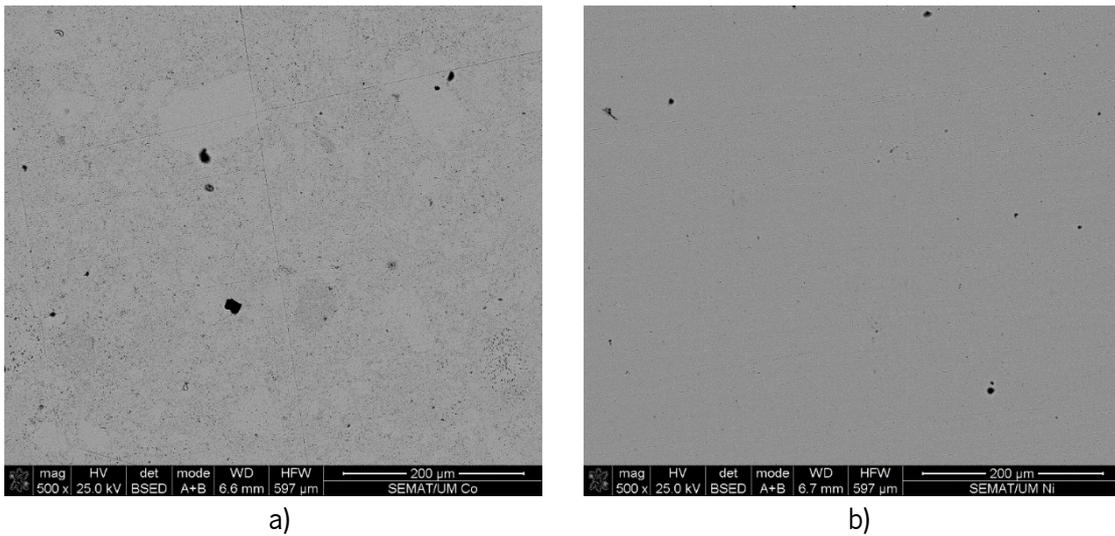


Figura 28 – Imagens de microscopia eletrônica de varrimento do: a) Co e b) Ni.

Após análise das imagens de microscopia eletrônica de varrimento das superfícies das matrizes de Co e Ni (figura 28) é possível verificar o que foi mencionado anteriormente. Pode ver-se que para o caso do Co a sinterização não foi a mais adequada, aparecendo até alguma porosidade nestas amostras. Para o Ni é possível aferir pela análise da imagem que para estas amostras a sinterização já foi mais bem conseguida, levando a que as propriedades mecânicas vão ao encontro do espectável.

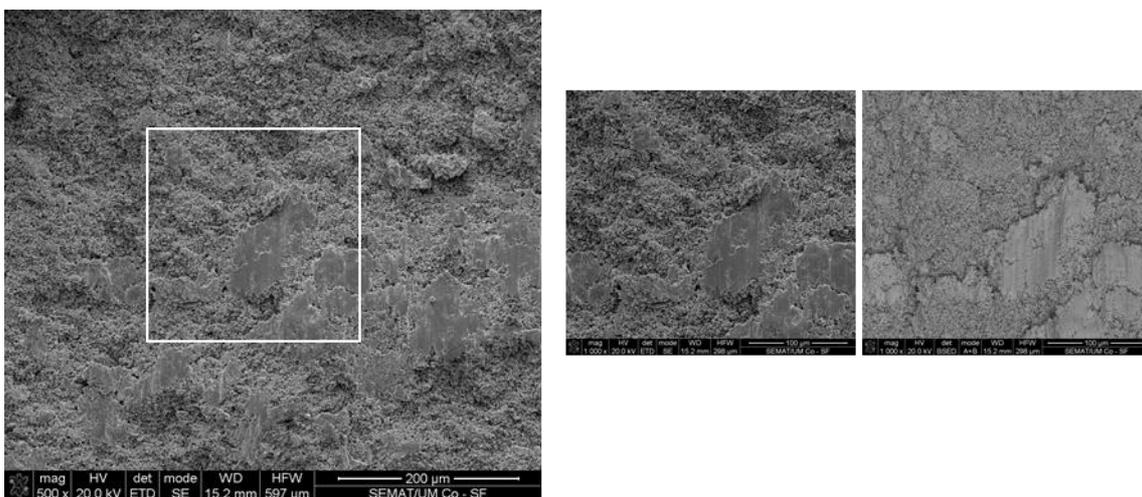


Figura 29 – Imagens de microscopia eletrônica de varrimento da superfície de fratura do Co.

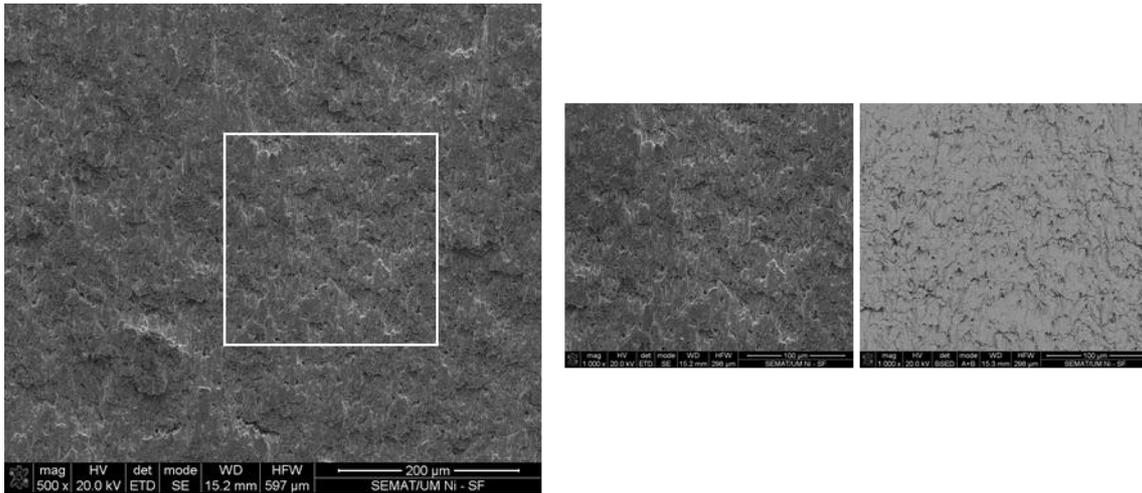


Figura 30 – Imagens de microscopia eletrônica de varrimento da superfície de fratura do Ni.

Após os ensaios de corte, foi analisada a superfície de fratura das amostras para que fosse possível apurar o tipo de fratura que ocorre para cada uma das matrizes em estudo. Nestas foi possível averiguar comportamentos distintos das matrizes quando sujeitas a esforços de corte.

No que à matriz de Co diz respeito, embora haja alguma deformação plástica, foi possível detetar falhas na sinterização do metal, pois como foi dito anteriormente a temperatura de processamento usada está uns graus abaixo da temperatura ótima de sinterização do Co.

Para o caso do Ni, ao se analisar a sua superfície de fratura, comprova-se que para esta caso já se dá uma boa sinterização, evidenciando assim uma fratura tipicamente dúctil, que vai ao encontro dos valores obtidos tanto da dureza como da tensão de rotura ao corte.

4.1.2 Estudo da adição de estanho (Sn) à matriz metálica cobre-níquel

Tendo em conta que esta matriz metálica será utilizada como matriz de um compósito para utilização como ferramenta de corte, é necessário garantir que esta apresente propriedades mecânicas adequadas às solicitações em serviço. Para tal a matriz foi caracterizada segundo a sua dureza e tensão de rotura ao corte (figuras 31 e 32).

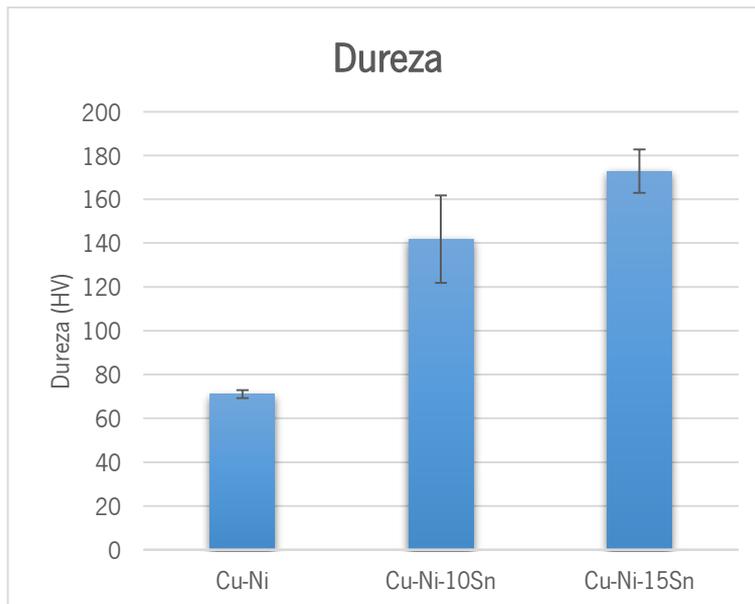


Figura 31 - Dureza (HV) obtida para Cu-Ni; Cu-Ni-10Sn; Cu-Ni-15Sn.

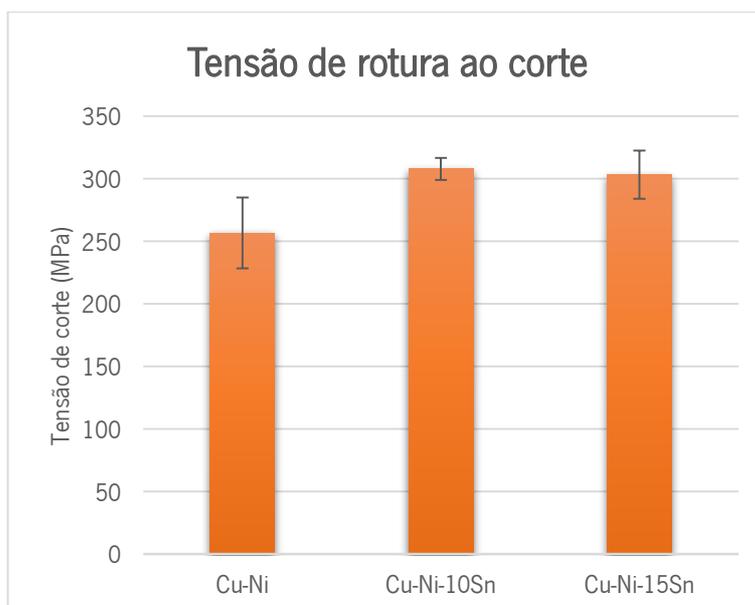


Figura 32 - Tensão de rotura ao corte obtida para Cu-Ni; Cu-Ni-10Sn; Cu-Ni-15Sn.

Este estudo foi efetuado de modo a aferir se adição de Sn poderia levar a um aumento das propriedades mecânicas da matriz. Analisando os resultados obtidos (figuras 31 e 32) pode-se verificar que os valores obtidos para a matriz Cu-Ni vão ao encontro daquilo que é encontrado na literatura, tendo esta capacidade de obter valores de dureza e de tensão de rotura ao corte variáveis, dependendo da quantidade de CuNi formado durante o processamento. Este composto pode apresentar valores de dureza entre os 60 e 160 HV e tensões de rotura ao corte de entre 225 e 425 MPa, sendo que os obtidos neste estudo se inserem nesta ordem de grandeza. [42] Foi verificado que a adição de Sn ao Cu-Ni levou a um aumento tanto da dureza como da tensão de rotura ao corte.

Embora o estanho apresente uma dureza de 3 na escala de Vickers. [38] Ou seja, inferior à da liga Cu-Ni (70,6 HV) verificou-se experimentalmente que a sua adição levou a um aumento da dureza. É possível também verificar que quanto maior é a percentagem de estanho presente, maior será a dureza. Relativamente à tensão de rotura ao corte obtiveram-se valores similares para as amostras com 10 e 15% de Sn.

Na literatura está reportada a possível formação de compostos resultantes de reação entre os constituintes, “especialmente” do Sn (que se encontra na sua fase líquida) com o Ni ou com o Cu. Está também reportada a capacidade que o Sn tem de promover a formação de um composto entre o Cu e o Ni. [27, 28]

Foram efetuadas análises de DRX nas amostras de Cu-Ni, Cu-Ni-10Sn e Cu-Ni-15Sn (figuras 33, 34 e 35), confirmando esta última hipótese, uma vez que foram detetados exclusivamente picos correspondentes a CuNi. A não deteção do Sn nas amostras em que o mesmo está presente, poderá dever-se à pequena quantidade adicionada.

Embora o composto CuNi tenha sido detetado nas amostras de Cu-Ni, o aumento do seu teor, potenciado pela adição crescente do Sn, poderá explicar o aumento destas propriedades.

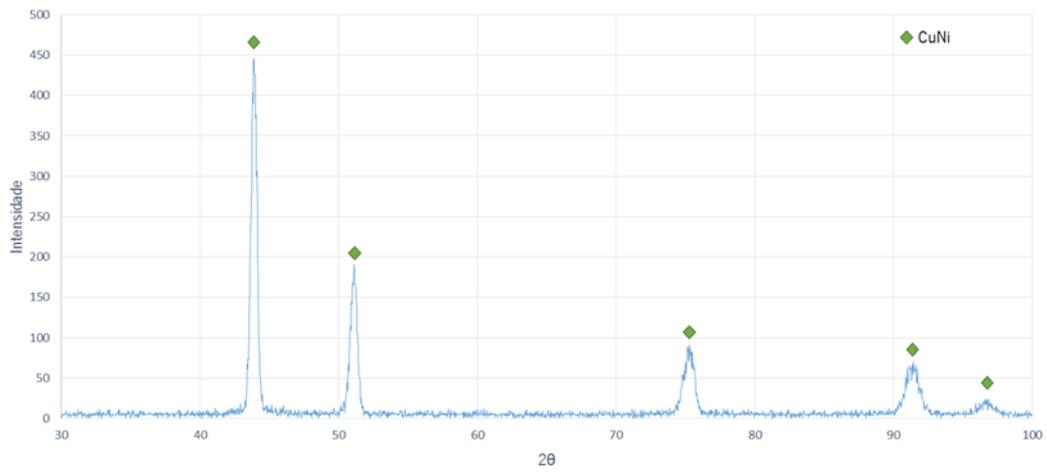


Figura 33 - Difratoograma de raio-X para o Cu-Ni.

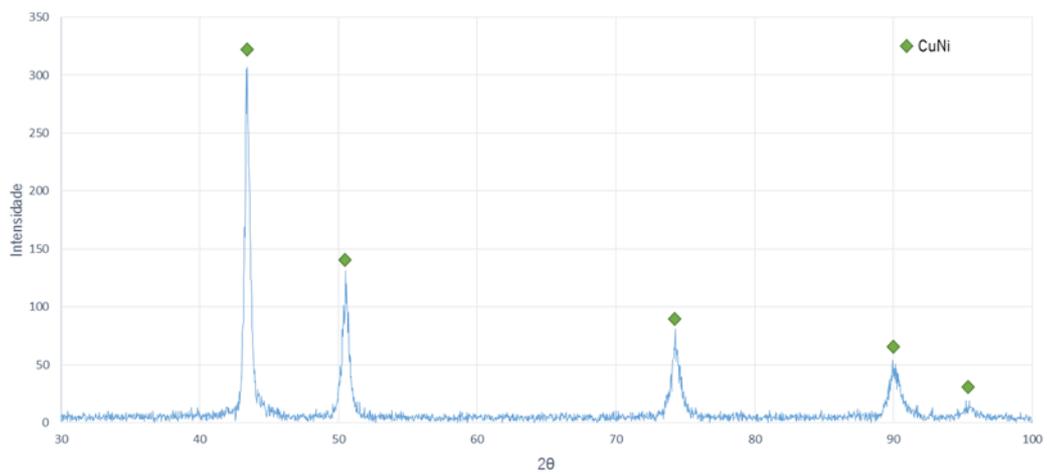


Figura 34 - Difratoograma de raio-X para o Cu-Ni-10Sn.

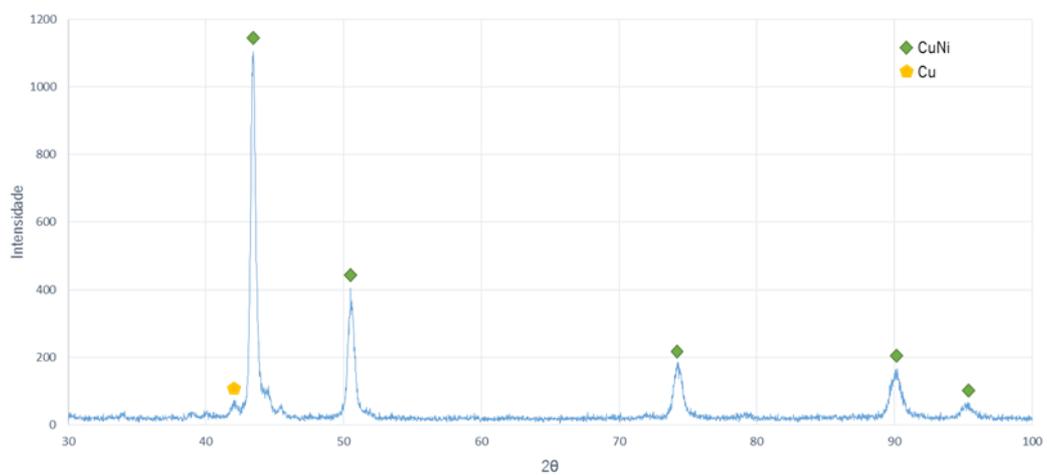
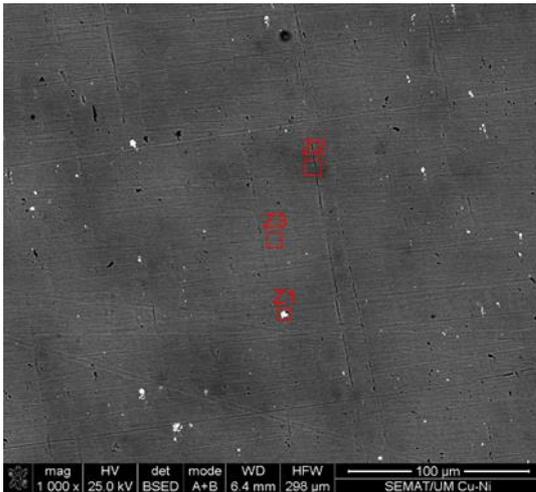


Figura 35 - Difratoograma de raio-X para o Cu-Ni-15Sn.

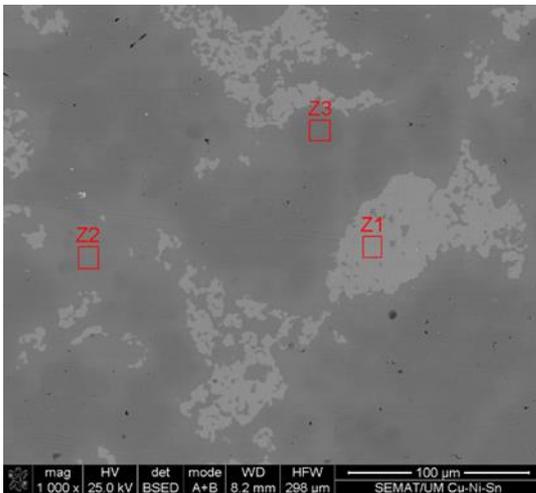
De modo a poder compreender as alterações verificadas quanto a dureza e tensão de rotura ao corte causadas pela adição do Sn, foi realizada uma análise microestrutural e de composição química. Esta análise da composição química foi realizada por EDX, esta trata-se de uma análise semi quantitativa e que analisa a amostra em profundidade, resultando assim na aparição de maiores quantidades dos elementos presentes nas imagens de MEV ou até mesmo a aparição de novos elementos. (figura 36 e tabelas 3, 4 e 5).



a)

Tabela 3 - Composição química (% em massa) das zonas indicadas na figura 36 a).

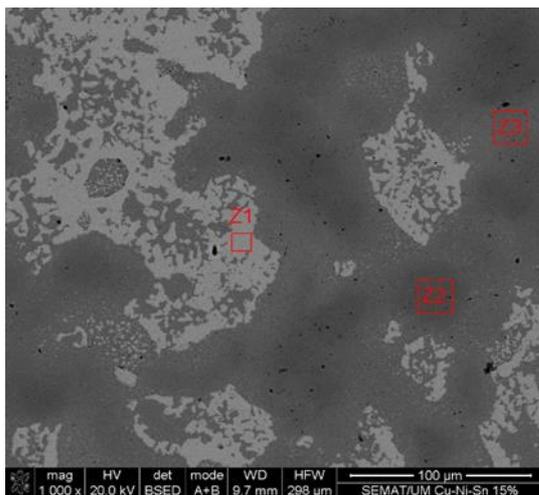
Elemento	Z1	Z2	Z3
W	72,56	-	-
C	5,81	-	-
Ni	8,87	88,75	23,22
Cu	8,80	11,25	76,78



b)

Tabela 4 - Composição química (% em massa) das zonas indicadas na figura 36 b).

Elemento	Z1	Z2	Z3
O	3,28	5,41	-
Sn	36,70	13,37	-
Ni	45,56	51,48	14,42
Cu	14,46	29,73	82,89



c)

Tabela 5 - Composição química (% em massa) das zonas indicadas na figura 36 c).

Elemento	Z1	Z2	Z3
O	1,79	-	-
Sn	39,38	2,15	13,42
Ni	41,03	3,19	59,94
Cu	17,81	95,66	29,64

Figura 36 - Imagens de microscopia eletrônica de varrimento de:
a) Cu-Ni; b) Cu-Ni-10Sn; c) Cu-Ni-15Sn.

Após análise tanto das imagens (figura 36) obtidas como da composição química (tabelas 3, 4 e 5) das matrizes em estudo, várias conclusões foram retiradas.

Analisando as imagens da microscopia eletrônica de varrimento da matriz Cu-Ni (figura 36 a)) é possível verificar que ocorreu uma completa densificação, o que levou a uma ausência quase total da porosidade. Sendo esta matriz processada a partir de pós elementares de Cu e de Ni, verifica-se que existe alguma diferença quanto à composição em diversas zonas (Z2 e Z3), como pode ser visto na tabela 3. Como se pode ver a zona Z2 é uma zona mais rica em Ni comparativamente à zona Z3 sendo esta mais rica em Cu, isto é possível aferir não só pela análise química mas também pela diferente coloração que é visível nas imagens de microscopia.

A adição de Sn na matriz Cu-Ni, resulta em imagens de microscopia eletrônica de varrimento, completamente diferentes. Analisando em primeiro lugar as imagens correspondentes à matriz com a adição de 10% de Sn (figura 36 b)), e embora na amostra de Cu-Ni esta já apresente uma boa densificação, é possível verificar que o Sn promove um aumento da mesma, como é reportado na literatura. [25 - 27] [43, 44] É visível também que o Sn não apresenta uma dispersão substancial e uniforme, no entanto estas zonas (Z1) contribuem para a densificação de toda a matriz. De modo similar às amostras de Cu-Ni, as zonas onde não está presente o Sn é possível distinguir o Cu e o Ni, tanto por análise química (tabela 4) como pela diferente coloração que estes dois elementos apresentam nas imagens obtidas.

Para as amostras em que a percentagem de Sn é de 15%, na análise das imagens de microscopia eletrônica de varrimento (figura 36 c)) é possível verificar que o aumento do teor de Sn

leva a que haja uma maior dispersão do mesmo entre o Cu e o Ni, estando deste modo presente em todas as zonas analisadas (Z1, Z2 e Z3) como é possível apurar com a análise da imagens e da tabela 5.

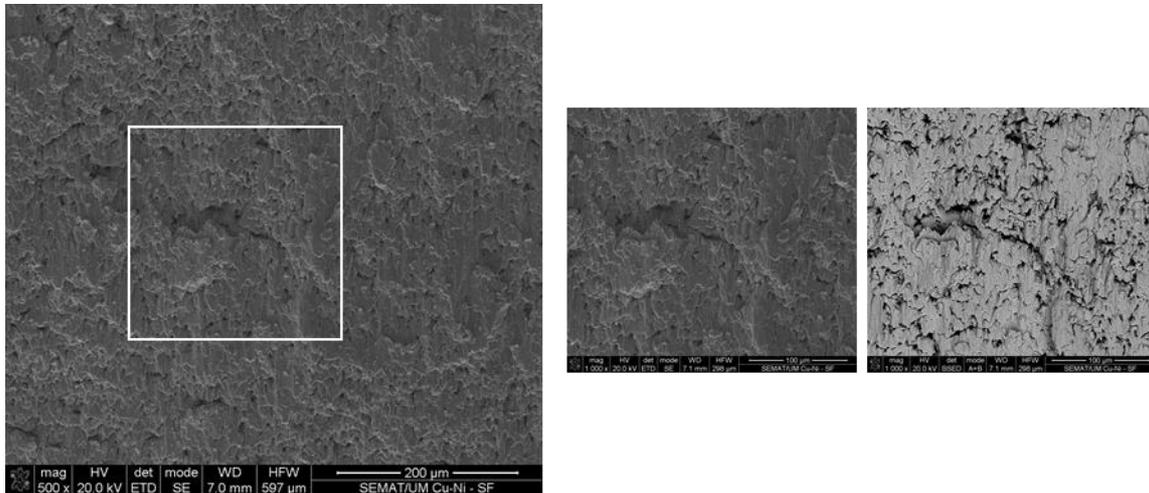


Figura 37 – Imagens de microscopia eletrônica de varrimento da superfície de fratura do Cu-Ni.

