



PRINCIPAIS PROPRIEDADES DOS REVESTIMENTOS DO SISTEMA TIALVN DEPOSITADOS COMO MONOCAMADA E MULTICAMADA E ANÁLISE DO SEU COMPORTAMENTO AO DESGASTE DURAN

JOÃO AFONSO COSTA ALBUQUERQUE

junho de 2023

PRINCIPAIS PROPRIEDADES DOS REVESTIMENTOS DO SISTEMA TIALVN DEPOSITADOS COMO MONOCAMADA E MULTICAMADA E ANÁLISE DO SEU COMPORTAMENTO AO DESGASTE DURANTE FRESAGEM DE INCONEL 718

João Afonso Costa Albuquerque, 1181154

Materiais e Tecnologias de Fabrico

2023

Instituto Superior de Engenharia do Porto

Departamento de Engenharia Mecânica

Orientador: Professor Doutor Filipe Daniel Fernandes

Coorientador: Professor Doutor Francisco J. G. Silva

isen

P.PORTO

PRINCIPAIS PROPRIEDADES DOS REVESTIMENTOS DO SISTEMA TIALVN DEPOSITADOS COMO MONOCAMADA E MULTICAMADA E ANÁLISE DO SEU COMPORTAMENTO AO DESGASTE DURANTE FRESAGEM DE INCONEL 718

João Afonso Costa Albuquerque

1181154

Dissertação apresentada ao Instituto Superior de Engenharia do Porto para cumprimento dos requisitos necessários à obtenção do grau de Mestre em Engenharia Mecânica, realizada sob a orientação do Professor Doutor Filipe Daniel Fernandes e coorientação do Professor Doutor Francisco J. G. Silva

2023

Instituto Superior de Engenharia do Porto

Departamento de Engenharia Mecânica

isen

P.PORTO

JÚRI

Presidente do Júri

Prof. Dr^a. Rafaela Carla Barros Casais

Professora Assistente, Instituto Superior de Engenharia do Porto

Orientador

Prof. Dr. Filipe Daniel Fernandes

Professor Assistente, Instituto Superior de Engenharia do Porto

Coorientador

Prof. Dr. Francisco José Gomes da Silva

Professor Associado com Agregação, Instituto Superior de Engenharia do Porto

Arguente

Dr. Diogo Albano Cavaleiro Ventura de Carvalho, Departamento de Engenharia Mecânica,
Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra

página propositadamente em branco

AGRADECIMENTOS

Gostaria de agradecer a todos os que contribuíram, direta ou indiretamente para a realização desta dissertação. Começo por agradecer ao Professor Doutor Filipe Daniel Fernandes, orientador da presente dissertação, pelo apoio, tempo e paciência prestados ao longo da realização de todo o trabalho, que foram cruciais para a execução do mesmo.

Agradeço ao Engenheiro Vítor Sousa pela disponibilidade e ajuda na execução dos ensaios de maquinagem e análise das ferramentas.

Agradeço também ao Engenheiro Diogo Cavaleiro, do Departamento de Engenharia Mecânica da Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra (FCTUC), pela ajuda prestada na obtenção das imagens das ferramentas apresentadas.

Agradeço à empresa INOVATOOLS, S.A. (Leiria, Portugal) pelo fornecimento dos substratos das ferramentas e ao Departamento de Engenharia Mecânica da Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra pela deposição dos revestimentos estudados.

À minha família e namorada agradeço todo o apoio, incentivo e preocupação que demonstram não só durante a realização desta dissertação, mas sim ao longo de todo o meu percurso académico. Deixo o meu agradecimento ao Aderoju Olaide Monsor, que, logo no meu primeiro ano de faculdade, me aconselhou a encontrar a área, dentro da engenharia mecânica, que mais gostasse e me incentivou a realizar o mestrado nessa dita área. E, finalmente, quero dedicar esta dissertação à minha avó materna que faleceu no início deste ano.