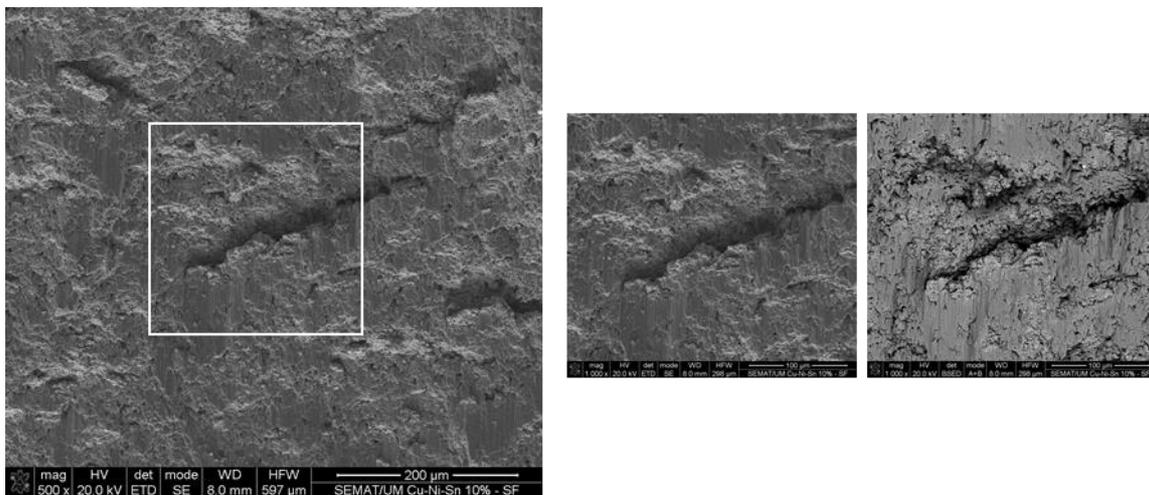


Figura 38 – Imagens de microscopia eletrônica de varrimento da superfície de fratura do Cu-Ni-10Sn.

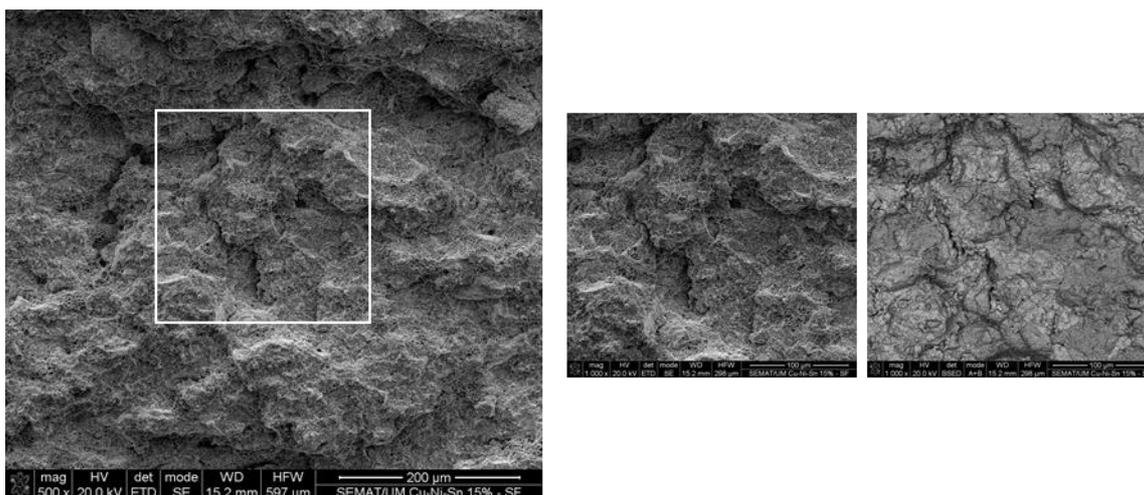


Figura 39 – Imagens de microscopia eletrônica de varrimento da superfície de fratura do Cu-Ni-15Sn.

Após os ensaios de corte, foi analisada a superfície de fratura das amostras para que fosse possível apurar o tipo de fratura que ocorre para cada um dos casos em estudo. Nos três casos aqui em estudo é possível verificar alguns comportamentos distintos das matrizes quando sujeitas a esforços de corte. Isto deve-se ao facto das suas diferentes composições, tendo a adição de Sn alterado o comportamento da matriz Cu-Ni.

Analisadas as imagens de microscopia eletrônica de varrimento da superfície de fratura das amostras de Cu-Ni (figura 37) em conjunto com os valores obtidos para a dureza e tensão de rotura ao corte, pode-se aferir que o tipo de fratura ocorrido para estas amostras é do tipo dúctil.

No caso das amostras em que há a adição de Sn o comportamento é diferente, analisando a superfície de fratura destas amostras (figura 38 e 39) podemos verificar dois comportamentos diferentes. Existem zonas em que é evidenciado um comportamento mais dúctil e outras em que o comportamento se torna menos dúctil, isto deve-se ao facto de existirem zonas mais ricas em certos elementos/compostos. Ou seja, nestas amostras são observados dois comportamentos distintos ao mesmo tempo, isto porque existem zonas mais ricas no composto CuNi que pode obter valores de dureza e tensão de rotura ao corte elevados levando ao tal comportamento menos dúctil e outras zonas mais ricas em Sn, que é um composto com uma dureza e tensão de rotura ao corte reduzidas, o que explica a existência de um comportamento mais dúctil destas amostras em certos pontos. Esta explicação é dada tanto para as amostras de Cu-Ni-10Sn como para as amostras de Cu-Ni-15Sn, sendo este misto de comportamentos mais evidente nas amostras com maior percentagem de Sn.

4.1.3 Estudo da adição de carboneto de tungstênio (WC) à matriz metálica cobre-níquel

Como foi dito anteriormente é importante que a matriz metálica apresente elevadas propriedades mecânicas e ao desgaste. Deste modo foram produzidos e caracterizados compósitos com matriz de Cu-Ni reforçados com 10% de Carboneto de Tungstênio (WC). Este reforço, de acordo com a literatura, pode conferir uma maior dureza e resistência ao desgaste. [11, 15, 24]

A dureza e tensão de rotura ao corte destes compósitos é apresentada na figura 40 e 41, respetivamente.

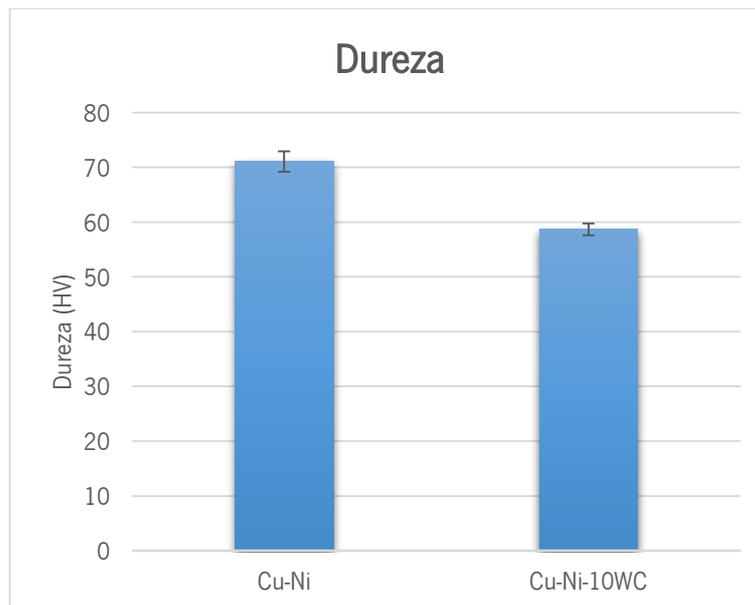


Figura 40 - Dureza (HV) obtida para Cu-Ni; Cu-Ni-10WC.

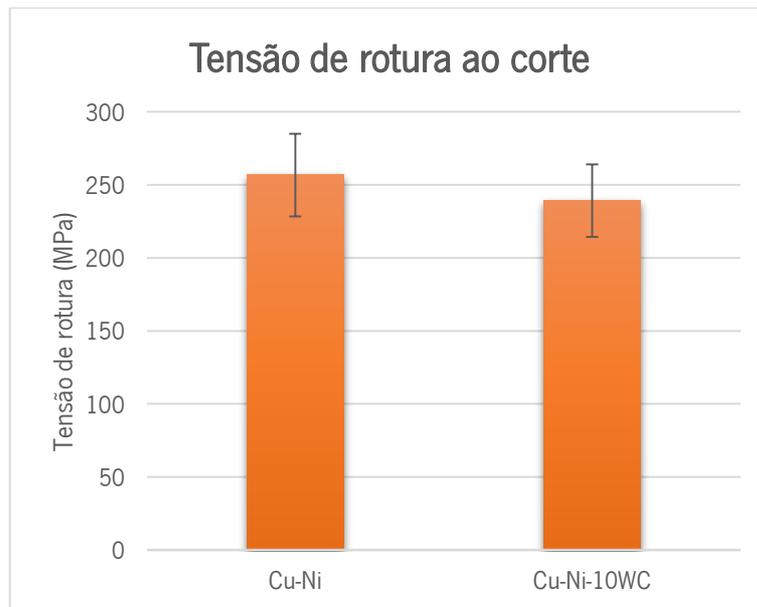


Figura 41 - Tensão de rotura ao corte obtida para Cu-Ni; Cu-Ni-10WC.

Analisando os resultados obtidos, verifica-se uma redução da dureza e da tensão de rotura ao corte com a adição do WC. De modo a poder compreender a redução (não expectável) da dureza e tensão de rotura ao corte causadas pela adição do WC, foi realizada uma análise microestrutural e de composição química (figura 42 e tabela 6).

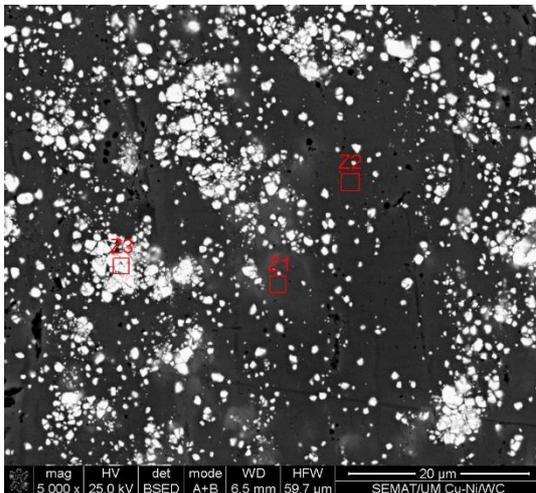


Tabela 6 - Composição química (% em massa) das zonas indicadas na figura 42.

Elemento	Z1	Z2	Z3
W	8,91	2,66	82,99
C	-	-	6,67
Ni	60,43	51,29	4,43
Cu	30,66	46,05	5,62

Figura 42 - Imagem de microscopia eletrónica de varrimento de Cu-Ni-10WC.

Após análise das imagens obtidas neste compósito (figura 42) é possível verificar a presença de aglomerados de partículas de WC, podendo isto estar na causa do decréscimo dos valores das propriedades em estudo. A formação destes aglomerados pode ser causada pelo reduzido tamanho das partículas de WC, sendo estas as mais pequenas de todos os pós utilizados ao longo deste trabalho. Estes aglomerados poderão estar a atuar como impurezas/defeitos e assim influenciando negativamente as propriedades da matriz de Cu-Ni.

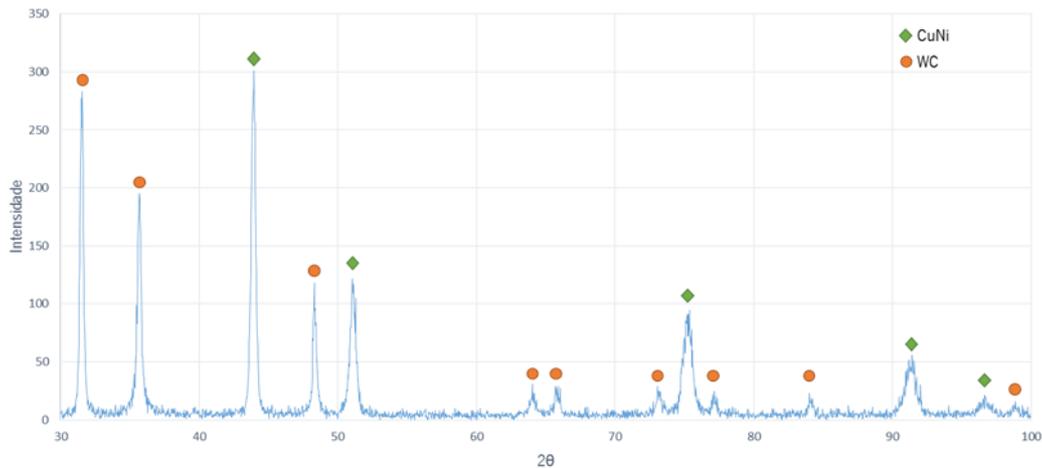


Figura 43 - Digratograma de raio-X do compósito Cu-Ni-10WC.

A análise de DRX realizada nestes compósitos (figura 43) revelou a presença do CuNi e do WC, como era expectável, uma vez que a estabilidade do WC à temperatura de processamento utilizada não permitiria a existência de produtos de reação.

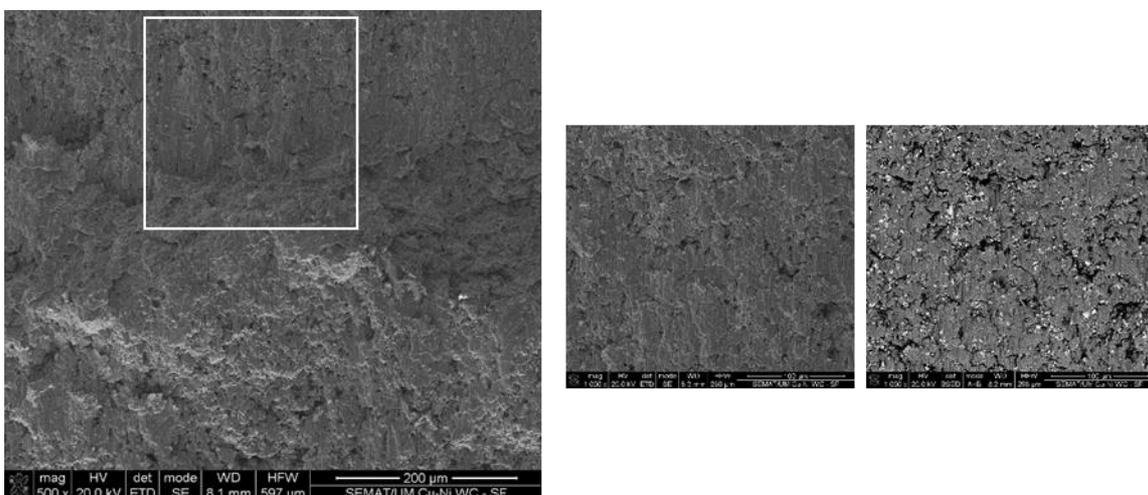


Figura 44 – Imagens de microscopia eletrónica de varrimento da superfície de fratura do Cu-Ni-10WC.

Analisadas as imagens de microscopia eletrónica de varrimento da superfície de fratura das amostras de Cu-Ni-10WC (figura 44) em conjunto com os valores obtidos para a dureza e tensão de rotura ao corte é possível dizer-se que a presença dos aglomerados de partículas de WC fazem com que estas amostras apresentem uma superfície de fratura desigual por toda a sua extensão. É possível evidenciar que nas zonas onde existe a presença de aglomerados a fratura tende para um tipo mais frágil. Como foi referido anteriormente estes aglomerados estão a atuar como defeitos, levando a este tipo de comportamento. Nas zonas onde esses aglomerados não são tão evidentes o comportamento que as amostras evidenciam é um comportamento mais dúctil. Por estes motivos estas amostras quando sujeitas a esforços de corte tendem a apresentarem um misto de comportamento frágil e dúctil.

4.1.4 Estudo da adição de carboneto de tungsténio (WC) à matriz Cu-Ni-10Sn

Nesta secção são apresentados e discutidos os resultados do efeito da adição do WC ao Cu-Ni-10Sn. O motivo pelo qual foi seleccionada a matriz com 10% de Sn em detrimento da que possuía 15%, relaciona-se com o facto de não existir uma alteração significativa na tensão de rotura ao corte, com a introdução de mais 5% de Sn.

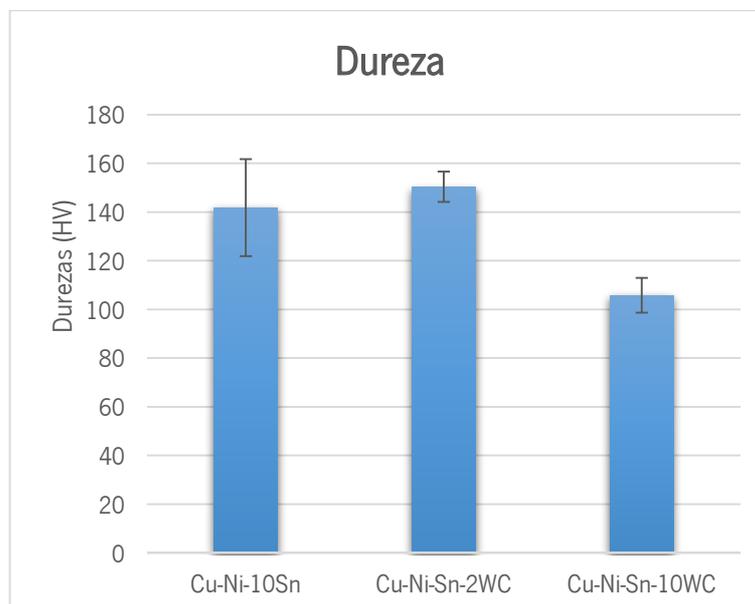


Figura 45 - Dureza (HV) obtida para Cu-Ni-10Sn; Cu-Ni-Sn-2WC; Cu-Ni-Sn-10WC.

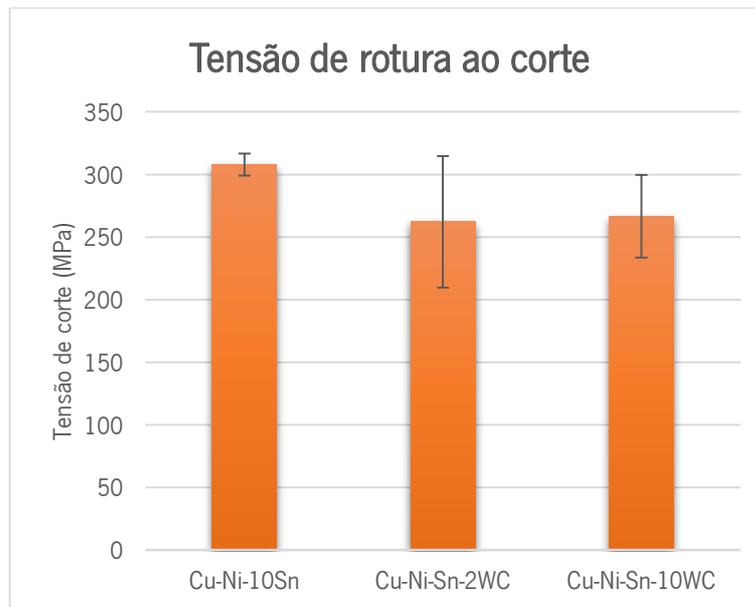
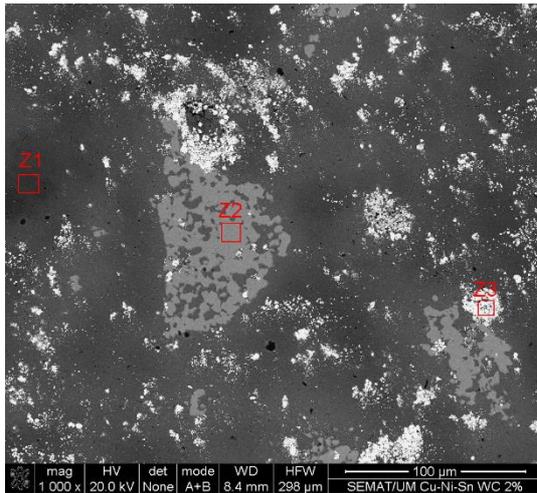


Figura 46 - Tensão de rotura ao corte obtida para Cu-Ni-Sn (10%); Cu-Ni-Sn-WC (2%); Cu-Ni-Sn-WC (10%).

Como é visível nas figuras 45 e 46, a adição de 2% de WC origina um aumento ligeiro da dureza. Por outro lado uma percentagem de 10% leva a que haja uma redução de 25% no valor da dureza. Como anteriormente verificado no compósito Cu-Ni-10WC, a adição das partículas de WC leva à formação de aglomerados destas partículas, o que poderá explicar a redução da dureza.

Relativamente à tensão de rotura ao corte, verifica-se que a adição de 2% de partículas de WC origina um decréscimo desta propriedade, pelos mesmos motivos que os apresentados relativamente ao abaixamento da dureza. Para o caso da adição de 10% verifica-se que o decréscimo neste valor é em tudo semelhante ao ocorrido no caso da adição de 2%, a formação de aglomerados de partículas de WC ocorrido nos dois casos pode explicar esta redução nos valores da tensão de rotura ao corte.

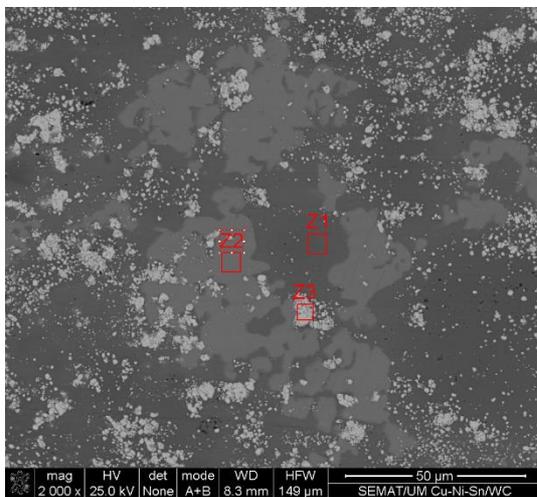
De modo a poder compreender as alterações causadas pela adição do WC, foi realizada uma análise microestrutural e de composição química (figura 47 e tabelas 7 e 8).



a)

Tabela 7 - Composição química (% em massa) das zonas indicadas na figura 47 a).

Elemento	Z1	Z2	Z3
C	-	1,63	5,35
W	-	1,32	89,98
Sn	-	38,09	-
Ni	97,70	42,79	2,28
Cu	2,30	16,18	2,39



b)

Tabela 8 - Composição química (% em massa) das zonas indicadas na figura 47 b).

Elemento	Z1	Z2	Z3
C	4,80	3,80	9,75
W	-	-	81,79
Si	0,27	-	-
Sn	6,98	36,22	-
Ni	23,76	43,15	4,08
Cu	64,19	16,83	4,38

Figura 47 - Imagem de microscopia eletrônica de varrimento de: a) Cu-Ni-Sn-2WC e b) Cu-Ni-Sn-10WC.

Através da análise da sua microestrutura destes compósitos (figura 47 a) e b)) é possível verificar, que como no caso das amostras de Cu-Ni-10WC ocorre a aglomeração das partículas de WC, sendo que para estes dois novos compósitos é possível ver que se dá a segregação das partículas e aglomerados de WC para zonas onde apenas existe Cu e Ni, essa segregação é causada pelo Sn líquido durante o processamento, podendo-se assim verificar uma maior formação de aglomerados e a ausência de partículas de WC nas zonas ricas em Sn. Esta aglomeração de partículas de WC, mais evidente para a percentagem de 10%, poderá explicar a redução da dureza e da tensão de rotura ao corte

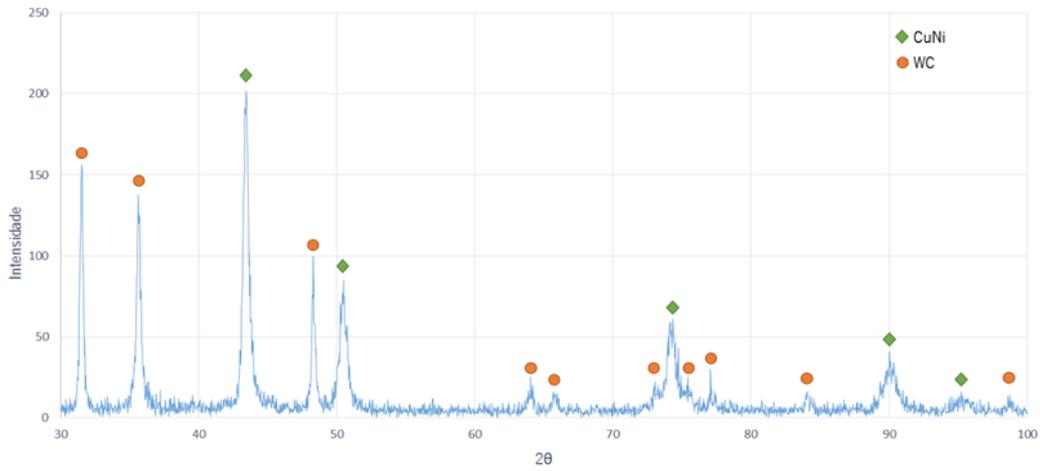


Figura 48 - Difratoograma de raio-X do composto Cu-Ni-Sn-10WC.