A todos, muito obrigado.

página propositadamente em branco

RESUMO

O constante crescimento da indústria aeroespacial tem vindo a ser possível devido ao desenvolvimento e implementação de materiais capazes de resistir às solicitações de serviço de diferentes componentes. As ligas de níquel (Ni) são dos materiais mais utilizados nesta indústria, no entanto, possuem uma baixa maquinabilidade, o que apresenta um desafio ao seu processamento. O desenvolvimento de técnicas que melhorem a maquinabilidade destas ligas, permitindo tempos de processamento menores e tempos de vida das ferramentas maiores, é fundamental e, por isso, tem sido um ponto de interesse e estudo. Dentro das técnicas estudadas, o desenvolvimento e a aplicação de revestimentos são das áreas mais desenvolvidas, como é o caso dos revestimentos de Nitreto de titânio e alumínio (TiAlN), os quais têm sido alvo de estudo relativamente à introdução de elementos de dopagem na sua composição. Estes revestimentos dopados mostram potencial, como é o caso dos revestimentos do sistema de Nitreto de titânio, vanádio e silício (TiAlVN), e, portanto, torna-se pertinente a realização de estudos na área de maquinagem que comprovem a sua utilidade na maquinagem de ligas difíceis de maquinar.

Neste estudo foram depositados dois revestimentos diferentes do sistema de TiAlN dopados com vanádio, um monocamada (TiAlVN) e um multicamada (TiAlN/TiAlVN). Os revestimentos produzidos foram analisados quanto à sua composição química, morfologia, propriedades mecânicas e resistência à oxidação. Foram também testadas ferramentas de corte, revestidas com estes filmes na fresagem de Inconel 718, para avaliar o seu desempenho durante a maquinagem. Durante os ensaios de maquinagem foram variados o comprimento de corte e o avanço das ferramentas. Os resultados das análises foram comparados de modo a determinar qual o revestimento mais eficaz e qual a influência do avanço e do comprimento de corte no desempenho da ferramenta.

Ambos os revestimentos produzidos apresentam uma composição química estequiométrica e uma morfologia e estrutura semelhante. Observou-se que o revestimento multicamada teve um melhor desempenho nos ensaios de oxidação, devido à sua arquitetura e menor quantidade de vanádio. Nos ensaios de maquinagem observou-se uma relação entre os parâmetros de corte, o desgaste da ferramenta e a rugosidade superficial, sendo que quanto mais agressivos os parâmetros, maior o desgaste e, conseqüentemente, a rugosidade superficial. A única exceção foram os ensaios realizados a F150 e 15 m de comprimento de corte, nos quais se observou uma diminuição, tanto no desgaste das ferramentas como na rugosidade superficial da peça, possivelmente pela formação, durante condições de corte mais severas e prolongadas de V_2O_5 que lubrifica o contacto. Concluiu-se, também, que as ferramentas revestidas pelo revestimento monocamada apresentam melhor desempenho do que as ferramentas revestidas pelo revestimento multicamada, devido a uma dureza superior e maior quantidade de vanádio.

Os mecanismos de desgaste identificados foram semelhantes em todas as ferramentas, sendo que o mecanismo de desgaste principal é o desgaste abrasivo com algum desgaste adesivo.

PALAVRAS-CHAVE

“Revestimentos monocamada TiAlVN”; “Revestimento multicamada TiAlN/TiAlVN”; “Liga de Inconel 718”; “Maquinagem”.

página propositadamente em branco

ABSTRACT

The constant growth of the aerospace industry is accompanied by the development and implementation of materials capable of withstanding service requests from different components. Nickel alloys are one of the most used materials in this industry, however, they have low machinability, which presents a challenge to their processing. The development of techniques that improve the machinability of these alloys, allowing shorter processing times and longer tool lifetimes is fundamental and, therefore, has been a point of interest and study. Within the tested techniques, the development and application of coatings are one of the most developed areas, as is the case of TiAlN coatings, which have been the subject of studies regarding the introduction of doping elements in their composition. These doped coatings show potential, as is the case of the TiAlVN system, and therefore, it is pertinent to carry out studies around machining that prove their usefulness in the machining of difficult-to-machine alloys.