A análise de DRX realizada no composto Cu-Ni-Sn-10WC (figura 48) revelou a presença do CuNi e do WC, como era expectável, uma vez que a estabilidade do WC à temperatura de processamento utilizada não permitiria a existência de produtos de reação e como foi visto para as amostras Cu-Ni-10Sn e Cu-Ni-15Sn o Sn não é encontrado nestas análises, pois este encontra-se em pequenas quantidades e potencia a formação de CuNi. [25 – 27, 43, 44]

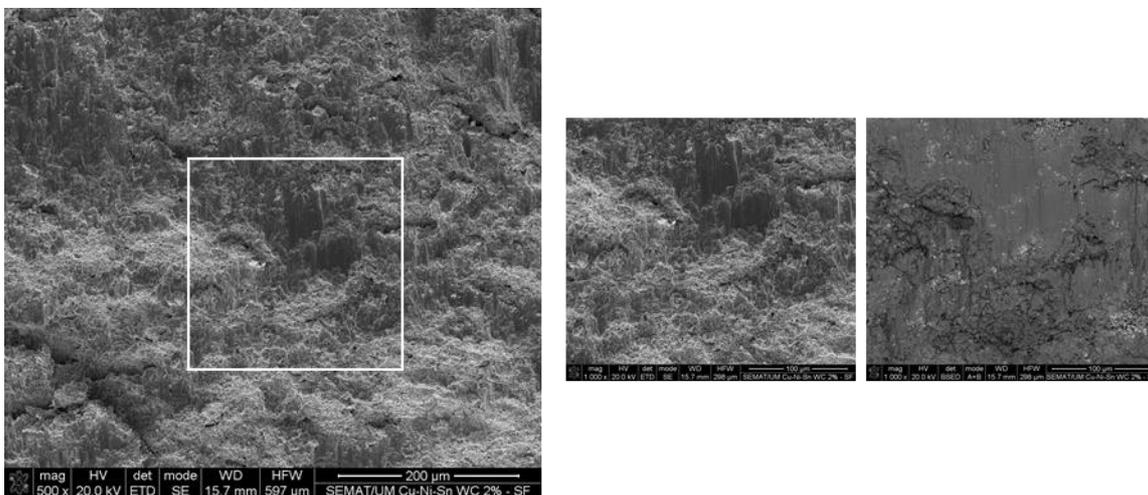


Figura 49 – Imagens de microscopia eletrónica de varrimento da superfície de fratura do Cu-Ni-Sn-2WC.

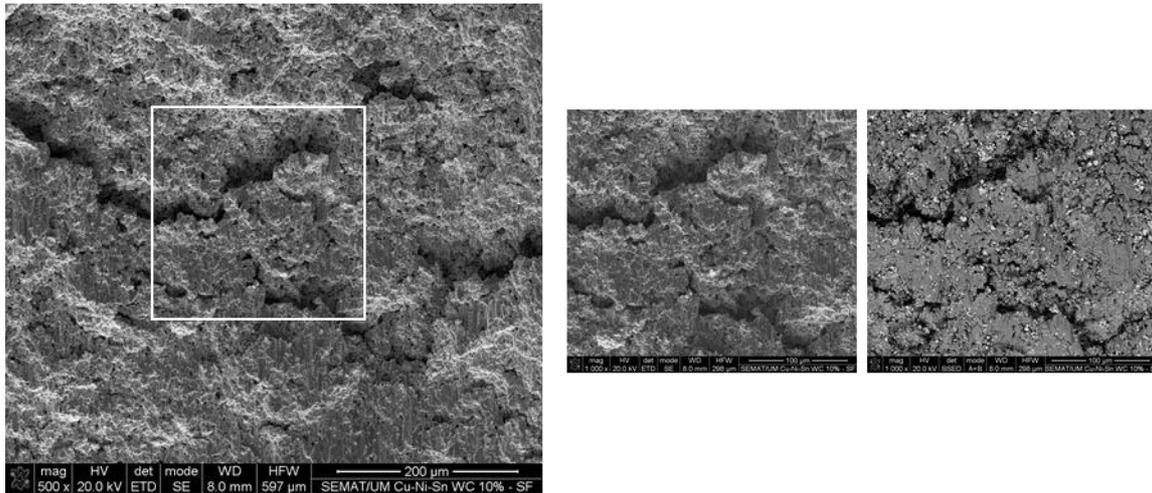


Figura 50 – Imagens de microscopia eletrônica de varrimento da superfície de corte do Cu-Ni-Sn-10WC.

Analisadas as imagens de microscopia eletrônica de varrimento da superfície de fratura das amostras de Cu-Ni-Sn-2WC e Cu-Ni-Sn-10WC (figura 49 e 50) em conjunto com os valores obtidos para a dureza e tensão de rotura ao corte, pode-se evidenciar comportamentos distintos com as diferentes percentagens de WC adicionado. Nas amostras de Cu-Ni-Sn-2WC é possível identificar-se zonas onde a fratura é dúctil, estas zonas correspondem aos locais onde há maior presença de Sn, sendo que existem outras zonas onde essa fratura não é tão dúctil devido à presença das partículas de WC. No caso das amostras de Cu-Ni-Sn-10WC a extensão das zonas onde a fratura é mais dúctil não é tão grande, isto deve-se ao facto de existir maior presença tanto de partículas de WC bem como dos seu aglomerados, tornando toda a fratura numa fratura não tão dúctil, evidenciando até em certos pontos sinais de fratura frágil.

4.2 Análise do comportamento ao desgaste das amostras sem diamante

Foram realizados ensaios de desgaste para todas amostras produzidas (sem reforço de diamante) contra uma esfera de alumina, de modo a estudar a resistência ao desgaste das matrizes metálicas em estudo e assim concluir quais as mais indicadas para utilização como matriz em ferramentas de corte adiamantadas. Os resultados relativos à perda de massa destes materiais estão presentes na figura 51.

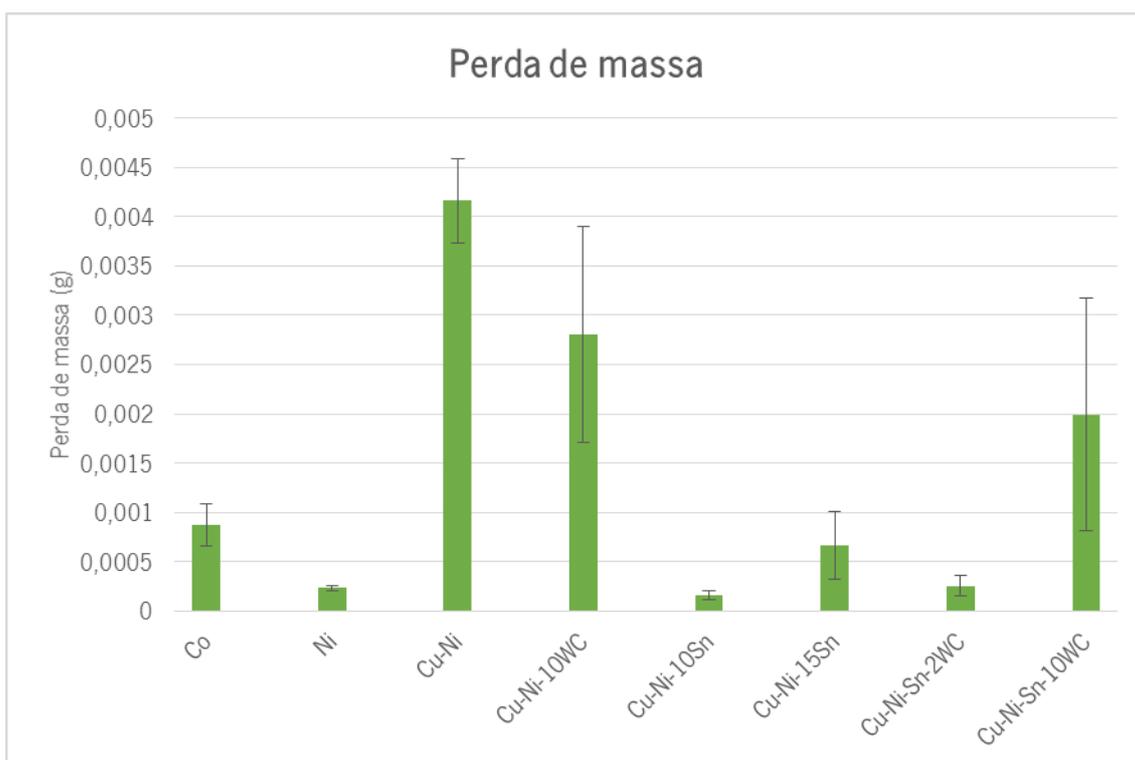


Figura 51 - Perda de massa após ensaios de desgaste para os vários materiais testados.

Analisando a figura 51 é possível comparar todas as matrizes e averiguar se a adição de alguns elementos/reforços (como o Sn e o WC) à matriz Cu-Ni, produziu efeitos benéficos quanto à resistência ao desgaste.

Analisando os resultados da perda de massa verificou-se que os materiais que apresentaram menor perda de massa, ou seja uma maior resistência ao desgaste, foram aqueles que apresentaram melhores propriedades mecânicas, de acordo com os testes realizados e discutidos anteriormente.

Para o caso da matriz de Cu-Ni, que é o principal foco deste estudo, pode verificar-se que esta apresenta uma perda de massa bastante superior, quando comparada com o Co ou o Ni. No entanto, com a adição de WC e/ou Sn este panorama é alterado, com melhorias para uns materiais mas

decréscimo noutros. Sendo o Co uma das matrizes metálicas mais utilizadas na produção de ferramentas de corte, seria espectável que esta fosse das matrizes que apresentasse uma menor perda de massa, tal como o Ni (atualmente visto como uma alternativa ao Co nestas aplicações). Os resultados obtidos (figura 51) confirmam este cenário. O que não era esperado era que o Ni apresentasse uma perda de massa inferior, mas o facto de o Co não apresentar uma completa sinterização (aspeto abordado anteriormente) poderá explicar este comportamento.

Segundo a literatura, a adição de partículas de WC em certas percentagens pode conferir à matriz um melhor comportamento ao desgaste [15, 16]. Este facto foi experimentalmente comprovado pois as amostras que têm apenas a adição de partículas de WC (Cu-Ni-10WC) apresentam uma perda de massa mais reduzida que a matriz, podendo concluir-se que esta adição é benéfica para a matriz no que ao comportamento ao desgaste diz respeito.

Os melhores resultados são obtidos com a adição de Sn à matriz de Cu-Ni, uma vez que quando este é adicionado o comportamento ao desgaste da matriz é completamente alterado, obtendo-se resultados superiores até aqueles que são obtidos com o Co e com o Ni.

Quando a adição de Sn é combinada com a adição de WC os resultados obtidos são também positivos, quando comparados apenas com a matriz de Cu-Ni. No entanto, não são estas amostras que apresentam o melhor comportamento ao desgaste, pois a adição de WC à matriz Cu-Ni-10Sn originou maior perda de massa. Como visto anteriormente, a adição de partículas de WC leva a uma redução de propriedades mecânicas, podendo este facto explicar o fraco comportamento ao desgaste das amostras que apresentam adição de Sn e WC em simultâneo, mais precisamente as amostras de Cu-Ni-Sn-10WC, onde a percentagem de WC é muito superior levando à formação de aglomerados (como discutido anteriormente) que atuam como defeitos, reduzindo propriedades.

Comparando todos os resultados obtidos, pode concluir-se que as amostras que exibem um melhor comportamento ao desgaste são aquelas que em que existe apenas adição de Sn, mais precisamente as amostras de Cu-Ni-10Sn. Estas apresentam um comportamento comparável e até melhor que as amostras com matriz de Co. Estas evidências deverão ser tidas em conta, pois a utilização de Cu-Ni-10Sn poderá ser uma solução vantajosa para utilização em ferramentas de corte adiamantadas.

Na figura 52 é apresentada a evolução dos coeficientes de atrito obtidos ao logo dos ensaios de desgaste. Pela análise dos vários gráficos pode verificar-se uma típica evolução do coeficiente de atrito com o tempo de ensaio, em que inicialmente existe uma fase mais instável e após esta obtêm-se

valores mais estáveis pois atinge-se um estado estacionário. A figura 53 apresenta os coeficientes de atrito médios obtidos para cada um dos casos em estudo.

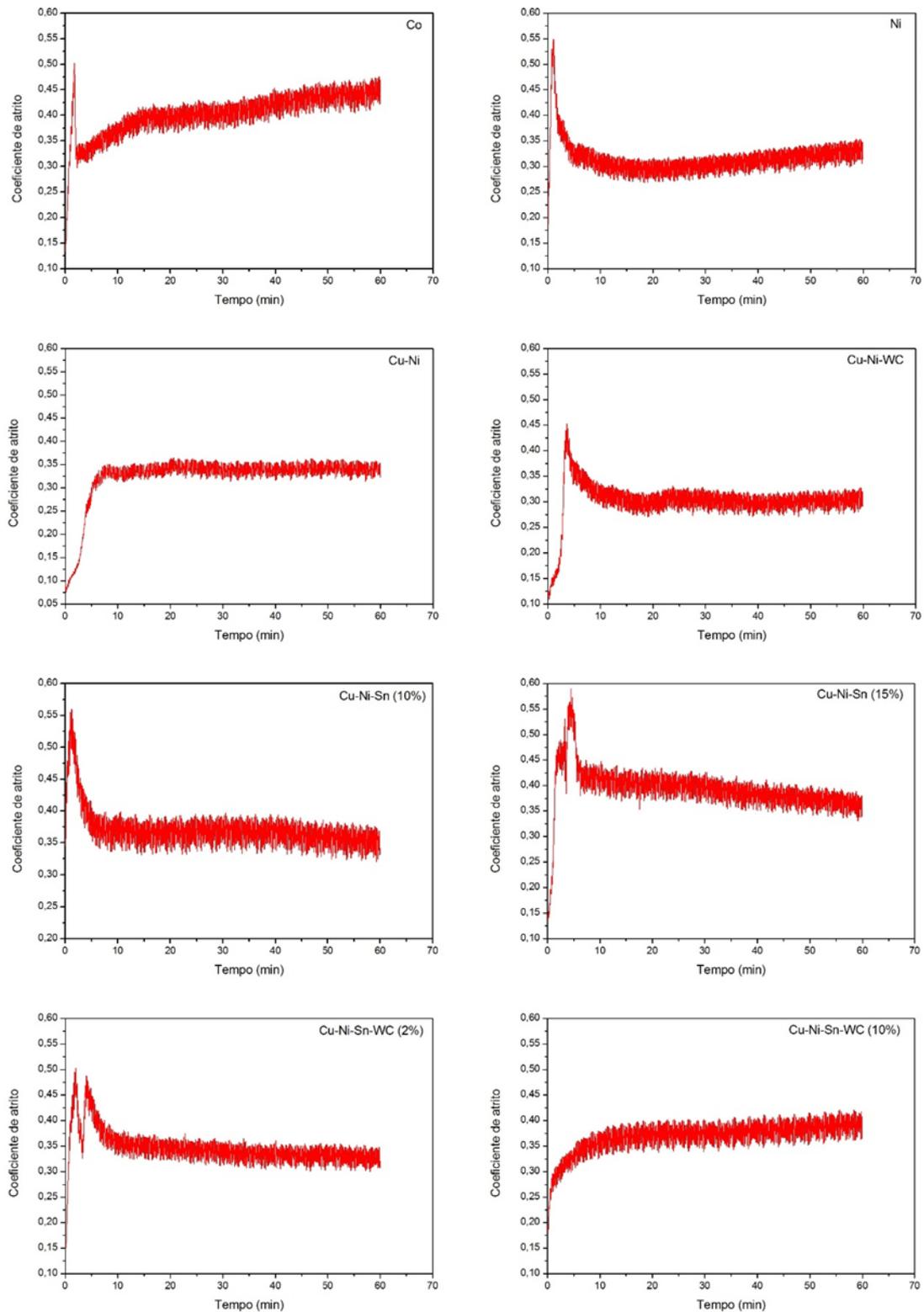


Figura 52 - Coeficientes de atrito durante os ensaios dos vários materiais não reforçados.

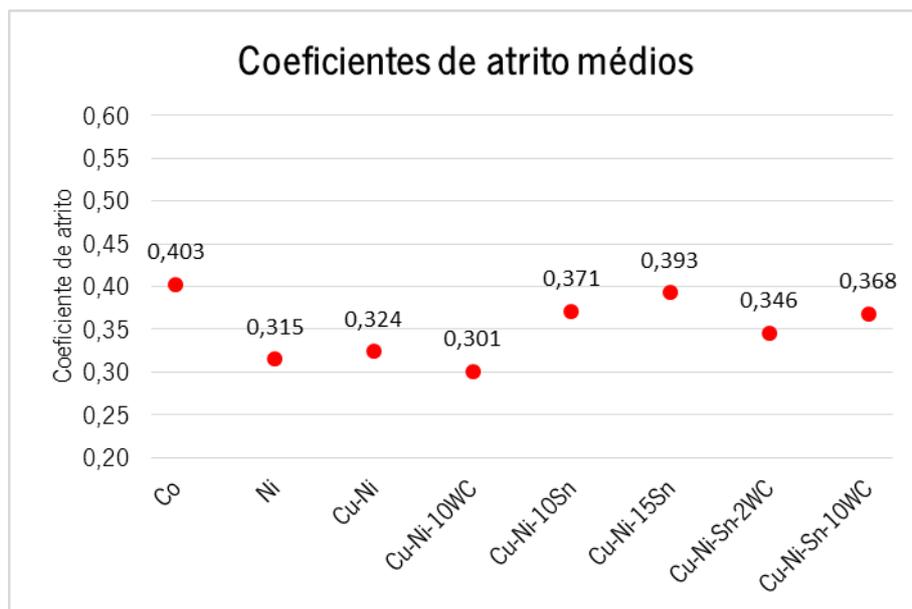


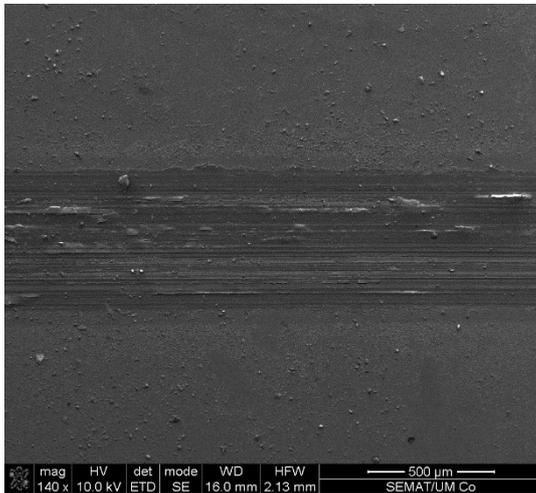
Figura 53 - Coeficientes de atrito médios dos vários materiais (contra esfera de alumina).

Analisando os resultados obtidos pode verificar-se que como seria expectável o Co apresenta o coeficiente de atrito mais elevado, correspondendo ao material com maior valor de dureza. Para o caso do Ni, os valores de coeficiente de atrito médios é mais baixo, indo também de encontro ao esperado, uma vez que este exibe uma dureza inferior ao Co. Estes valores são um pouco contraditórios quando comparados com os de perda de massa, pois o Ni apresenta uma menor perda de massa, mas a não sinterização total do Co poderá explicar esta disparidade de resultados.

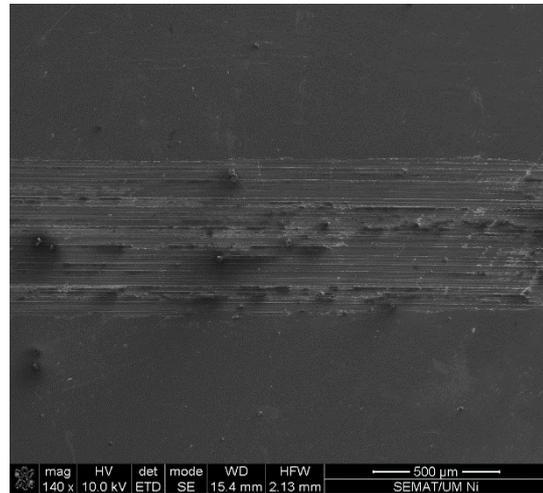
Quando se compara a matriz de Cu-Ni com as restantes matrizes onde há adição de WC e/ou Sn, pode verificar-se que é nessa matriz que o regime estacionário do coeficiente de atrito é atingido em primeiro lugar. Com a adição de WC e/ou Sn pode ver-se uma clara alteração nos valores dos coeficientes de atrito médios. Quando é adicionado apenas o WC (amostra Cu-Ni-10WC) verifica-se um decréscimo neste valor. Para o caso da adição de apenas Sn (amostras Cu-Ni-10Sn e Cu-Ni-15Sn), o cenário contrário é verificado, existindo um aumento dos coeficientes de atrito médios, obtendo-se valores muito próximos daqueles que são obtidos para as amostras de Co. Por último, quando se combina a adição de WC e Sn, os coeficientes de atrito são superiores quando comparados com a matriz de Cu-Ni. No entanto, estes valores são inferiores aos obtidos para as amostras onde existe apenas a adição de Sn.

A adição de Sn à matriz de Cu-Ni, revelou-se a mais benéfica quanto a propriedades mecânica. Simultaneamente, estas amostras revelaram valores superiores para os coeficientes de atrito, quando comparados com a matriz de Cu-Ni.

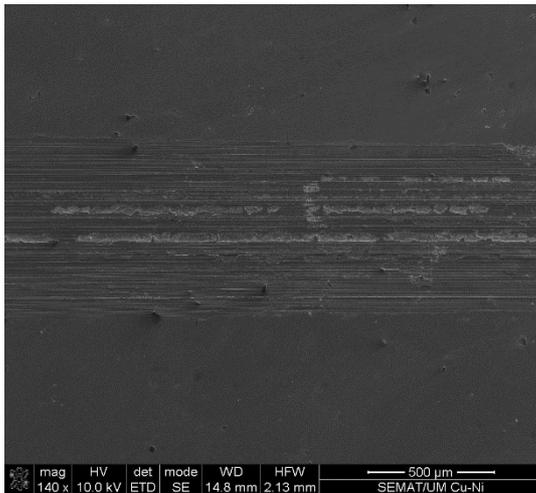
Nas figuras 54 e 55 são apresentadas as imagens de micrografia eletrônica de varrimento das pistas de desgaste das várias amostras criadas durante estes ensaios. Na tabela 9 é dada a composição química das zonas identificadas nas imagens da figura 55.



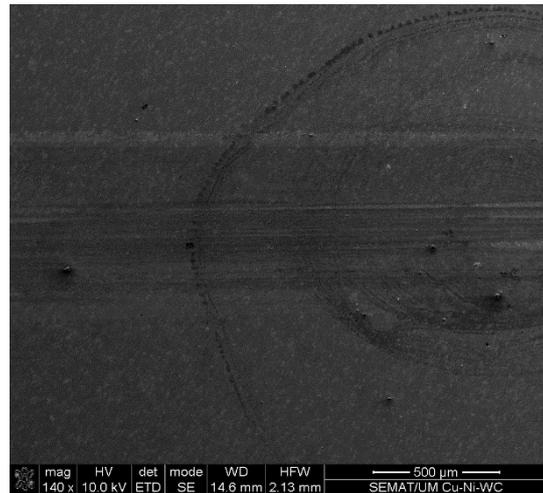
a)



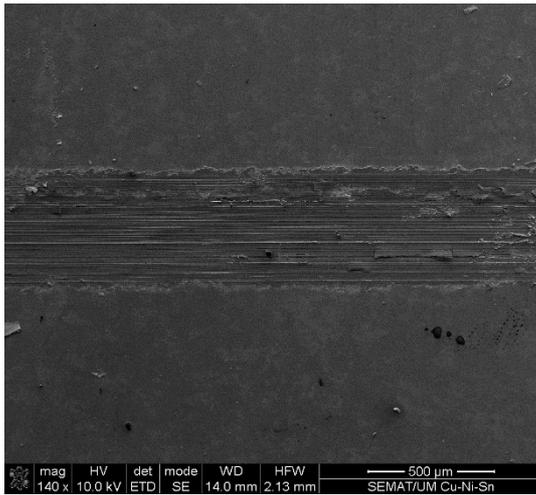
b)



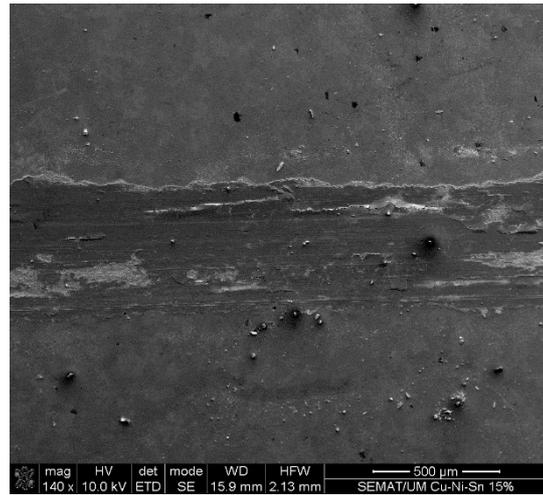
c)



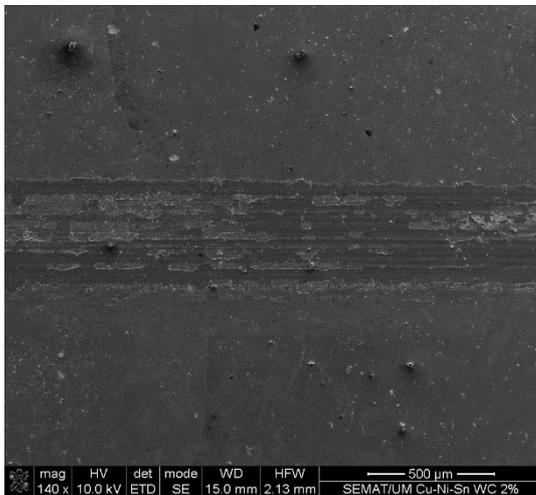
d)



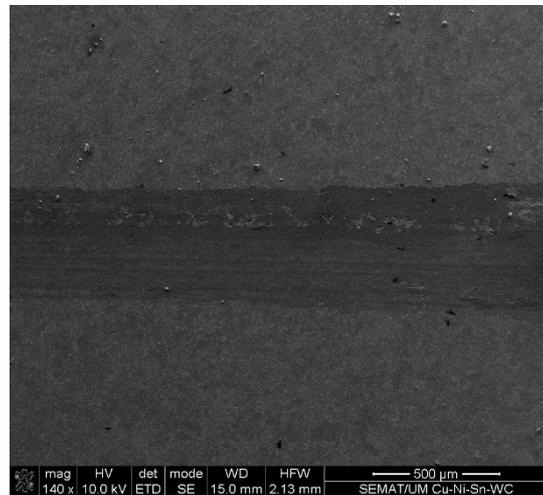
e)



f)

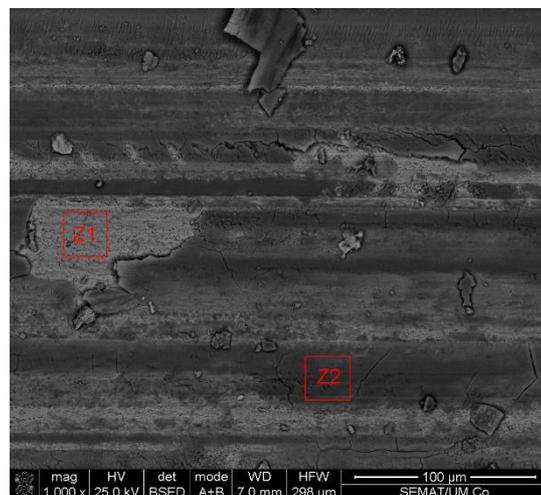
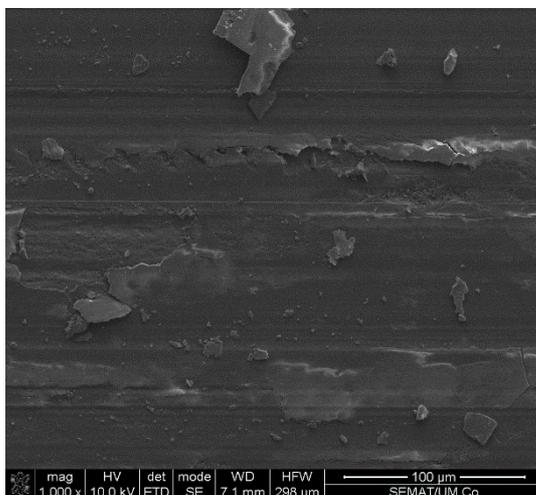


g)

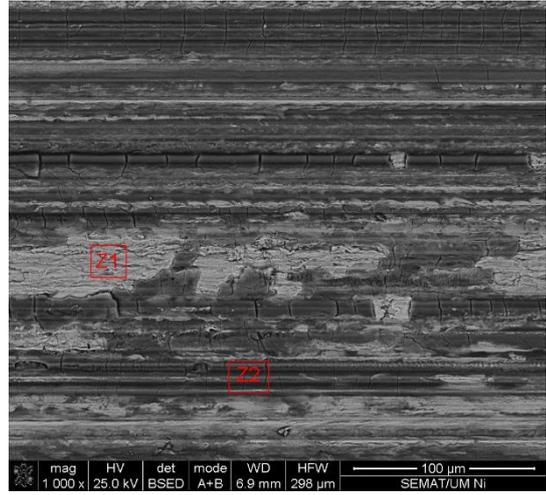
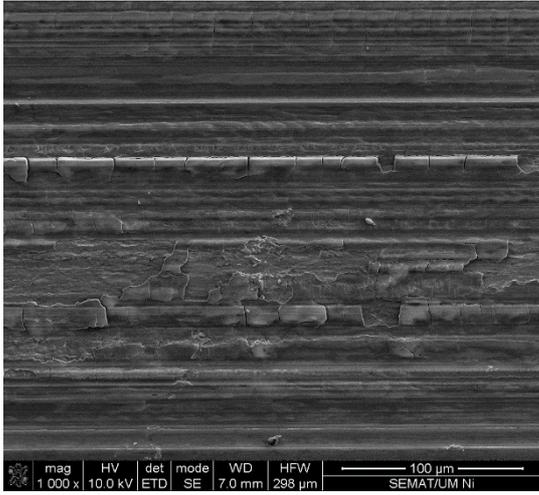


h)

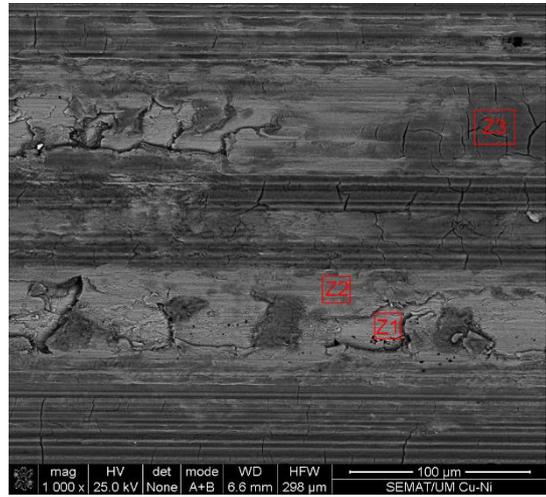
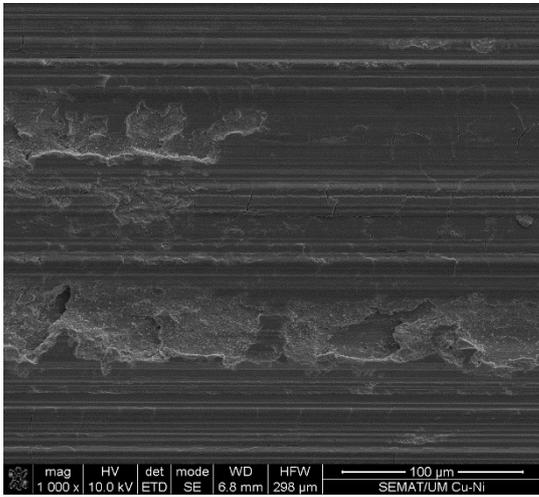
Figura 54 – Imagens de micrografia eletrônica de varrimento das pistas de desgaste: a) Co, b) Ni, c) Cu-Ni, d) Cu-Ni-WC, e) Cu-Ni-10Sn, f) Cu-Ni-15Sn, g) Cu-Ni-Sn-2WC e h) Cu-Ni-Sn-10WC.



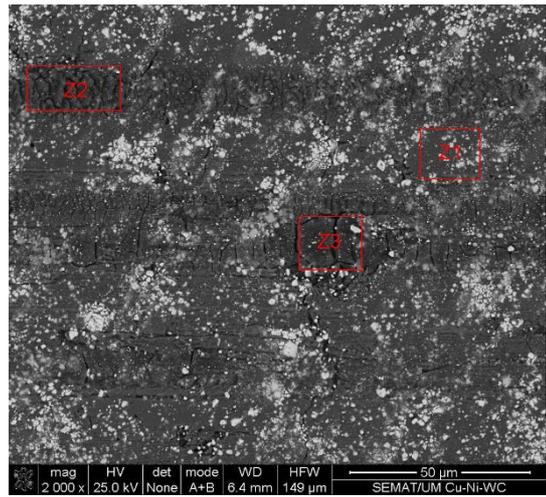
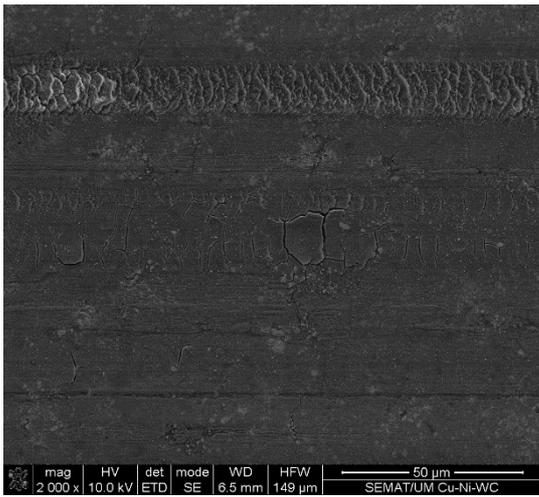
a)



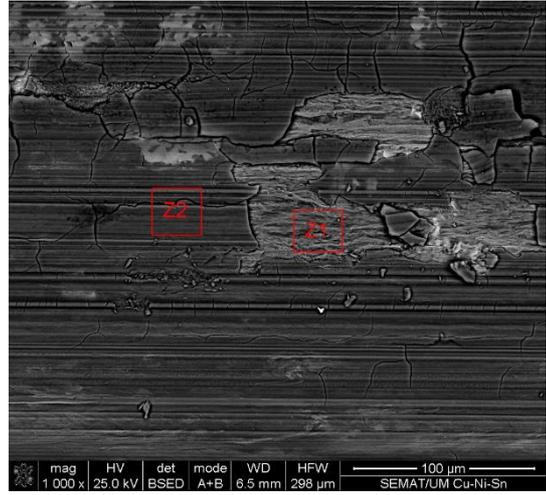
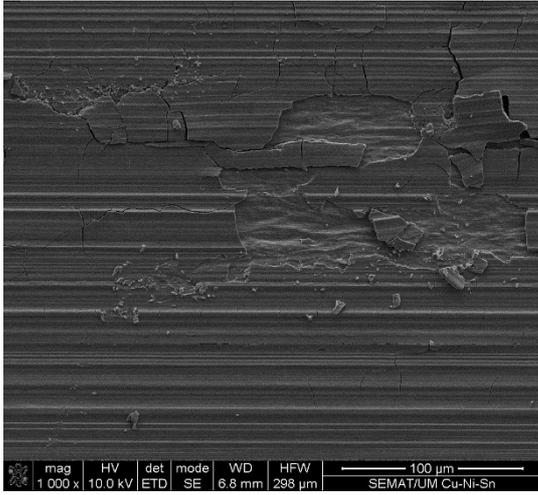
b)



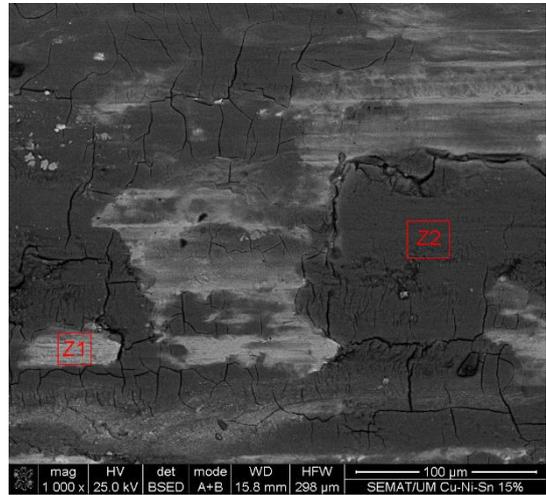
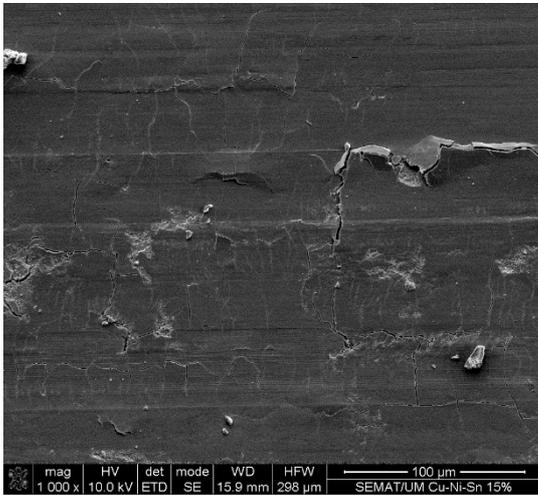
c)



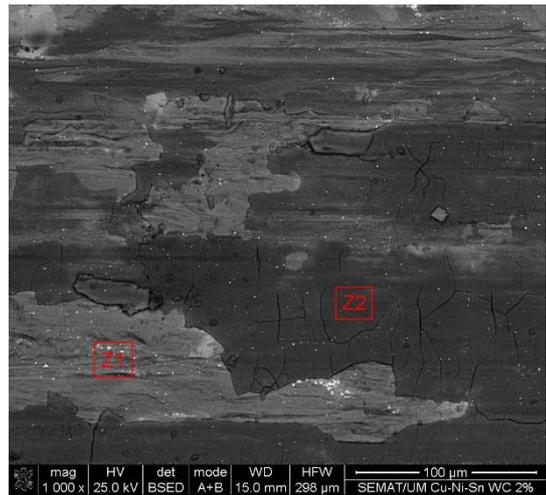
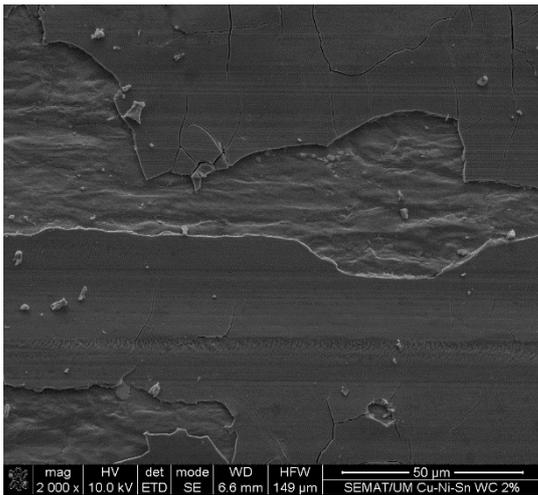
d)



e)



f)



g)

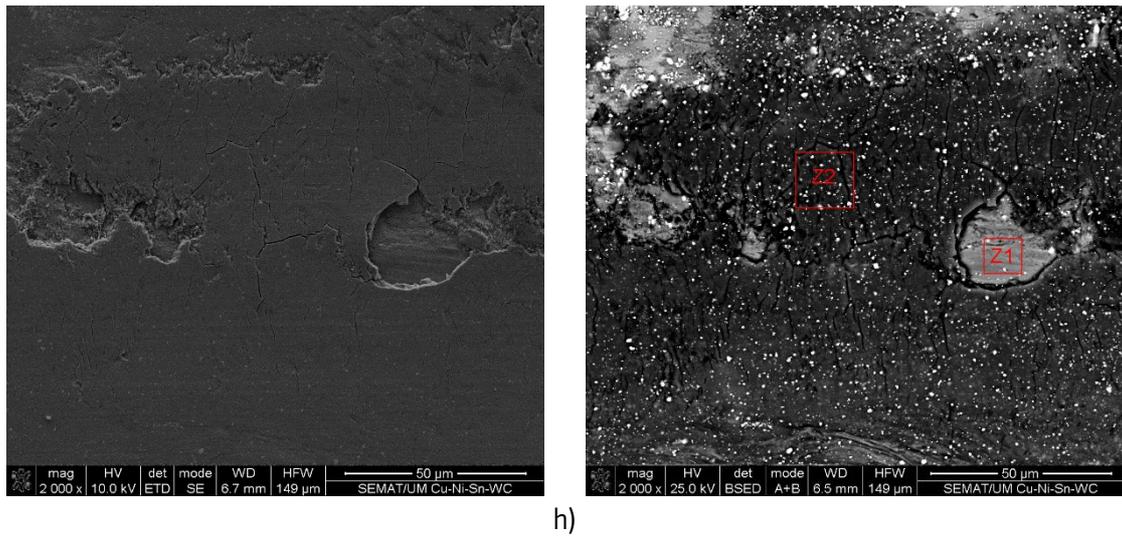


Figura 55 – Imagens de micrografia eletrônica de varrimento das pistas de desgaste: a) Co, b) Ni, c) Cu-Ni, d) Cu-Ni-10WC, e) Cu-Ni-10Sn, f) Cu-Ni-15Sn, g) Cu-Ni-Sn-2WC e h) Cu-Ni-Sn-10WC.

Tabela 9 - Composição química (% em massa) das zonas identificadas nas imagens da figura 55, obtida por EDX.

Amostras	Elementos	Z1	Z2	Z3
Co	O	4,28	22,15	-
	Al	-	2,47	-
	Co	95,72	75,39	-
Ni	O	5,34	19,24	-
	Al	-	4,33	-
	Ni	94,66	76,43	-
Cu-Ni	O	-	10,46	17,91
	Al	-	1,55	2,37
	Ni	29,79	36,19	33,73
	Cu	70,21	51,80	46
Cu-Ni-10WC	O	4,06	10,58	11,21
	C	5,67	8,37	6,15
	W	18,03	11,93	18,27
	Ni	26,63	29,10	22,98
	Cu	46,60	40,02	41,39
Cu-Ni-10Sn	O	7,38	12,14	-
	Al	-	1,09	-
	Sn	2,20	4,06	-
	Ni	18,73	22,18	-
	Cu	70,69	60,63	-
Cu-Ni-15Sn	O	0,06	0,21	-
	Al	-	-	-
	Sn	0,67	0,71	-
	Ni	16,69	17,68	-
	Cu	82,58	81,38	-
Cu-Ni-Sn-2WC	O	0,05	0,15	-
	Al	-	-	-
	C	0,02	0,03	-
	W	0,07	0,05	-
	Sn	0,94	0,32	-
	Ni	25,61	16,66	-
	Cu	73,31	82,76	-
Cu-Ni-Sn-10WC	O	2,62	16,15	-
	Al	-	0,54	-
	C	2,49	2,69	-
	W	3,52	6,58	-
	Sn	10,53	4,70	-
	Ni	48,90	23,47	-
	Cu	31,94	45,86	-

Analisando as imagens e a composição química das pistas de desgaste, é possível identificar quais os mecanismos de desgaste ativos durante os ensaios.

Ao analisar as imagens da figura 54, onde é apresentada uma vista geral de todas as pistas de desgaste é possível desde já identificar qual das matrizes sofreu um maior desgaste, uma vez que a largura da pista é diferente para cada um dos casos, indiciando assim diferentes comportamentos ao desgaste, já identificados aquando da análise da perda de massa. Seria expectável que as matrizes que apresentaram uma maior perda de massa apresentariam também uma largura de pista maior, facto que se verifica. Analisando as imagens da figura 54 verifica-se que as pistas com maior largura correspondem ao Cu-Ni e ao Cu-Ni-10WC, correspondendo às maiores perdas de massa. Por outro lado, as matrizes que apresentam uma menor perda de massa, são aquelas que exibem pistas de desgaste com uma largura mais reduzida. Estas correspondem às amostras com adição de Sn (Cu-Ni-10Sn e Cu-Ni-15Sn).

Esta análise permitiu corroborar os resultados obtidos para a perda de massa durante os ensaios de desgaste.

Após os ensaios de desgaste e com o auxílio das imagens de micrografia eletrónica de varrimento e da composição química foram identificados os mecanismos de desgaste ocorridos para cada um dos casos em estudo. Analisando as imagens das pistas de desgaste do Co (figura 55 a)) e sendo esta uma matriz com alguma dureza é possível verificar-se que não existe uma expressiva deformação plástica provocada pela passagem da esfera de alumina. No entanto, observa-se alguma delaminação. Outro mecanismo de desgaste que poderá ocorrer (identificável com o auxílio da composição química) é a oxidação, uma vez que surgem zonas (Z2) com elevadas percentagens de oxigénio. A presença de oxigénio pode ser explicada pelo aumento da temperatura durante a passagem das esferas de alumina, sendo estas condições propensas para que ocorra oxidação.

Para o caso da matriz de Ni, e tendo esta uma dureza inferior à matriz de Co é possível identificar-se pela análise das imagens (figura 55 b)) vários sulcos provocados pela passagem da esfera de alumina, tendo esta uma dureza superior. Sendo a matriz de Ni menos dura que a matriz de Co é verificada uma maior deformação plástica (abrasão) e delaminação. Como ocorreu para o caso do Co, nestas amostras nas zonas identificadas como Z2 é possível verificar-se a presença de oxigénio, sendo isto indício da ocorrência de oxidação.

Para as restantes matrizes em estudo todos os mecanismos referenciados acima para o Co e o Ni estão presentes, sendo mais evidentes para alguns dos casos dado às diferenças nos valores de dureza e elementos adicionados. A presença de sulcos provocados pela passagem das esferas de alumina é mais evidente em certas amostras, como é o caso do Cu-Ni, Cu-Ni-10Sn e Cu-Ni-15Sn. A não presença destes sulcos nas outras amostras poderá dever-se à presença de partículas de WC que

apresentam uma elevada dureza, impedindo que estes sulcos se formem. A delaminação é também mais evidente nestas últimas amostras, sendo que também é visível no Cu-Ni-Sn-2WC. Para as amostras onde a percentagem de WC é maior (Cu-Ni-10WC e Cu-Ni-Sn-10WC) o mecanismo mais evidente é o desgaste por delaminação onde é possível identificar zonas onde existe o destacamento de uma maior quantidade de material. É também evidente em todas as amostras deformação plástica característica do desgaste por abrasão. Por fim, em todas as amostras é possível encontrar-se vestígios de oxigénio e de alumínio, indicando a presença de alumina, originária da esfera utilizado no ensaio e que possam ter ficado aprisionadas às amostras. A presença de O pode também indicar desgaste por oxidação.

Após esta análise pode concluir-se que os principais mecanismos de desgaste presentes nas amostras em estudo são o desgaste por abrasão, delaminação e oxidação.

4.3 Análise das propriedades mecânicas dos compósitos adiantados

4.3.1 Estudo do efeito da adição de partículas de diamante numa matriz de Co e numa matriz de Ni

Nesta secção será estudado o comportamento das matrizes de Co e Ni quando se lhe são adicionadas as partículas de diamante e qual o efeito que essa adição provoca na tensão de rotura ao corte.

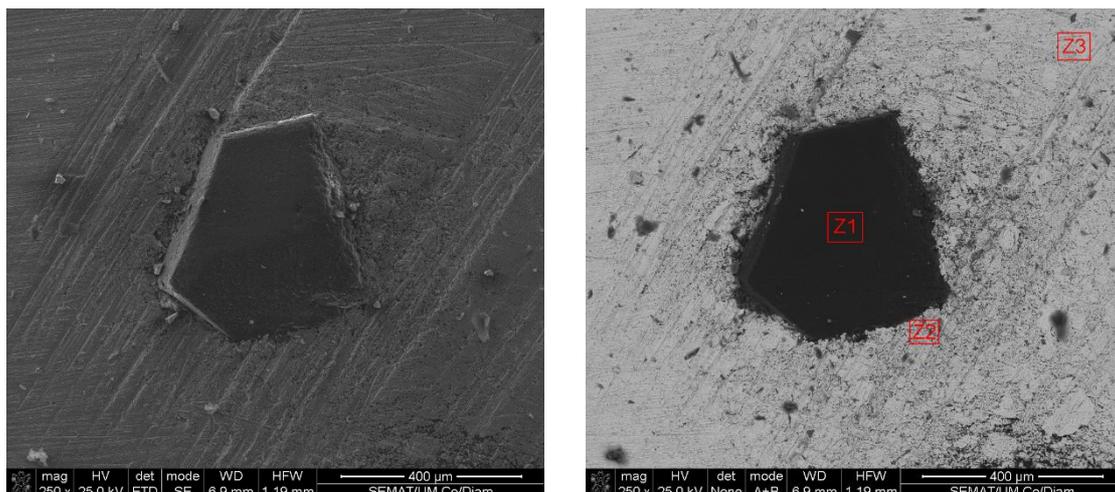


Figura 56 – Imagens de microscopia eletrônica de varrimento do Co reforçado com diamante.

Tabela 10 - Composição química (% em massa) das zonas indicadas do Co reforçado com diamante (da figura 56).

Elemento	Z1	Z2	Z3
C	91,29	26,58	6,65
O	8,08	3,72	2,19
Si	-	0,71	-
Co	0,63	68,99	91,16

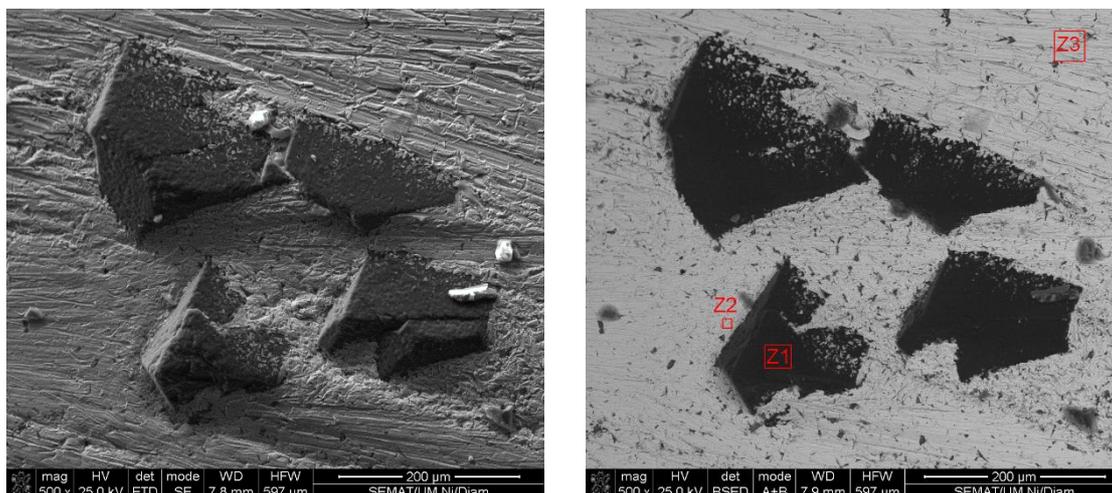


Figura 57 – Imagens de microscopia eletrônica de varrimento do Ni reforçado com diamante.

Tabela 11 - Composição química (% em massa) das zonas indicadas do Ni reforçado com diamante (da figura 57).

Elemento	Z1	Z2	Z3
C	91,56	28,90	8,58
O	7,13	-	-
Si	0,42	-	-
Ni	0,90	71,10	91,42

Nas figuras 56 e 57 e nas tabelas 10 e 11 estão presentes as micrografias eletrônicas de varrimento e as respectivas composições químicas das matrizes de Co com diamante e Ni com diamante. Analisando as imagens obtidas podemos verificar que para ambos os casos não se dá a formação de uma interface entre a matriz e as partículas de diamante, dá-se sim uma boa ligação entre ambos o que leva a uma boa fixação das partículas de diamante no seio das matrizes metálicas. Com a análise da composição química foi possível identificar todos os elementos presentes nestes compósitos sendo que todos os elementos estão presentes em todas as zonas sujeitas ao estudo, isto porque o EDX é uma análise realizada em profundidade e não apenas na superfície.

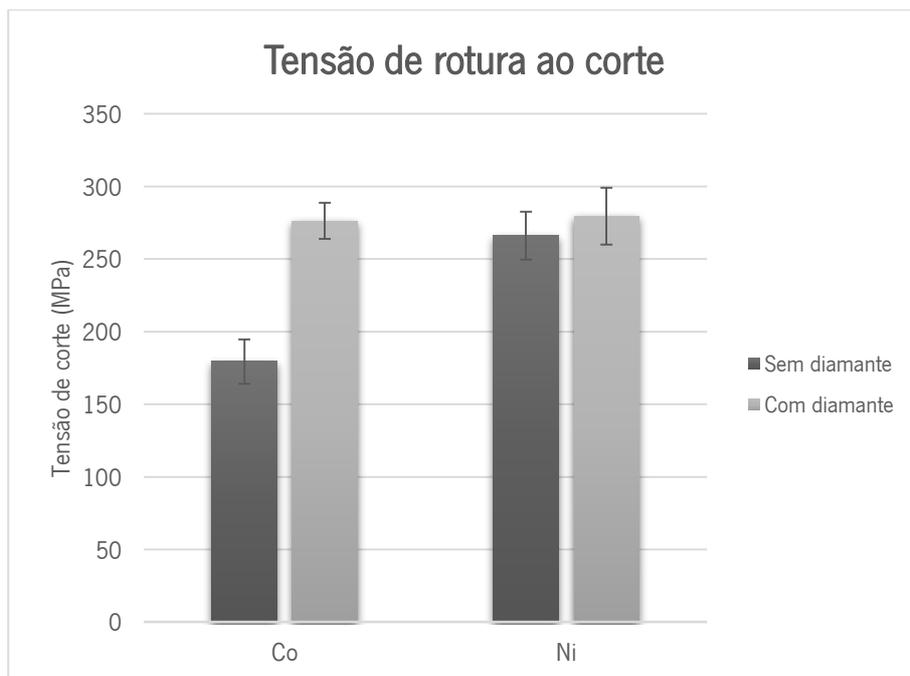


Figura 58 - Comparação entre a tensão de rotura ao corte obtida para amostras de Co e Ni com e sem a adição de partículas de diamante.

A inclusão das partículas de diamante provocaram um aumento da tenacidade à fratura da matriz de Co, o mesmo não se verificando com a matriz de Ni que exibiu um resultado similar à matriz não reforçada.

Este resultado pode ser explicado pelo diferente comportamento dos dois materiais, o Co mais duro e frágil, o Ni mais macio e dúctil. A rotura de um material frágil é catastrófica, ou seja, iniciada a fenda, esta cresce rapidamente até à fratura. A presença do diamante na matriz de Co surge como obstáculos que as fendas têm que transpor para continuarem a crescer e mais energia (carga) tem de ser fornecida para a atingir a rotura.

O mesmo acontece com o Ni, mas dada a sua natureza mais dúctil os mecanismos de tenacificação não tiveram o mesmo impacto na resistência à rotura.

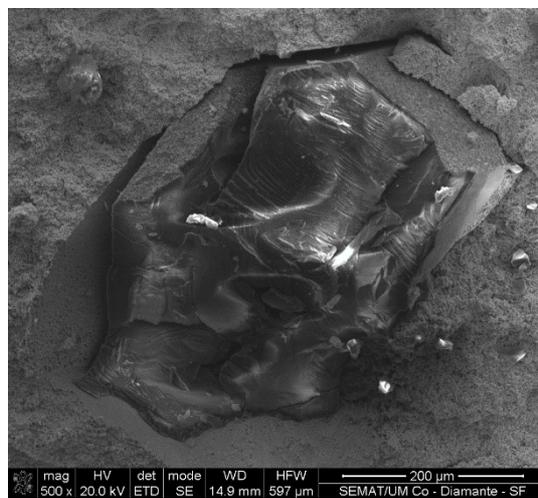
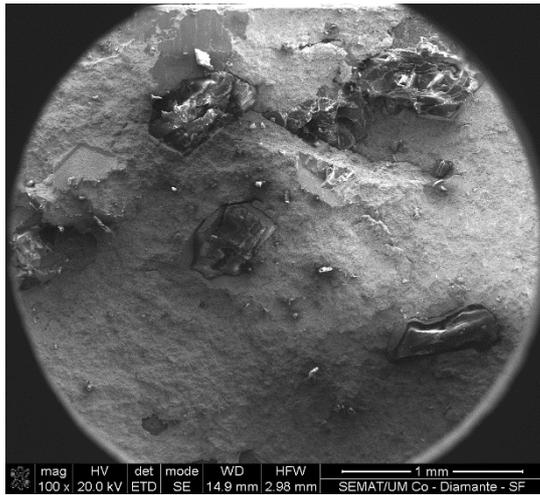


Figura 59 – Imagens de microscopia eletrônica de varrimento da superfície de fratura do Co reforçado com diamante.

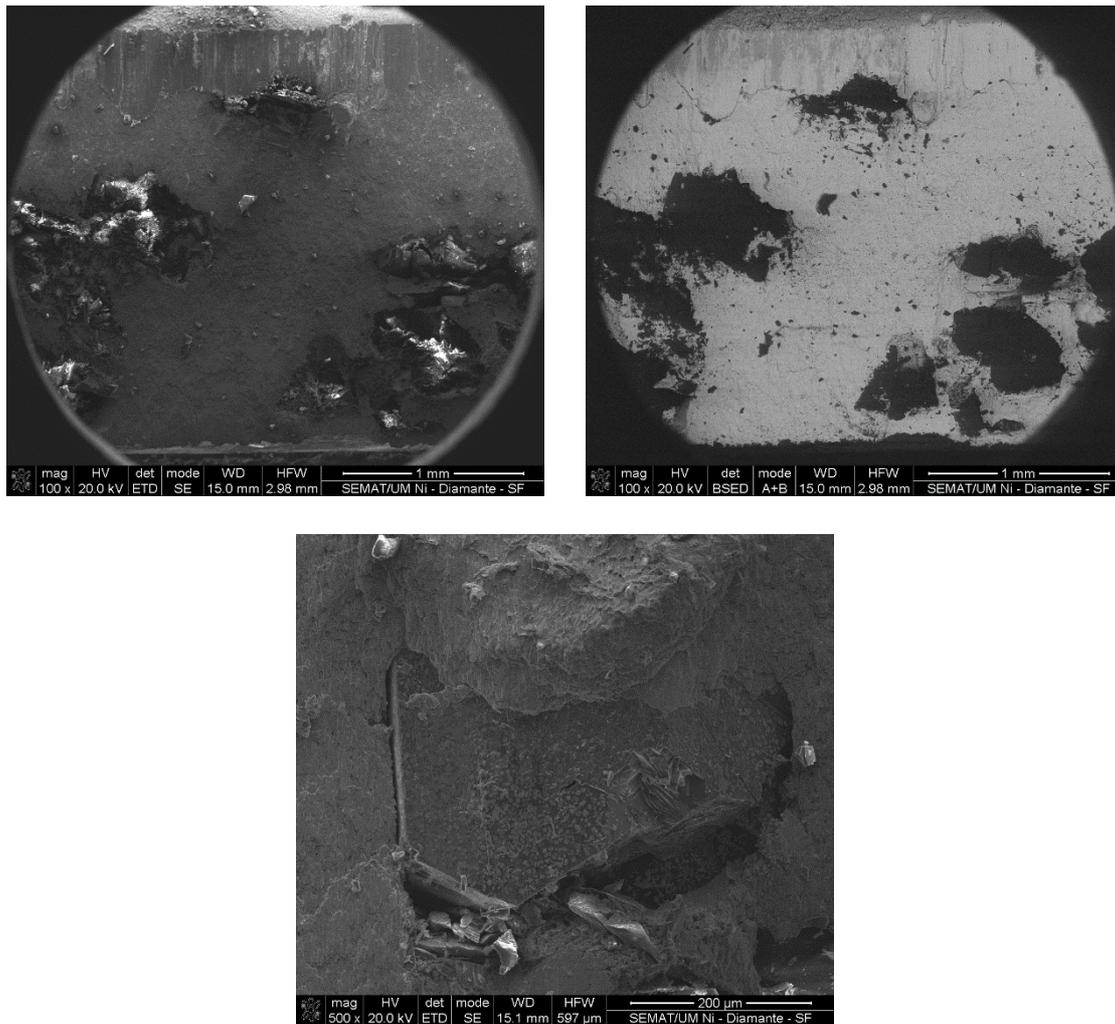


Figura 60 – Imagens de microscopia eletrônica de varrimento da superfície de fratura do Ni reforçado com diamante.

Analisando as imagens de microscopia eletrônica de varrimento das superfícies de fratura (figuras 59 e 60) dos compósitos Co reforçado com diamante e Ni reforçado com diamante pode verificar-se que com o realizar destes ensaios dá-se a exposição das várias partículas de diamante embebidas nas matrizes metálicas. Como foi visto anteriormente cada matriz em estudo apresenta um tipo de comportamento ao corte dependendo das suas propriedades, mesmo com a inclusão das partículas de diamante esses comportamentos são evidenciados através da análise das superfícies de fratura.

Para o caso do Co reforçado com diamante a situação reportada para a mesma matriz sem a inclusão das partículas de diamante ocorre também para este caso, onde é possível verificar uma má sinterização de toda a matriz devido à baixa temperatura de processamento utilizada. Apesar da não sinterização total da matriz é possível evidenciar-se certos pontos onde se dá um comportamento ao corte tipicamente frágil, característico de uma matriz com elevada dureza como a do Co.

No caso do Ni reforçado com diamante o comportamento que é possível verificar-se com a análise das imagens é um comportamento tipicamente dúctil, este já foi reportado a quando da análise das imagens da superfície de corte da mesma matriz sem a inclusão das partículas de diamante.

Outro ponto que poderá ser foco de análise nestas imagens será o destacamento que as partículas podem ou não sofrer quando sujeitas a estes esforços de corte. Ao se realizar esse tipo de análise é possível aferir que para o caso do Co reforçado com diamante ocorreu uma maior deslocação das partículas de diamante do seu posicionamento inicial quando comparado com o Ni c/diamante, isto pode ser explicado pelo maior espaçamento existente entre a matriz e a partícula para o caso do Co c/diamante.

4.3.2 Estudo do efeito da adição de partículas de diamante ao Cu-Ni, Cu-Ni-10Sn e Cu-Ni-15Sn

Nesta secção será estudado o comportamento das matrizes Cu-Ni, Cu-Ni-10Sn e Cu-Ni-15Sn quando se lhe são adicionadas as partículas de diamante e qual o efeito que essa adição provoca na tensão de rotura ao corte

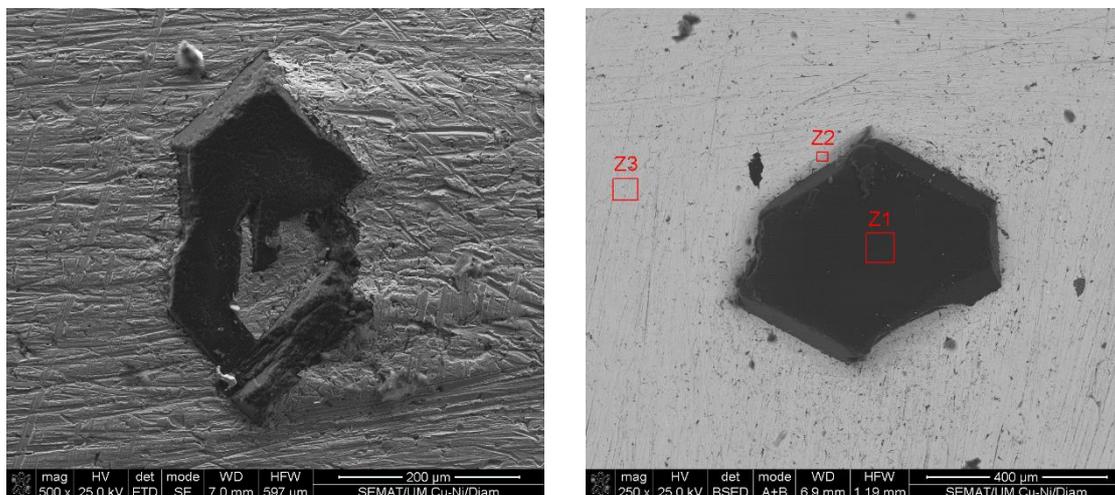


Figura 61 – Imagens de microscopia eletrônica de varrimento do Cu-Ni reforçado com diamante.

Tabela 12 - Composição química (% em massa) das zonas indicadas do Cu-Ni reforçado com diamante (figura 61).

Elemento	Z1	Z2	Z3
C	93,21	34,49	6,61
O	6,79	1,26	-
Ni	-	28	36,39
Cu	-	36,25	57

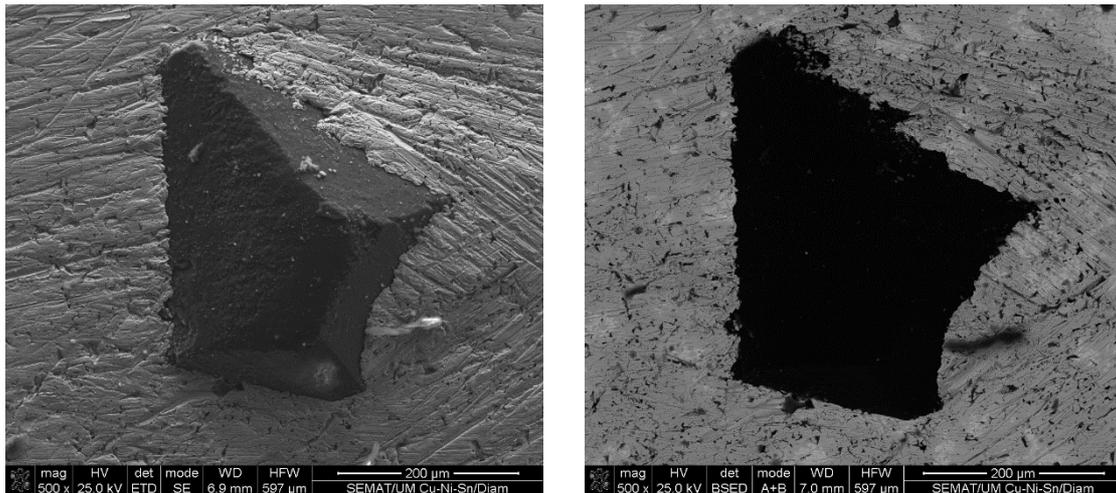


Figura 62 – Imagens de microscopia eletrônica de varrimento do Cu-Ni-10Sn reforçado com diamante.

Tabela 13 - Composição química (% em massa) geral do Cu-Ni-10Sn reforçado com diamante (figura 62).

Elemento	Geral
C	8,77
O	2,04
Sn	8,94
Ni	34,26
Cu	45,99

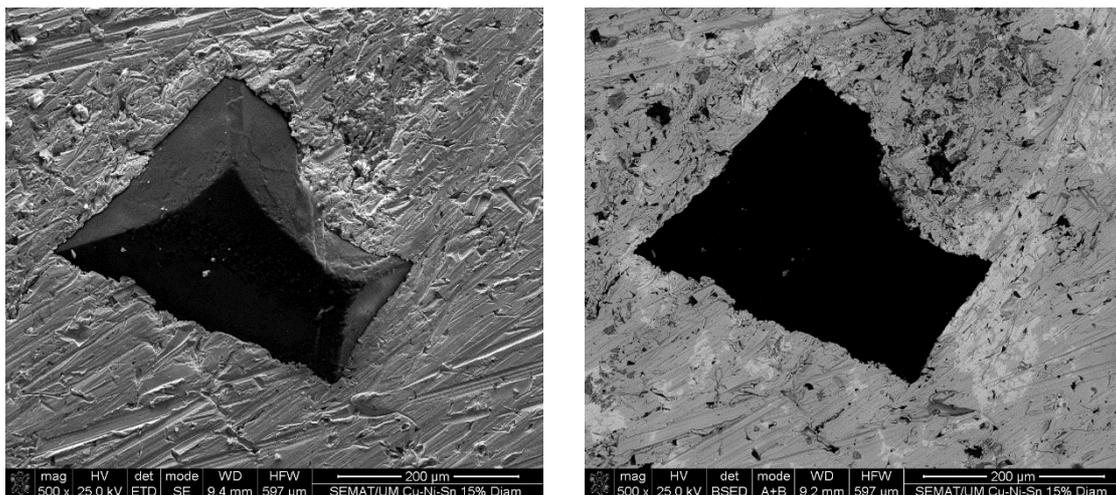


Figura 63 – Imagens de microscopia eletrônica de varrimento do Cu-Ni-15Sn reforçado com diamante.

Tabela 14 - Composição química (% em massa) geral do Cu-Ni-15Sn reforçado com diamante (figura 63).

Elemento	Geral
C	4,85
O	2,37
Sn	13,32
Ni	42,14
Cu	37,33

Nas figuras 61, 62 e 63 e nas tabelas 12, 13 e 14 estão presentes as micrografias eletrônicas de varrimento e as respectivas composições químicas dos compósitos Cu-Ni, Cu-Ni-10Sn e Cu-Ni-15Sn com diamante. Analisando as imagens obtidas podemos verificar que para estes casos não se dá a formação de uma interface entre a matriz e as partículas de diamante, dá-se sim uma boa ligação entre ambos o que leva a uma boa fixação das partículas de diamante no seio das matrizes metálicas. A análise de composição química foi realizada em 3 zonas para o Cu-Ni reforçado com diamante e num modo geral para os restantes compósitos (Cu-Ni-10Sn reforçado com diamante e Cu-Ni-15Sn reforçado com diamante), estando todos os elementos presentes em todas as zonas analisadas, pois foi referido anteriormente o EDX trata-se de uma análise em profundidade e não apenas de superfície.

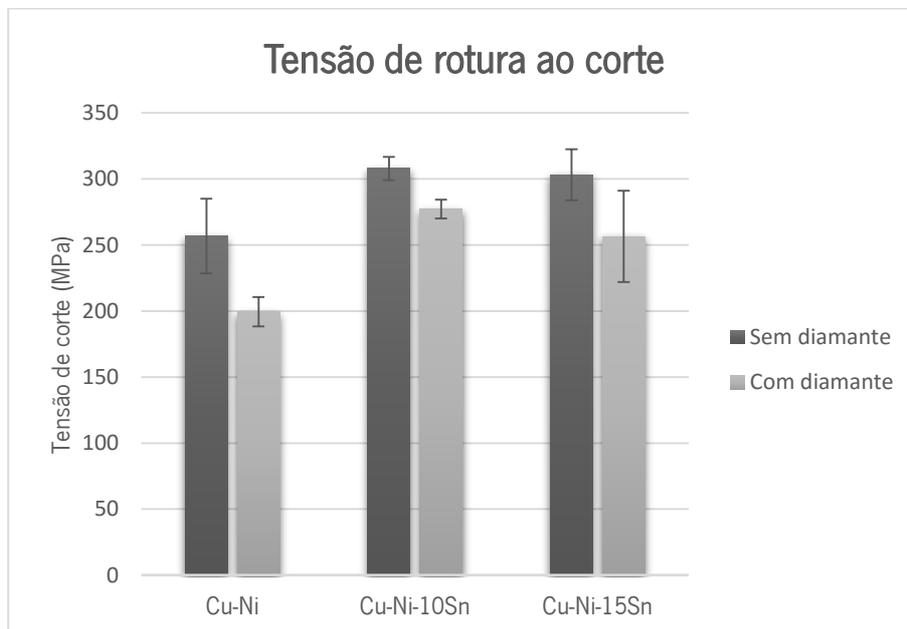


Figura 64 - Comparação entre a tensão de rotura ao corte obtida para amostras de Cu-Ni, Cu-Ni-10Sn e Cu-Ni-15Sn com e sem a adição de partículas de diamante.

Analisando os resultados obtidos para a tensão de rotura ao corte (figura 64) pode verificar-se que comparando com os resultados das matrizes sem a adição de diamante estes sofrem uma

redução. A redução era de certo modo esperada devido à introdução de partículas com um tamanho tão expressivo como é o caso das partículas de diamante utilizadas. Comparando os resultados pode-se verificar que o compósito onde essa redução é menos significativa é no Cu-Ni-10Sn reforçado com diamante, sendo que para os outros dois existe uma redução de cerca de 50 MPa comparativamente às matrizes iniciais (Cu-Ni e Cu-Ni-15Sn). Com esta análise pode-se concluir que a adição de 10% de Sn é suficiente para se obter propriedades comparáveis e até mesmo superiores à de matrizes como o Co e Ni.

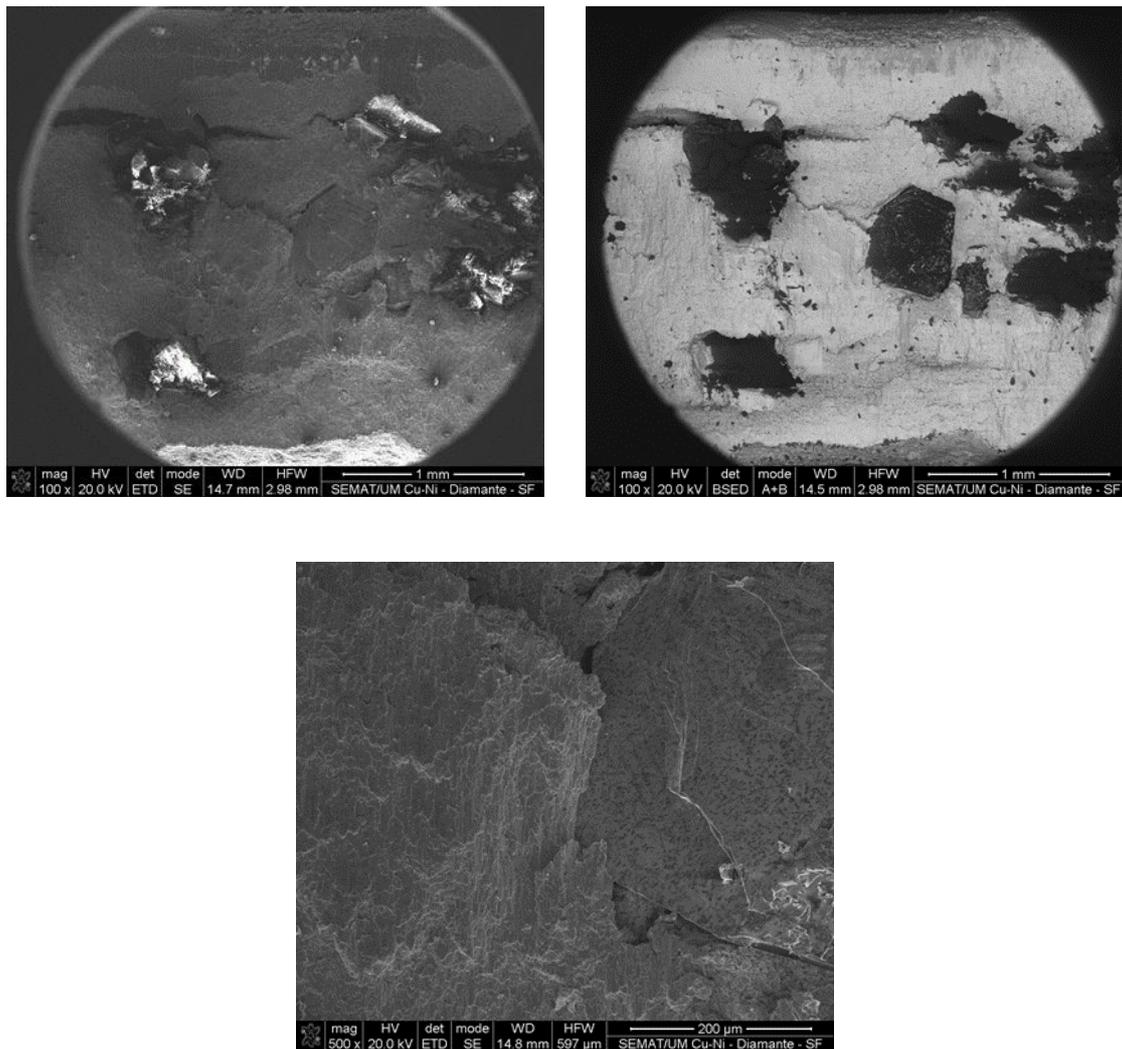


Figura 65 – Imagens de microscopia eletrônica de varrimento da superfície de fratura do Cu-Ni reforçado com diamante.

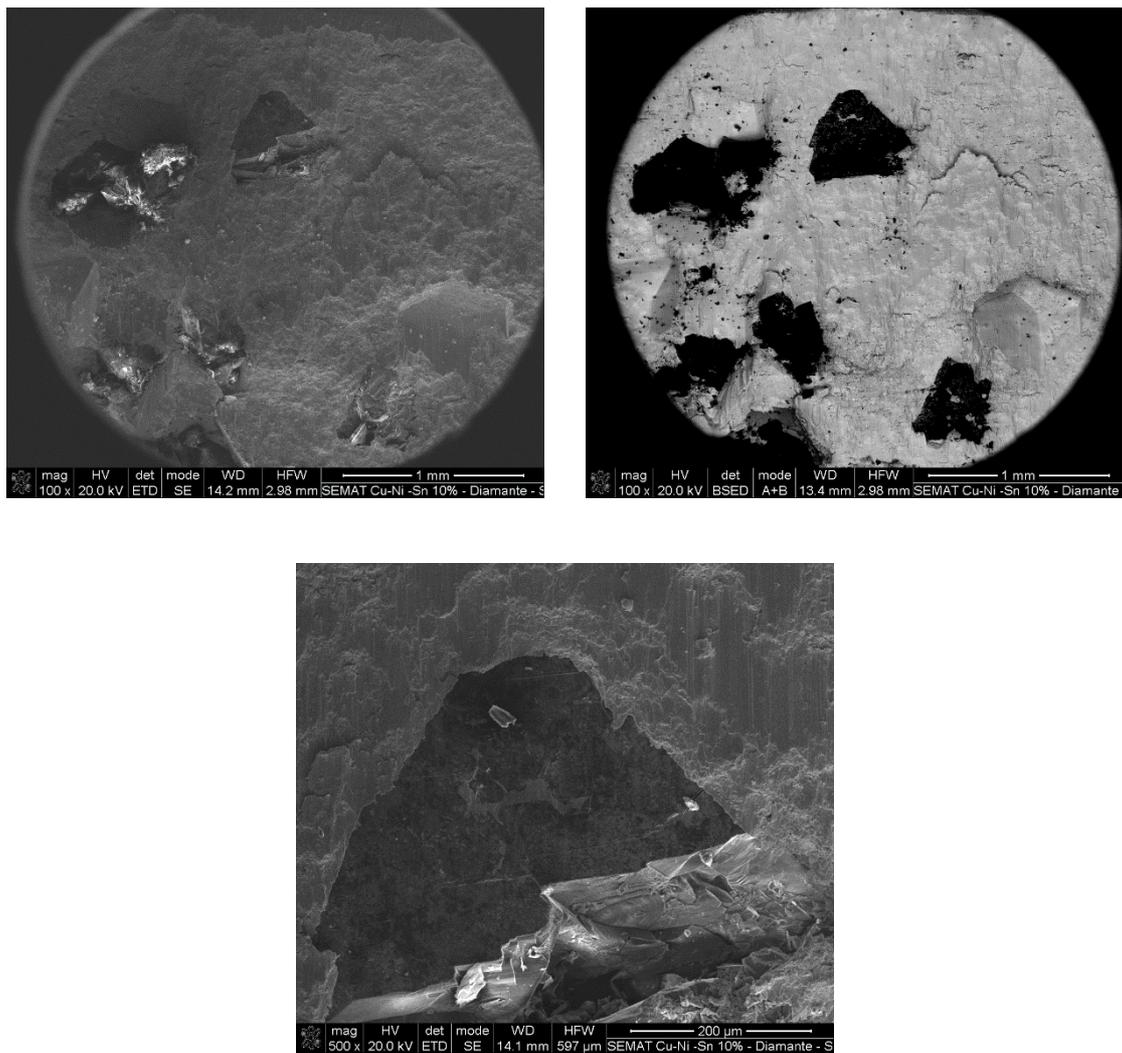


Figura 66 – Imagens de Microscopia eletrônica de varrimento da superfície de fratura do Cu-Ni-10Sn reforçado com diamante.

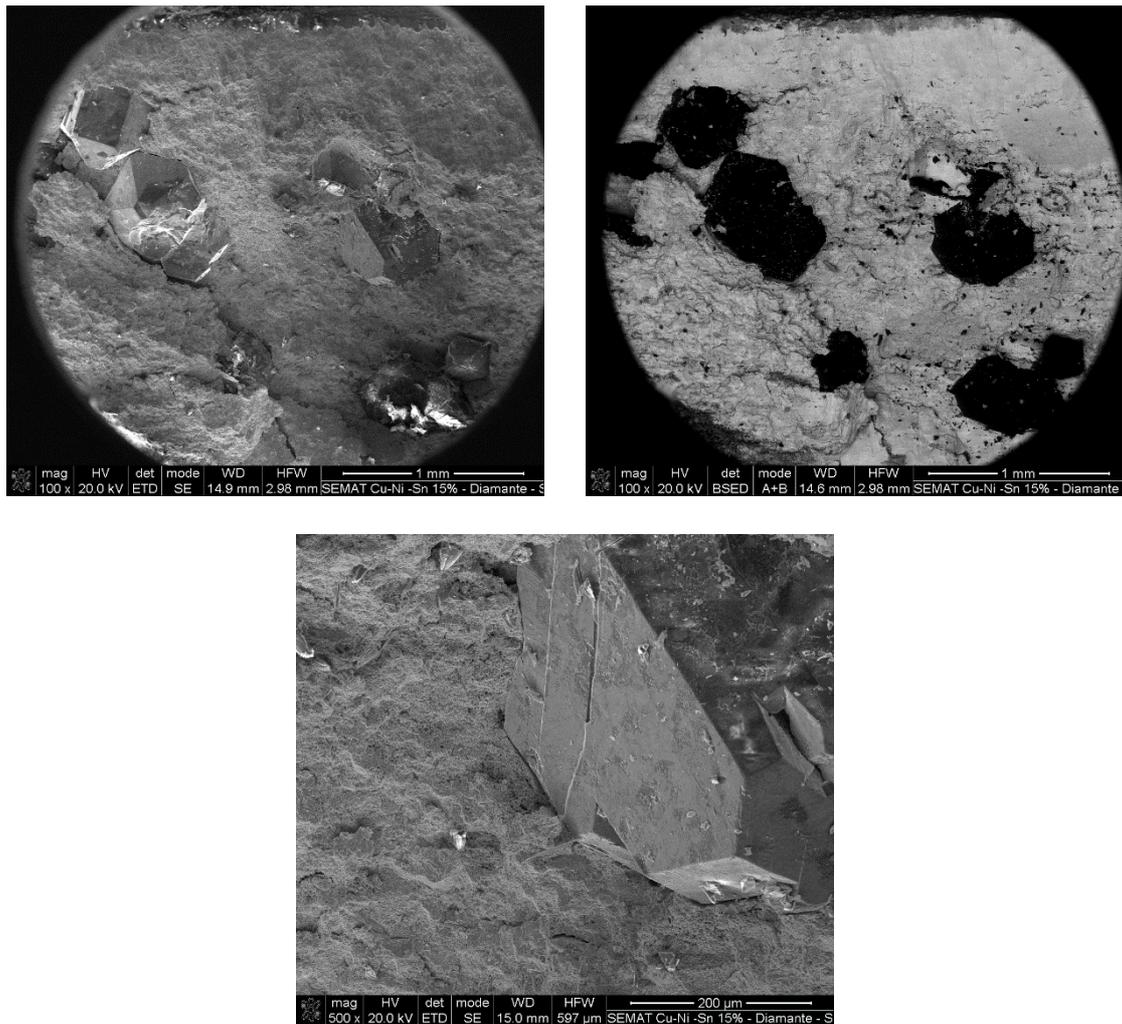


Figura 67 – Imagens de microscopia eletrônica de varrimento da superfície de fratura do Cu-Ni-15Sn reforçado com diamante.

Analisando as imagens de microscopia eletrônica de varrimento das superfícies de fratura (figuras 65, 66 e 67) dos compósitos Cu-Ni reforçado com diamante, Cu-Ni-10Sn reforçado com diamante e Cu-Ni-15Sn reforçado com diamante pode-se ver que com o realizar destes ensaios dá-se a exposição das várias partículas de diamante embebidas nas matrizes metálicas. Como foi visto anteriormente cada matriz em estudo apresenta um tipo de comportamento ao corte dependendo das suas propriedades, mesmo com a inclusão das partículas de diamante esses comportamentos são evidenciados através da análise das superfícies de fratura.

Os comportamentos encontrados após a análise das imagens são em tudo semelhantes aos encontrados para estas mesmas matrizes mas sem a inclusão das partículas de diamante, sendo que para estes casos as matrizes apresentam uma maior fragilidade junto às partículas. Como foi reportado anteriormente para o caso do Cu-Ni reforçado com diamante é possível identificar-se para este

compósito que o seu comportamento quando sujeito a esforços de corte é tipicamente dúctil. Para os outros dois casos (Cu-Ni-10Sn reforçado com diamante e Cu-Ni-15Sn reforçado com diamante) o dá-se um comportamento misto, pois como foi visto anteriormente existem zonas onde se dá um comportamento mais dúctil e outras onde se dá um comportamento menos dúctil, sendo as zonas onde se dá o comportamento mais dúctil aquelas onde a presença de Sn é mais expressiva. Com a inclusão das partículas de diamante esse comportamento não é alterado.

Quanto à deslocação que as partículas de diamante poderiam sofrer, esta não se verifica ou se verifica é praticamente nula, evidenciando assim uma boa ligação entre a matriz e as partículas, podendo estar assim explicado o porque de os compósitos com a adição de Sn apresentarem uma menor redução nos valores da tensão de rotura ao corte.

4.3.3 Estudo do efeito da adição de partículas de diamante ao Cu-Ni-10WC

Nesta secção será estudado o comportamento do compósito Cu-Ni-10WC quando se lhe são adicionadas as partículas de diamante e qual o efeito que essa adição provoca na tensão de rotura ao corte.

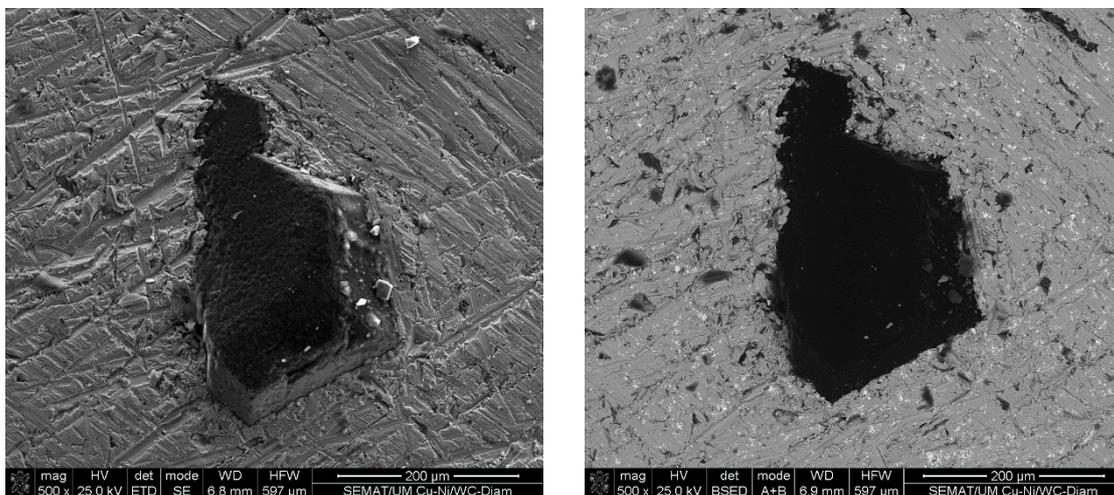


Figura 68 – Imagens de microscopia eletrônica de varrimento do Cu-Ni-10WC reforçado com diamante.

Tabela 15 - Composição química (% em massa) geral do Cu-Ni-10WC reforçado com diamante (figura 68).

Elemento	Geral
C	14,41
W	8,08
Ni	32,93
Cu	44,58

Na figura 68 e na tabela 15 estão presentes as micrografias eletrônicas de varrimento e as respectivas composições químicas do compósito Cu-Ni-10WC reforçado com diamante. Analisando as imagens obtidas podemos verificar que para este caso não se dá a formação de uma interface entre a matriz e as partículas de diamante, sendo que para este caso não se dá uma tão boa ligação entre a matriz e a partícula de diamante como foi visto para os compósitos analisados anteriormente. A formação de aglomerados de partículas de WC pode explicar esta não tão boa ligação e podendo isto levar a uma maior redução nas propriedades mecânicas. Foi realizada uma composição química geral e como aconteceu para os restantes casos todos os elementos estão presentes como se pode verificar pela análise da tabela 15.

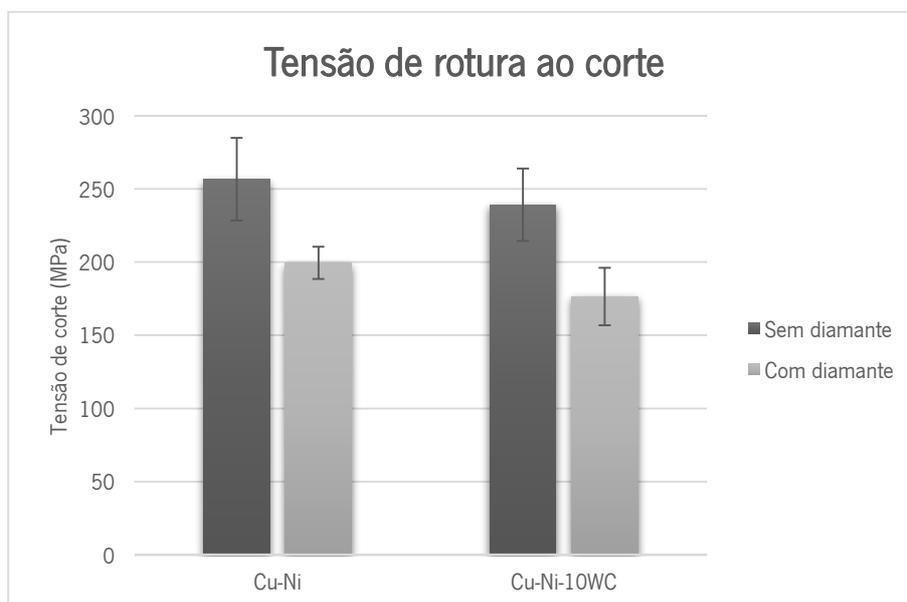


Figura 69 - Comparação entre a tensão de rotura ao corte obtida para amostras de Cu-Ni e Cu-Ni-10WC com e sem a adição de partículas de diamante.

Analisando os resultados obtidos para a tensão de rotura ao corte (figura 69) pode-se verificar que comparando com os resultados da matriz sem a adição de diamante esta sofre uma redução nesta propriedade, esta redução era de certo modo esperada devido à introdução de partículas com um

tamanho tão expressivo, como é o caso das partículas de diamante utilizadas. Ao se analisar resultados pode verificar-se que para o compósito Cu-Ni-10WC reforçado com diamante a redução é mais acentuada comparativamente a todas os outros, pois como foi dito anteriormente a ligação entre a matriz e as partículas de diamante não é tão boa quando comparando, por exemplo, com o Cu-Ni reforçado com diamante levando assim a que se obtenham valores de tensões de rotura ao corte inferiores.

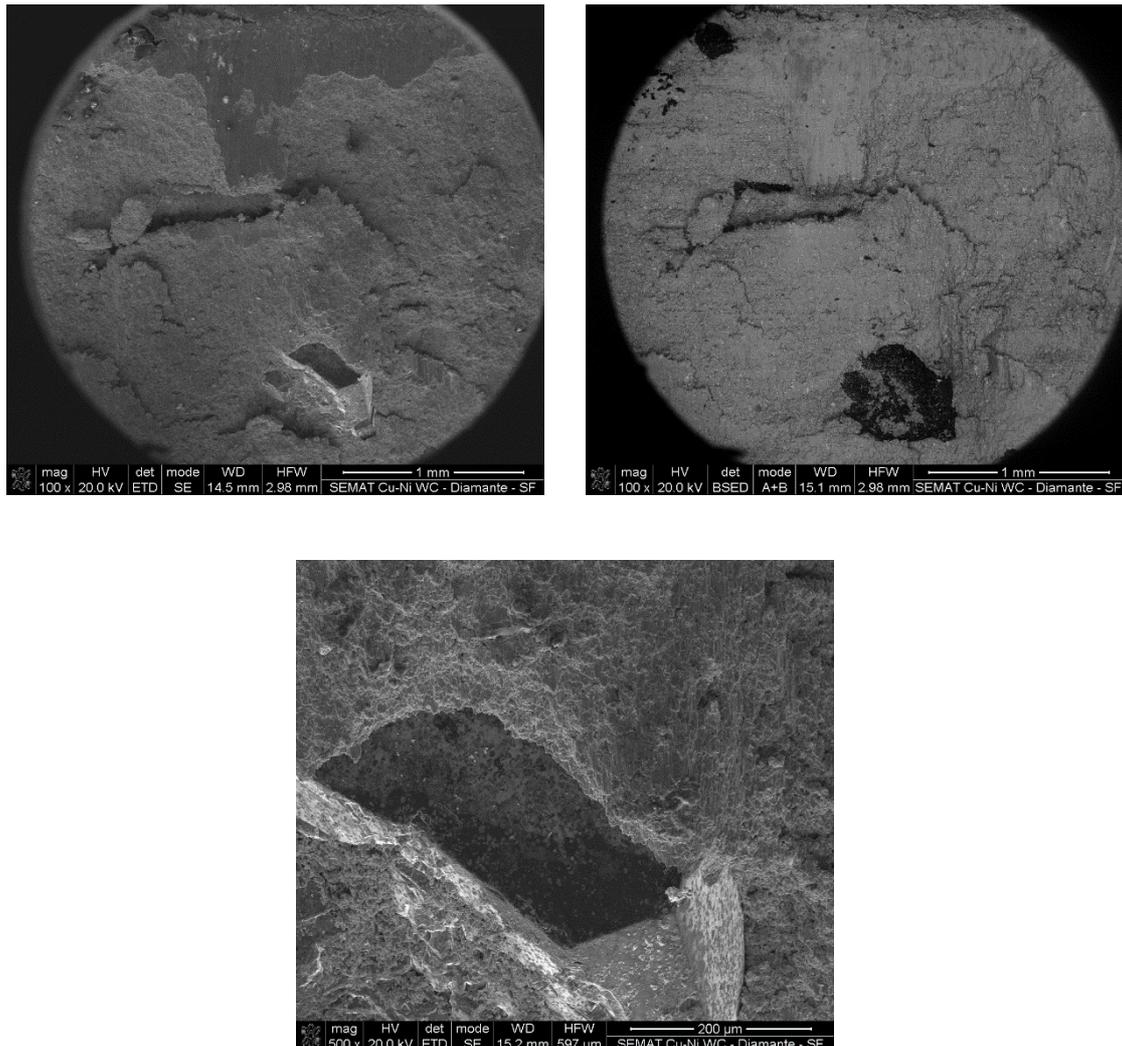


Figura 70 – Imagens de microscopia eletrônica de varrimento da superfície de fratura do Cu-Ni-10WC reforçado com diamante.

Analisando as imagens de microscopia eletrônica de varrimento da superfície de fratura (figura 70) do compósito Cu-Ni-10WC reforçado diamante pode verificar-se que com o realizar destes ensaios dá-se a exposição das várias partículas de diamante embebidas nas matrizes metálicas. Como foi visto anteriormente cada matriz em estudo apresenta um tipo de comportamento ao corte dependendo das

suas propriedades, mesmo com a inclusão das partículas de diamante esses comportamentos são evidenciados através da análise das superfícies de fratura.

Como já foi dito o comportamento ao corte que ocorre neste compósito trata-se de um comportamento misto, apresentando sinais de um comportamento frágil junto dos pontos onde os aglomerados de partículas de WC se concentram e um comportamento um pouco mais dúctil característico da matriz (Cu-Ni), a inclusão das partículas de diamante, como ocorreu em todos os casos até ao momento, não alterou esse comportamento apenas torna a matriz mais suscetível a fendas nos pontos onde essas partículas de tamanho tão expressivo se encontram. Neste caso também foi possível comprovar um a boa ligação entre a matriz e as partículas de diamante levando a que não se veja qualquer tipo de deslocação das mesmas da sua posição original.

4.3.4 Estudo do efeito da adição de partículas de diamante ao Cu-Ni-Sn-2WC e ao Cu-Ni-Sn-10WC

Nesta secção será estudado o comportamento nos compósitos Cu-Ni-Sn-2WC e Cu-Ni-Sn-10WC quando se lhe são adicionadas as partículas de diamante e qual o efeito que essa adição provoca na tensão de rotura ao corte.

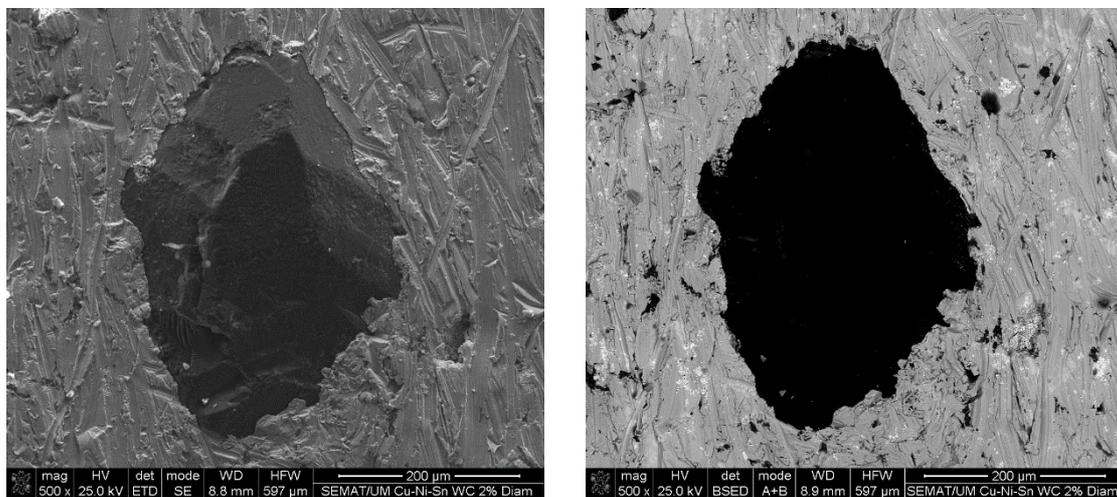


Figura 71 – Imagens de microscopia eletrônica de varrimento do Cu-Ni-Sn-2WC reforçado com diamante.

Tabela 16 - Composição química (% em massa) geral do Cu-Ni-Sn-2WC reforçado com diamante (figura 71).

Elemento	Geral
C	5,99
O	2,80
W	5,65
Sn	9,06
Ni	32,95
Cu	43,55

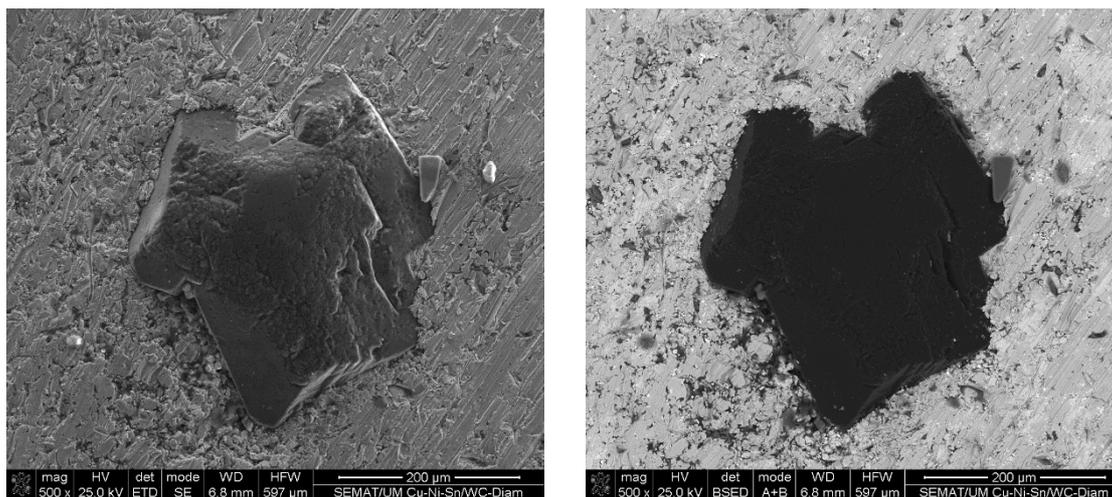


Figura 72 – Imagens de microscopia eletrônica de varrimento do Cu-Ni-Sn-10WC reforçado com diamante.

Tabela 17 - Composição química (% em massa) geral do Cu-Ni-Sn-10WC reforçado com diamante (figura 72).

Elemento	Geral
C	9,87
O	1,80
W	6,67
Sn	7,52
Ni	33,48
Cu	40,55

Nas figuras 71 e 72 e nas tabelas 16 e 17 estão presentes as micrografias eletrônicas de varrimento e as respectivas composições químicas dos compósitos Cu-Ni-Sn-2WC e Cu-Ni-Sn-10WC reforçados com diamante. Analisando as imagens obtidas pode verificar-se dois comportamentos distintos, apesar de não se evidenciar qualquer a formação de interface entre as matrizes e as partículas de diamante, pode-se comprovar que a ligação entre a matriz e o diamante é muito mais bem conseguida para o compósito com apenas 2% de partículas de WC, pois para o caso onde há 10% WC é possível ver-se zonas onde essa ligação falha. Estas falhas de ligação podem ser causadas pela

formação de aglomerados devido à presença de uma elevada percentagem de partículas de WC. Foi realizada uma composição química geral para os dois compósitos aqui em estudo e como ocorreu para os restantes casos todos os elementos estão presentes como se pode verificar pela análise das tabelas 16 e 17.

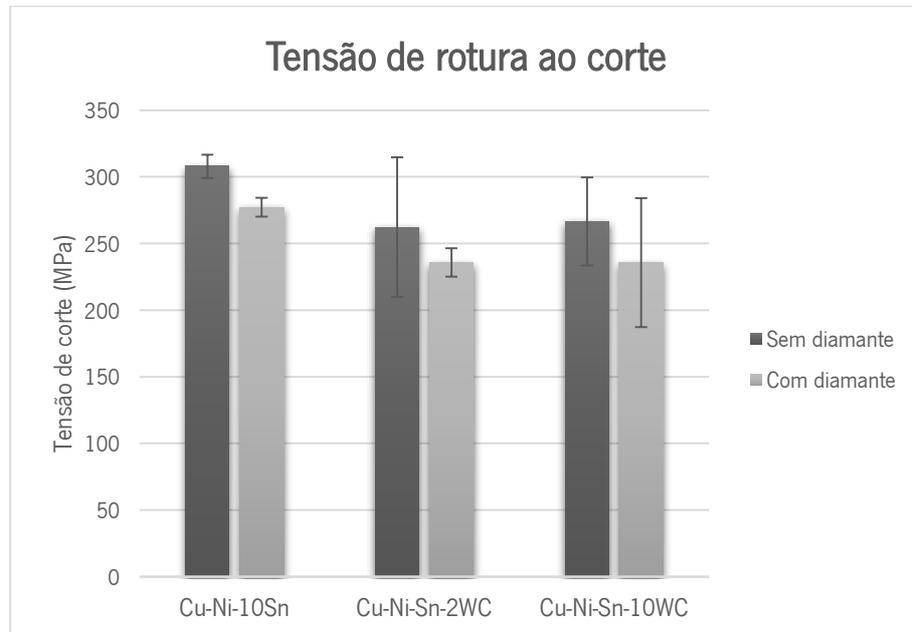


Figura 73 - Comparação entre a tensão de rotura ao corte obtida para amostras de Cu-Ni-10Sn, Cu-Ni-Sn-2WC e Cu-Ni-Sn-10WC com e sem a adição de partículas de diamante.

Analisando os resultados obtidos para a tensão de rotura ao corte (figura 73) pode verificar-se que comparando com os resultados das matrizes sem a adição de diamante estas sofrem uma redução nesta propriedade, esta redução era de certo modo esperada devido à introdução de partículas com um tamanho tão expressivo, como é o caso das partículas de diamante utilizadas. Ao se analisar resultados obtidos para os compósitos Cu-Ni-Sn-2WC c/diamante e Cu-Ni-Sn-10WC c/diamante verifica-se que a redução que sofrem nesta propriedade não é tão significativa quando comparada com outros casos, como por exemplo com o Cu-Ni-10WC c/diamante. A redução ocorrida é da mesma ordem de grandeza à que se verificou par ao compósito Cu-Ni-10Sn c/diamante, sendo que para este último os valores da tensão de rotura ao corte continuam a ser superiores. Com estes ensaios pode-se também concluir que a adição de apenas 2% de partículas de WC poderá ser sufuciente pois os valores obtidos para a tensão de rotura ao corte são similares para os dois casos, portanto poderá não haver necessidade de uma tão grande adição de partículas de WC e assim poder-

se-á reduzir a formação de aglomerados que em nada são benéficos para as propriedades dos compósitos.

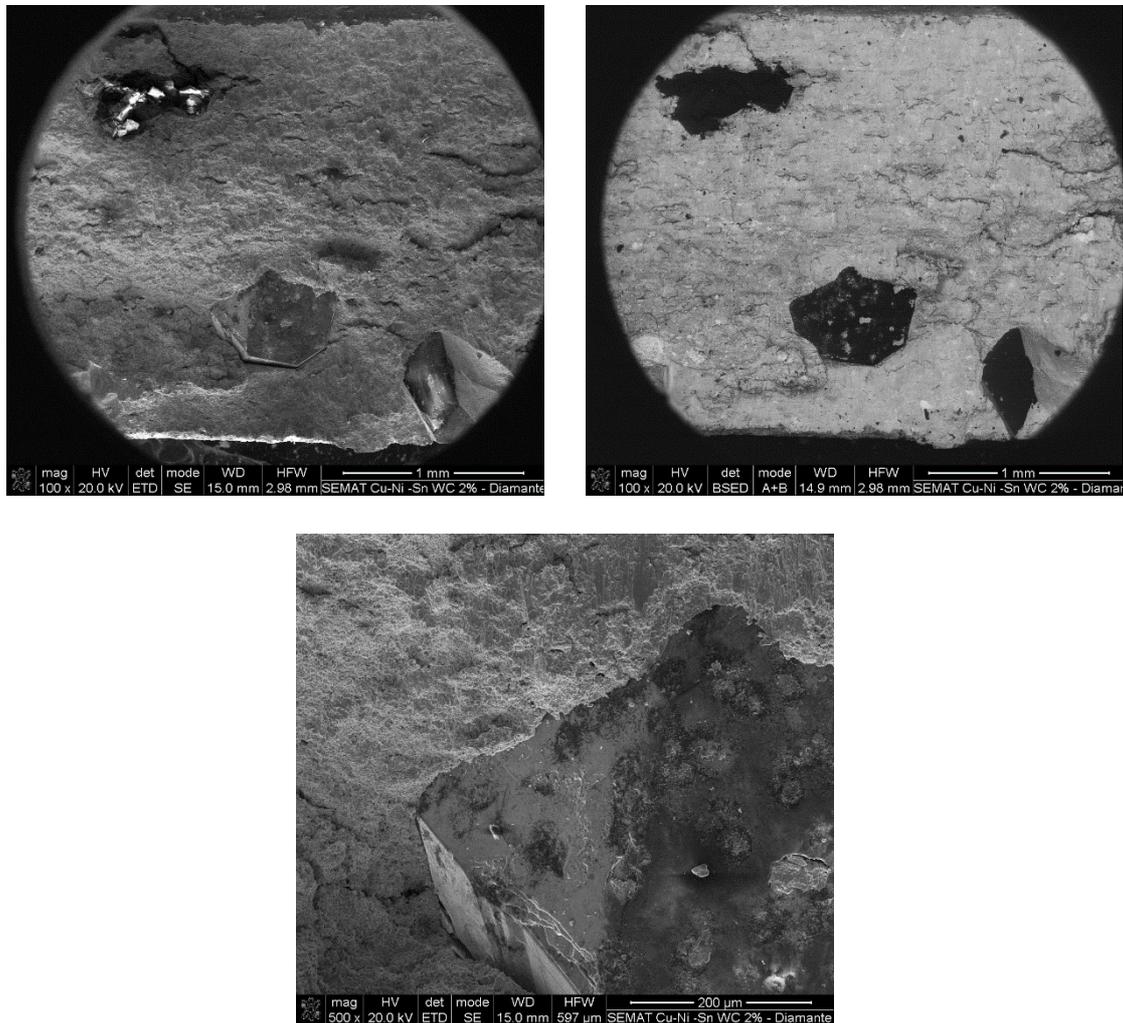


Figura 74 – Imagens de microscopia eletrônica de varrimento da superfície de fratura do Cu-Ni-Sn-2WC reforçado com diamante.

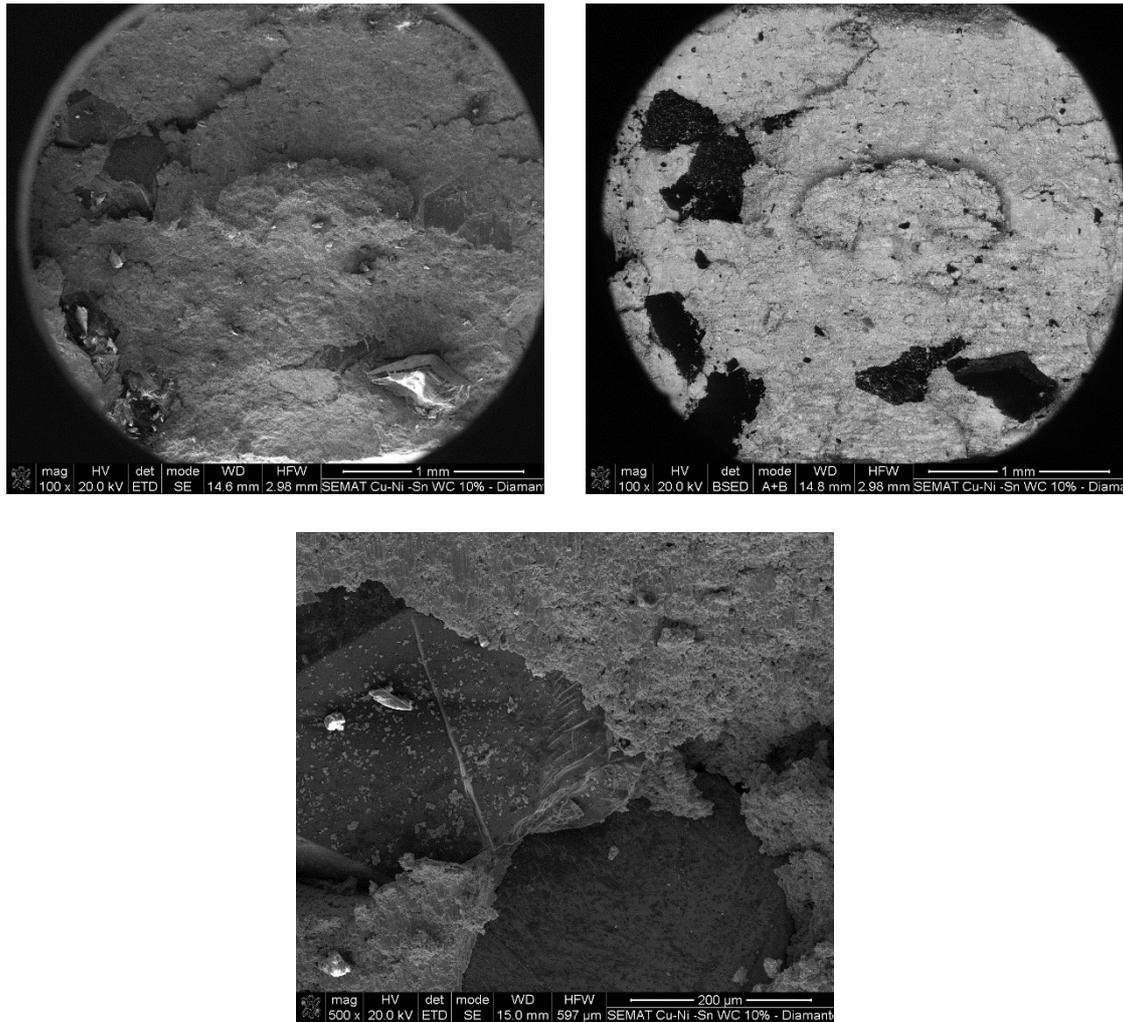


Figura 75 – Imagens de microscopia eletrônica de varrimento da superfície de fratura do Cu-Ni-Sn-10WC reforçado com diamante.

Analisando as imagens de microscopia eletrônica de varrimento das superfícies de fratura (figuras 74 e 75) dos compósitos Cu-Ni-Sn-2WC c/diamante e Cu-Ni-Sn10WC c/diamante pode ver-se que com o realizar destes ensaios dá-se a exposição das várias partículas de diamante embebidas nas matrizes metálicas. Como foi visto anteriormente cada matriz em estudo apresenta um tipo de comportamento ao corte dependendo das suas propriedades, mesmo com a inclusão das partículas de diamante esses comportamentos são evidenciados através da análise das superfícies de fratura.

Como foi visto a quando da análise destas mesmas matrizes sem a adição de partículas de diamante, diferentes percentagens de partículas de WC levam a que ocorram comportamentos ligeiramente diferentes quando os compósitos são sujeitos a esforços de corte. Os mesmos resultados são comprovados com a inclusão das partículas de diamante, onde é possível ver comportamentos dúcteis e frágeis a ocorrer. Como foi relatado nestes compósitos existem zonas onde o comportamento é mais frágil fruto da formação de aglomerados de partículas muito duras como as partículas de WC,

sendo este comportamento muito mais evidente no Cu-Ni-Sn-10WC c/diamante devido à maior percentagem de partículas de WC. Existem também zonas onde o comportamento é mais dúctil devido à presença do Sn, sendo este comportamento mais visível no Cu-Ni-Sn-2WC c/diamante, pois neste a percentagem de partículas de WC é mais reduzida.

De modo semelhante aos compósitos que têm por base a matriz Cu-Ni não é evidenciado qualquer deslocamento das partículas de diamante, mantendo estas aparentemente a sua posição inicial, sendo isto sinal de uma boa ligação entre a matriz e as partículas.

4.4 Análise do comportamento ao desgaste dos compósitos adiantados

Estes ensaios foram realizados no intuito de simular o corte de rochas e assim avaliar o comportamento dos compósitos desenvolvidos e produzidos no âmbito desta dissertação, quando sujeitos a condições próximas às que as ferramentas de corte são submetidas. Assim foi importante encontrar um compromisso entre a resistência ao desgaste das ferramentas de corte (pinos) e a sua capacidade de desbastar o seu par tribológico (discos de granito). Por este motivo é de extrema relevância conhecer o comportamento ao desgaste tanto das amostras (pinos) em estudo como dos discos de granito.

Os ensaios de desgaste contra discos de granito não foram realizados para todos os compósitos reforçados com partículas de diamante, mas apenas naqueles que apresentaram as propriedades mecânicas e ao desgaste adequadas à aplicação acima indicada. Deste modo, os compósitos selecionados para este estudo foram o Co reforçado com diamante (selecionado em detrimento do Ni reforçado com diamante devido ao facto do Co ser a matriz metálica mais utilizada no indústria das ferramentas de corte); o Cu-Ni reforçado com diamante; o Cu-Ni-10Sn reforçado com diamante; o Cu-Ni-15Sn reforçado com diamante; Cu-Ni-Sn-2WC reforçado com diamante e o Cu-Ni-Sn-10WC reforçado com diamante. Estes compósitos foram selecionados pois verificou-se que as amostras com adição de Sn (amostras não reforçadas) exibiram melhores propriedades mecânicas bem como um melhor comportamento ao desgaste.

Os resultados relativos à perda de massa tanto dos pinos como dos discos de granitos sujeitos aos ensaios de desgaste estão presentes na figura 76.

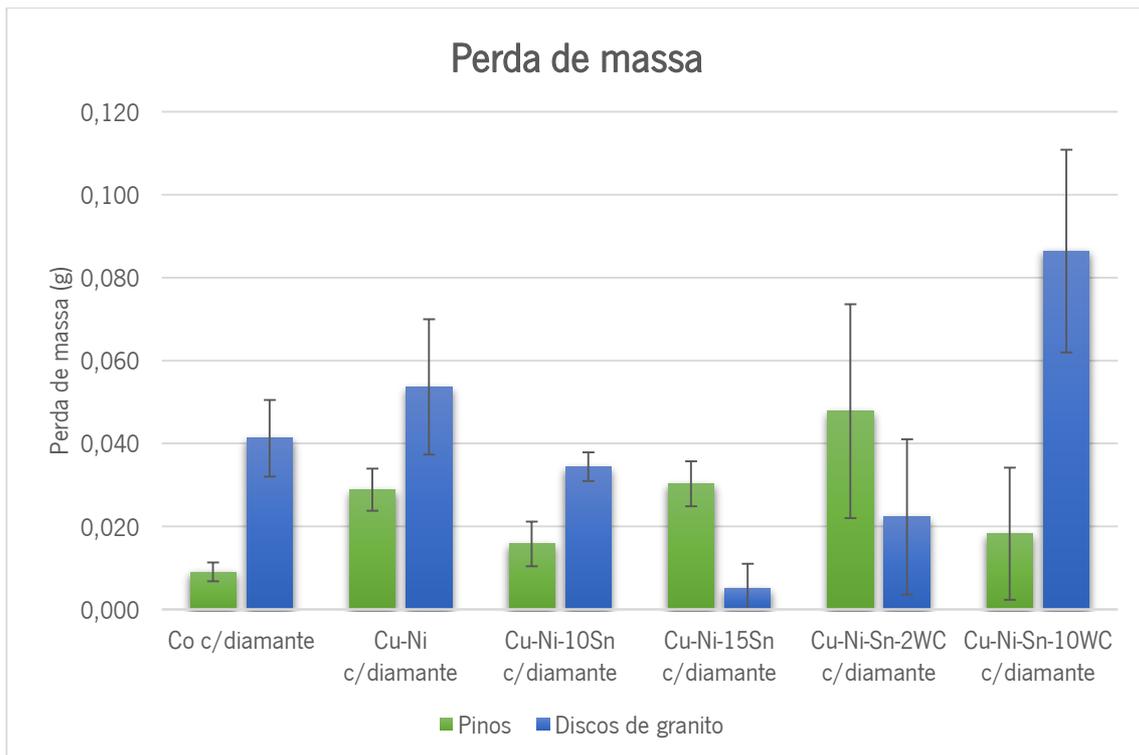


Figura 76 - Perda de massa dos pinos e discos de pedra após os ensaios de desgaste.

É importante referir, antes de iniciar qualquer tipo de análise, que tanto as propriedades mecânicas como o comportamento ao desgaste das matrizes estudadas até ao momento podem não servir de referência para a análise dos resultados do comportamento ao desgaste dos compósitos reforçados com diamante. Este facto deve-se a que o comportamento ao desgaste deste tipo de ferramentas é dependente de vários fatores, entre os quais se podem destacar os seguintes: o número de diamantes presentes na superfície de corte, a dispersão dos mesmos (fator que não foi possível controlar no presente estudo) e a ligação/prisão mecânica entre a matriz e as partículas (não sendo desejável que esta seja demasiado resistente, pois pretende-se que haja um compromisso entre o desgaste da matriz e a renovação das partículas de diamante).

Analisando os resultados obtidos para as perdas de massa (figura 76) dos pinos e dos discos de granito pode verificar-se que o que foi relatado acima se confirma, pois as matrizes que apresentaram melhores propriedades mecânicas e melhor comportamento ao desgaste não foram aquelas que efetuaram o melhor processo de corte. No que ao Co reforçado com partículas de diamante diz respeito pode verificar-se que este efetua um bom desgaste dos discos de granito sem que os pinos sofram grande perda de massa, facto que já seria de esperar devido ao elevado uso do Co neste tipo de aplicação. Para os restantes compósitos em estudo, comportamentos distintos são revelados.

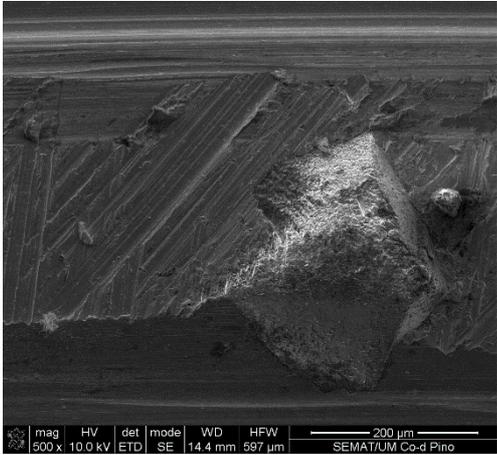
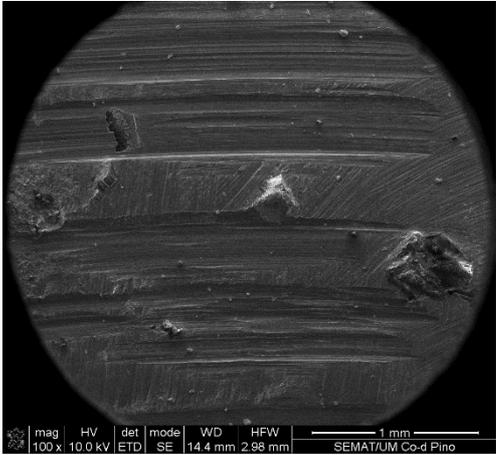
Para o caso da matriz principal (Cu-Ni) reforçada com partículas de diamante esta efetuou um maior desgaste dos discos de granito quando comparado com os pinos de Co, mas por sua vez os pinos desgastaram muito mais. Este maior desgaste dos pinos pode ser explicado pela menor dureza que apresenta esta matriz, já o maior desgaste dos discos de granito pode ter como explicação o maior número de partículas expostas na superfície dos pinos e uma maior área de contacto entre os pinos e os discos.

Com a introdução de Sn podemos verificar comportamentos distintos consoante a percentagem adicionada. Em ambos os casos o desgaste que estes compósitos provocaram nos discos de granito é inferior ao dos dois casos analisados anteriormente (Co reforçado com diamante e Cu-Ni reforçado com diamante), sendo que quanto maior a percentagem de Sn menor é esse desgaste. No caso do desgaste ocorrido nos pinos, analisando os resultados pode verificar-se que para uma percentagem de 10% de Sn (Cu-Ni-10Sn reforçado com diamante) esse desgaste é inferior quando comparado com a matriz principal reforçada com diamante mas superior quando comparado com o Co reforçado com diamante. A adição de 15% mostrou ser prejudicial pois neste caso os pinos desgastaram muito mais comparados com o que foi analisado até ao momento.

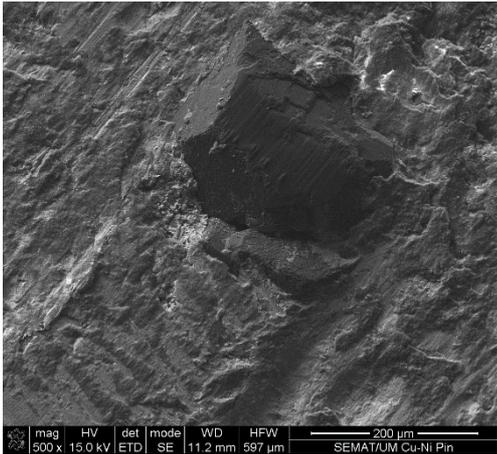
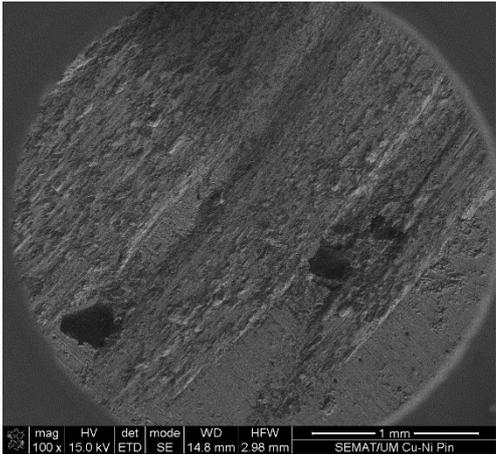
Por último, com a adição simultânea de 10% de Sn e de várias percentagens de WC podemos observar comportamentos ao desgaste completamente distintos, pois é nestes casos que é verificado o melhor e o pior cenário. Analisando estes resultados pode verificar-se que a adição de 2% de WC não foi de todo benéfica, pois aqui dá-se uma maior perda de massa dos pinos em nada compatível com o desgaste que proporcionaram aos discos de granito. O compromisso que é necessário para este tipo de ferramentas não é aqui observado, pois observa-se um desgaste bastante superior dos pinos em relação aos discos de granito. Para o caso da adição de 10% de WC é verificado o melhor comportamento do par tribológico (pino + disco), onde se observa um grande desgaste dos discos de granito aliado a uma perda de massa reduzida dos pinos. Vários fatores podem estar na explicação do melhor comportamento ao desgaste destas amostras (Cu-Ni-Sn-10WC reforçado com diamante): a presença de um maior número de partículas abrasivas, estando incluídas neste grupo tanto as partículas de diamante como as partículas de WC; e uma maior área de contacto entre o pino e o disco, que é confirmado pela análise das imagens de microscopia eletrónica de varrimento (figura 77).

Assim, pela análise dos resultados pode concluir-se que os compósitos que provocaram maior desgaste nos discos de pedra e que por sua vez suportaram esse processo sem apresentar uma perda de massa elevada foram os Cu-Ni-Sn-10WC reforçados com diamante. Estes demonstraram ter um

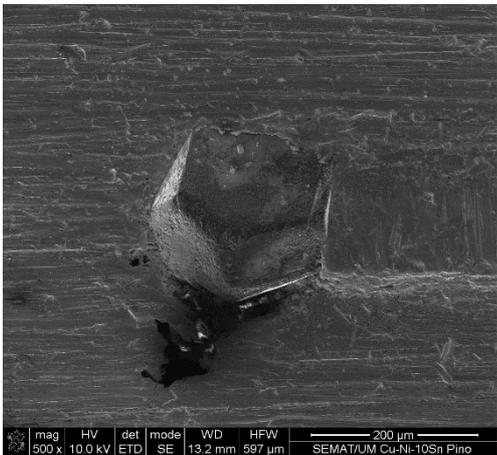
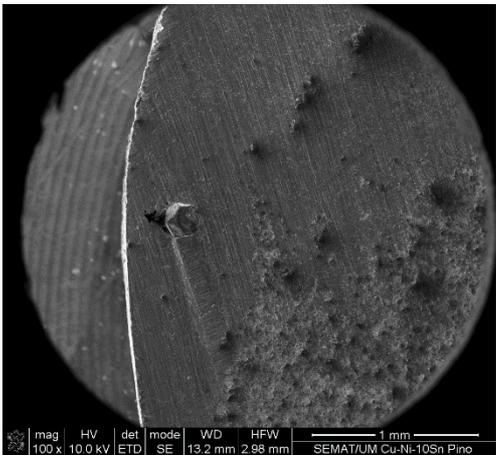
melhor comportamento que os restantes compostos incluindo também os compostos de Co reforçados com diamante.



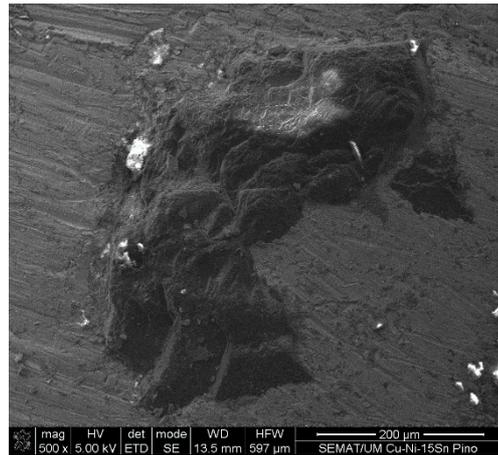
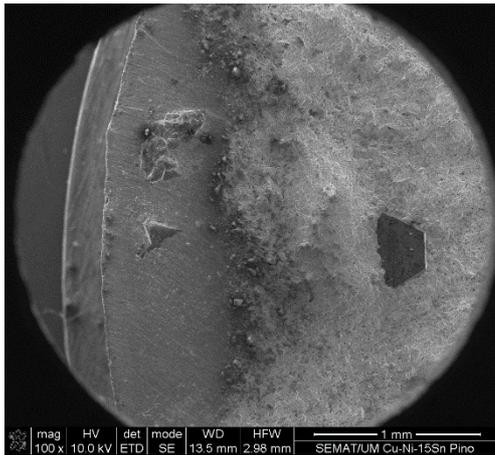
a)



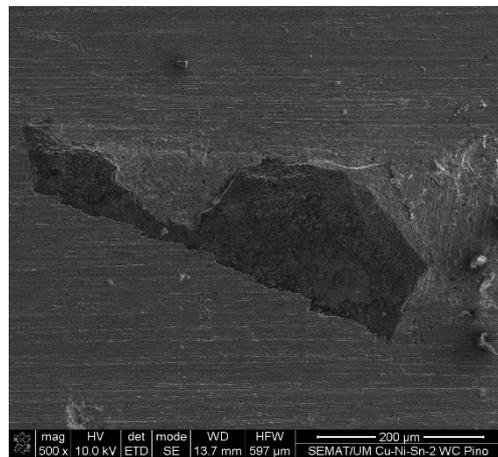
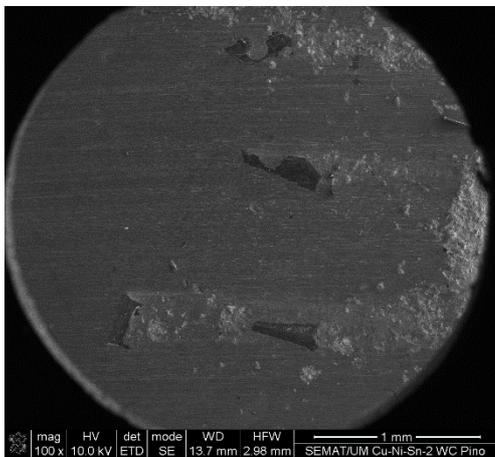
b)



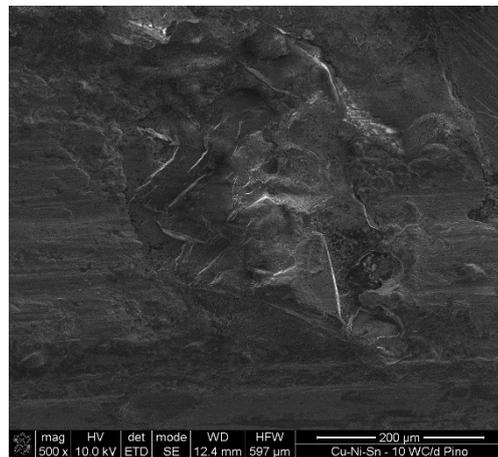
c)



d)



e)



f)

Figura 77 – Imagens de Micrografia eletrônica de varrimento dos compostos após os ensaios de desgaste contra os discos de granito: a) Co reforçado com diamante, b) Cu-Ni reforçado com diamante, c) Cu-Ni-10Sn reforçado com diamante, d) Cu-Ni-15Sn reforçado com diamante, e) Cu-Ni-Sn-2WC reforçado com diamante, f) Cu-Ni-Sn-10WC reforçado com diamante.

Visto que o processo de “corte” das pedras é efetuado principalmente pelas partículas de diamante é de suma importância avaliar o estado em que estas partículas se encontram após a

realização os ensaios de desgaste contra os discos de granito. Deste modo foram obtidas imagens de micrografia eletrônica de varrimento de todos os compósitos sujeitos a este tipo de ensaio.

Analisando as imagens obtidas pode verificar-se que as partículas de diamante que entraram em contacto com a superfície dos discos de granito sofreram todas o mesmo tipo de desgaste, independentemente da matriz metálica onde estavam inseridas. Pode assim dizer-se que o mecanismo de desgaste predominante nas partículas de diamante é o desgaste por abrasão, pois como se pode ver em todas as imagens as partículas que efetuaram o processo de corte ficaram riscadas e sofreram a planificação dos seus vértices, sendo isto causado pelos grãos mais duros dos discos de granito. Outro aspeto que se pode verificar através da análise das imagens de micrografia é que as matrizes não sofreram desgaste na sua totalidade, pois como as partículas de diamante sobressaem da matriz, apenas à medida que as partículas se desgastam ou em zonas onde não há presença das mesmas é que a matriz sofre desgaste. A figura seguinte representa esquematicamente este processo.

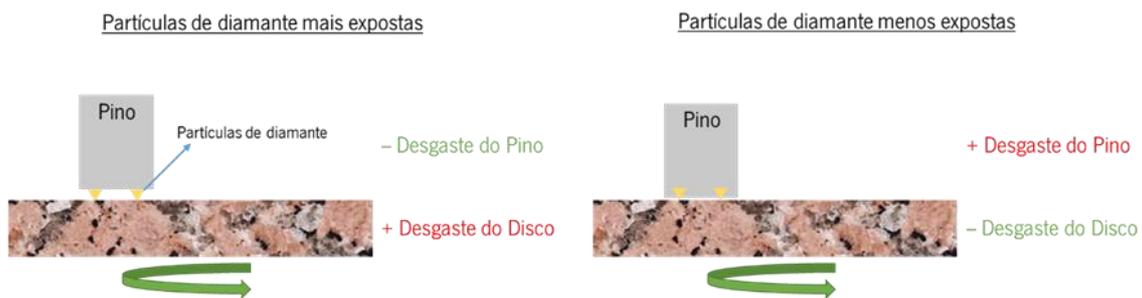


Figura 78 - Esquema representativo do processo de corte.

Como também se pode ver pelas imagens de microscopia (figura 77) a dispersão das partículas de diamante não é uniforme por toda a matriz. Este fator pode levar a alguma discrepância de valores quanto à quantidade de massa retirada dos discos de granito durante o processo de "corte" das pedras. É então de esperar que os compósitos que apresentem um maior número de partículas à superfície consigam remover uma maior quantidade de massa dos discos de granito, não afirmando com isto que esses compósitos possam ser os mais indicadas para serem utilizados nas ferramentas de corte, pois essa conclusão é dependente de vários fatores como foi enunciado anteriormente.

A análise das imagens ajuda a corroborar as conclusões tiradas acima, pois como se pode ver os compósitos Cu-Ni-Sn-10WC reforçados com diamante apresentam uma área desgastada superior a todas as outras e um maior número de partículas de diamante expostas, proporcionando assim um maior desgaste dos discos de granito.

Tendo em conta todas as propriedades analisadas e caso fosse possível obter-se os pinos todos com a mesma dispersão de partículas de diamante e o mesmo número destas partículas expostas na sua superfície, os resultados esperados para estes ensaios de desgaste seriam ligeiramente diferentes. Sendo isto possível, o que seria de esperar era que os compósitos Cu-Ni-10Sn reforçados com diamante fossem aqueles que apresentassem o melhor comportamento ao desgaste e por sua vez também seriam aqueles que desgastariam os discos de granito em maior quantidade. Isto porque foi esta matriz que apresentou melhores propriedades mecânicas e melhor comportamento ao desgaste.

5. CONCLUSÕES

A presente dissertação relata o estudo das condições de processamento e caracterização de compósitos adiantados à base de uma liga de cobre-níquel, obtidos por hot pressing (prensagem a quente), técnica vastamente utilizada na indústria das ferramentas de corte adiantadas.

Este estudo vai ao encontro do foco atual da indústria que é o de tentar substituir o cobalto por outro tipo de elemento/ligas, pois este material como foi referido apresenta certas desvantagens, tais como a sua toxicidade e o seu elevado preço.

Realizado todo trabalho experimental anteriormente detalhado foi possível retirar algumas conclusões sobre a possibilidade de se substituir o cobalto pelos compósitos à base de cobre-níquel:

- A adição de Sn conferiu à matriz Cu-Ni um aumento no seu valor de dureza duas vezes superior ao valor original. Por sua vez a adição de WC provou ser prejudicial para esta propriedade da matriz, levando a uma redução da mesma;
- A adição de Sn e WC mostrou ter o mesmo efeito no que à tensão de rotura ao corte diz respeito, concluindo-se assim que a adição de Sn é bastante favorável para um melhoramento das propriedades mecânicas e ao contrário do que se verificou com a adição de WC, sendo esta prejudicial para as propriedades mecânicas em estudo;
- Com a realização dos ensaios de desgaste (contra as esferas de alumina) foi possível concluir que a adição de Sn não foi só favorável quanto a propriedades mecânicas, mas também no comportamento ao desgaste da matriz Cu-Ni. Foi possível observar uma perda de massa 94% inferior com a adição de 10% de Sn, sendo este comportamento melhor até àquele que é verificado para a matriz de Co;
- A adição de partículas de reforço de tamanho largamente superior ao dos pós utilizados como matrizes, nomeadamente de diamante, levou a que se desse uma redução nos valores da tensão de rotura ao corte dos compósitos. Nestas condições selecionou-se como melhor solução o compósito onde essa redução de tensão de rotura ao corte foi menor, ou seja o compósito que apresenta uma adição de 10% de Sn ao Cu-Ni;
- Com a realização dos ensaios de desgaste dos compósitos reforçados com diamante (contra os discos de granito) foi possível concluir que o comportamento ao desgaste nestas condições não é apenas dependente das propriedades mecânicas da matriz, nem do seu comportamento ao desgaste (contra esferas de alumina), mas sim de outros fatores como é o caso da dispersão das partículas de diamante e o número de partículas expostas na superfície

de contacto entre os pinos e os discos. Desta forma os compósitos que mostraram um melhor compromisso entre o desgaste dos pinos e dos discos foram os Cu-Ni-Sn-10WC reforçados com diamante;

- Por último pode concluir-se que caso fosse possível produzir os todos pinos com condições semelhantes (mesma dispersão e mesmo número de partículas expostas) os resultados obtidos poderiam ser diferentes, sendo expectável que os compósitos Cu-Ni-10Sn reforçados com diamante apresentassem um melhor comportamento ao desgaste contra os discos de granito. Esta conclusão baseia-se no facto de essa matriz (Cu-Ni-10Sn) ter demonstrado melhores propriedades mecânicas e um melhor comportamento ao desgaste.

6. TRABALHOS FUTUROS

No presente capítulo são expostas algumas propostas de trabalho a desenvolver, a fim de poder melhorar e completar todo o trabalho realizado ao longo desta dissertação.

Seria pertinente numa primeira fase realizar uma mistura mais eficaz dos compósitos que apresentam a adição de partículas de WC para que assim não ocorra a formação de aglomerados e não se dê uma perda das propriedades mecânicas.

Para os compósitos adiantados seria importante, como foi referido, obter-se os pinos produzidos com condições semelhantes, ou seja, conseguir uma dispersão e exposição de partículas de diamante semelhante em todos eles. Para tal, seria importante também aqui realizar uma mistura bem mais eficaz à realizada.

Quanto aos ensaios de desgaste contra os discos de granito, e para o caso de os pinos não se apresentarem em condições semelhantes, seria importante realizar ensaios mais longos para que assim os resultados obtidos se aproximassem mais.

BIBLIOGRAFIA

- [1] Calaes, G. D., 2009, "Evolução do Mercado Mineral Mundial a Longo Prazo", Relatório Técnico, Ministério de Minas e Energia MME;
- [2] Ribeiro, R. P., 2005, "Influência das características petrográficas de granitos no processo industrial de desdobramento de blocos", Tese Doutorado, Escola de Engenharia de São Carlos da Universidade de São Paulo;
- [3] INE, ES Research – Research Sectorial, 2014, "Produção de rochas ornamentais – Análise sectorial";
- [4] K. K. Chawla, Composite Materials, 3rd ed. New York Heidelberg Dordrecht London: Springer, 2005;
- [5] Ventura, "Os Compósitos ea sua aplicação na Reabilitação de Estruturas metálicas," Ciência Technol. dos Mater., vol. 21, pp. 10–19, 2009;
- [6] Yamaguchi, K.; Takakura, N.; Imatani, S. (1997). Compaction and Sintering Characteristics of Composite Metal Powders. Journal Materials Processing Technology, v.63, p. 364 – 369;
- [7] Oliveira, L.J.; Bobrovitchii, G.S.; Filgueira, M. (2007). Processing and Characterization of Impregnated Diamond Cutting Tools Using a Ferrous Metal Matrix. International Journal Refractory Metals and Hard Materials, v.25. p.328-335;
- [8] Filgueira, M.; Pinatti, D.G. (2001). "Production of diamond wire by Cu-15%vol.Nb in situ Process", In: Proc. Of the 15th Int. Plausee Seminar, Reutte, Austria, Plansee Holding, AG. v. 1, p. 360-374;
- [9] Kenda, J., & Kopač, J. (2009). Diamond tools for machining of granite and their wear. Strojnicki Vestnik/Journal of Mechanical Engineering, 55(12), 775–780.
- [10] Company, B. &. (2011). THE GLOBAL DIAMOND INDUSTRY Lifting the Veil of Mystery. World, 82. Retrieved from http://www.bain.com/Images/PR_BAIN_REPORT_The_global_diamond_industry.pdf
- [11] Konstany, J. (2005). Powder Metallurgy Diamond tools. 1. ed. Powder Metallurgy Dept., University of Mining and Metallurgy, Krakow, Poland. Published by Elsevier Ltd, 102p
- [12] Collins, A. T., Kanda, H., & Kitawaki, H. (2000). Colour changes produced in natural brown diamonds by high-pressure, high-temperature treatment. Diamond and Related Materials, 9(2), 113–122. doi:10.1016/S0925-9635(00)00249-1
- [13] Yelisseyev, A. et al. Spectroscopic study of HPHT synthetic diamonds, as grown at 1500°C. Diamond and Related Materials, v. 11, n. 100, p. 22-37, 2002.

- [14] Artini, C.; Muolo, M.L.; Passerone, A. (2011). Diamond-metal interfaces in cutting tools: areviw. *Journal of Materials Science*. V.47, n.7, p. 3252-3264.
- [15] Konstanty, J. (2001). Diamond Bonding and Matrix Wear Mechanisms Involved in Circular Sawing of Stone. *Industrial Diamond Review*, n.1. p. 55-65.
- [16] Przyklenk, K. (1993). Diamond Impregnated Tools – Uses and Production Toolmaking. *IDR*. n.4.
- [17] Utpat, K., Dhokey, N. B., Gosavi, a., & Dhoka, P. (2012). Hot-press sintering temperature response of diamonds cutting tools and its correlation with wear mechanism. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 36, 289–293. doi:10.1016/j.ijrmhm.2012.10.008.
- [18] Oliveira, H.C.P (2010). Influência de Adições de Nióbio no Sistema Ferro-Cobre para Atuar como Matriz ligante em Ferramentas Diamantadas. Tese (Doutorado em Engenharia e Ciência dos Materiais) –Campos dos Goytacazes- RJ, Universidade Estadual do Norte Fluminense - UENF, 232p.
- [19] Boland, James N.; Li, Xing S. (2010). Microstructural Characterisation and Wear Behavior of Diamond Composite Materials. *Journal Materials*, p. 1390-1419.
- [20] Shibuta, D. et al. (1983). Recovery of Diamond from Diamond Tool Scrap. Mitsubishi Metal Corporation. Japanese Patent.
- [21] Del Villar, M.; Muro, P.; Sánchez, J.M.; Iturriza, I.; Castro, F. (2001). Consolidation of diamond tools using Cu-Co-Fe based alloys as metallic binders. *Powder Metallurgy*. n.1. v.44. p. 82-90.
- [22] Cabral, S.C.; Filgueira, M. (2010). Mecanismo de Desgaste em Matriz Ferrítica com Adição de Diamantes. *Revista Multidisciplinar do Nordeste Mineiro*, V.2, p.1-8.
- [23] Tillmann, W., Kronholz, C., Ferreira, M., Knotte, A., & Theisen, W. (n.d.). Comparison of Different Metal Matrix Systems for Diamond Tools Fabricated by New Current Induced Short-Time Sintering Processes.
- [24] Mészáros, M.; Vadasdi, K. (1994). Process and Equipment for Electrochemical Etching of Diamond – Containing Co-WC Tools and Recovery of Diamond from Used Steel Tools. Hungarian Patent.
- [25] Ferreira, C.R. (2010). Produção de Coroas por Indução Eletromagnética para Sondagem Geológica em Quartzito. Tese (Doutorado em Engenharia de Materiais) – Ouro Preto – MG, Universidade Federal de Ouro Preto, UFOP, 132p.
- [26] Nitkiewicz, Z. (n.d.). Tin influence on cutting behaviour of diamond sawblades for stone cutting.
- [27] Nitkiewicz, Z., & Świerzy, M. (2006). Tin influence on diamond-metal matrix hot pressed tools for stone cutting. *Journal of Materials Processing Technology*, 175(1-3), 306–315. doi:10.1016/j.jmatprotec.2005.04.056

- [28] Skury, A. L. D., Bobrovitchii, G. S., de Azevedo, M. G., & Monteiro, S. N. (2012). Obtention and Characterization of the Sn-Ni-Fe-Cu Alloys Applied in Diamond Saw Blade Production. *Materials Science Forum*, 727-728(July 2015), 305–309. doi:10.4028/www.scientific.net/MSF.727-728.305
- [29] Sarin, V.; Pal, U.; Gopalan, S. (2003). Development of Hot Pressing as a Low Cost Processing Technique for Fuel Cell Fabrication. Final Annual Technical Progress Report – Department of Manufacturing Engineering, Boston University. 44p.
- [30] Urakawa, N. et al.. (2000). Cutting Performance of Bonded Abrasive Type Diamond Wire Saw. Proc. of the Intertech, 17-21 July. Vancouver/Canada.
- [31] Romanski, A.; Lachowski, J.; Konstanty, J. (2006). Diamond Retention Capacity: Evaluation of Stress Field Generated in a Matrix by a Diamond Crystal. *Industrial Diamond Review*, v.3, p.43-45.
- [32] Webb, S. W. (1999). Diamond retention in sintered cobalt bonds for stone cutting and drilling. *Diamond and Related Materials*, 8(11), 2043–2052. doi:10.1016/S0925-9635(99)00167-3.
- [33] Stachowiak, G. W., & Batchelor, A. W. (2008). *Engineering Tribology*, 769.
- [34] Azeredo, S.R. (2002). Processamento de Corôas Abrasivas do Sistema Sílica - Poliéster para Aplicação no Desbaste de Pedras Ornamentais, Monografia do LAMAV/UENF, p. 32.
- [35] Lim, S. C.; Ashby, M. F. (1987). Overview N.55. Wear-Mechanisms Maps, *Acta Metall.*, Vol 35 (No.1), p. 1-24.
- [36] Tönshoff, H.K.; Friemuth, T.; Hillmann-Apmann, H. (2001). Diamond Wire Sawing of Steel Components. *IDR*. n.3. p. 203-208.
- [37] Oliveira, L.J. (2009). Mecanismos de Desgaste de Compósitos Metal-Diamante Obtido Por Metalurgia do Pó. Tese (Doutorado em Engenharia e Ciência dos Materiais) –Campos dos Goytacazes – RJ, Universidade Estadual do Norte Fluminense - UENF, 113p.
- [38] Wiley, J. (2001). *Fundamentals of Materials Science and Engineering An Interactive*.
- [39] Matweb: www.matweb.com [Accessed: 25-Jul-2015]
- [40] R. Nunes, “Metals Handbook VOL 2, Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials.”
- [42] J. Borowiecka-Jamrozek, “Engineering Structure and Properties of Materials Used as a Matrix in Diamond Impregnated Tools / Kształowanie Struktury i Własności Materiałów Stosowanych Jako Osnowa W Narzędziach Metaliczno-Diamantowych,” *Arch. Metall. Mater.*, vol. 58, no. 1, pp. 5–8, 2013.
- [43] J. R. Davis (2001). *Copper and Copper Alloys*. ASM International.
- [44] B. Joanna, “THE MICROSTRUCTURE AND PROPERTIES OF HOT PRESSED IRON BRONZE POWDERS,” 2015.