A comparative study was carried out on milling Inconel 718. In this study, two types of milling cutters with different coatings were tested. The tested coatings were TiAlVN monolayer and TiAlVN multilayer, deposited by Direct Current Magnetron Sputtering (dc MS). To characterize the coatings, they were analyzed for their chemical composition, morphology, mechanical properties, and oxidation resistance. During the machining tests, the cutting length and the tool feed were varied. After the tests, the surface roughness produced and tool wear were analyzed. The results of the analyzes were compared to determine which coating had the best performance.

Both coatings are stoichiometric and have a similar morphology and structure. It was observed that the multilayer coating had a better performance in the oxidation tests. In the machining tests, a relationship was observed between the cutting parameters and wear and surface roughness. The more aggressive parameters used, the greater the wear of the machining tools and consequently the surface roughness of the machining part. The only exception were the tests carried out at F150 and 15 m of cutting length, in which a decrease in both tool wear and surface roughness of the part was observed, possibly thanks to the formation, during the harsher and prolonged cutting conditions, of V_2O_5 that lubricates the contact. It was concluded that the tools coated with the monolayer coating performed better than the tools coated with the multilayer coating, thank to their higher hardness and vanadium amounts.

The identified wear mechanisms were similar for all tools, with abrasive wear being the main wear mechanism with some traces of adhesive wear.

KEYWORDS

“TiAlVN monolayer coatings”; “TiAlN/TiAlVN multilayered coatings”; “Inconel 718”; “Machining”.

página propositadamente em branco

ÍNDICE

ÍNDICE DE FIGURAS	VII
ÍNDICE DE TABELAS	IX
LISTAS DE SIGLAS E SÍMBOLOS.....	XI
1. INTRODUÇÃO	15
1.1. Contextualização	15
1.2. Objetivos principais	15
1.3. Metodologia	15
1.4. Estrutura do relatório.....	16
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	17
2.1. Importância das ligas de níquel na indústria e principais aplicações.....	17
2.2. Principais problemas na maquinagem das ligas de níquel.....	18
2.3. Processos usados na maquinagem de ligas de níquel.....	19
2.4. Materiais de base das ferramentas de corte para maquinar ligas de níquel.....	21
2.4.1. Aço rápido	21
2.4.2. Carbonetos.....	22
2.4.3. Cerâmicos.....	22
2.4.4. Diamante policristalino - PCD	24
2.5. Principais soluções adotadas para melhorar a maquinagem das ligas de níquel	24
2.5.1. Desgaste	28
2.5.2. Revestimentos de TiAlN dopados com vanádio.....	29
2.5.3. Revestimentos aplicados nas ferramentas de corte para maquinar ligas de níquel	30
3. MÉTODOS E APLICAÇÃO	33
3.1. Materiais.....	33
3.1.1. Substratos	33
3.1.2. Deposição de revestimentos.....	33
3.1.3. Material maquinado.....	34
3.2. Análise e caracterização dos revestimentos	35
3.2.1. Composição química dos revestimentos e morfologia em secção transversal e em superfície	35
3.2.2. Estrutura dos revestimentos.....	35
3.2.3. Propriedades mecânicas dos revestimentos	35
3.2.4. Resistência à oxidação	35
3.3. Testes de fresagem.....	36
3.3.1. Centro de maquinagem	36
3.3.2. Estratégia de maquinagem e parâmetros de corte	36
3.3.3. Análise da rugosidade superficial	37
3.3.4. Análise do desgaste das ferramentas	38

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO	41
4.1.1. Caracterização dos revestimentos	41
4.1.2. Testes de maquinagem	46
5. CONCLUSÃO	55
5.1. Conclusões finais	55
5.2. Trabalhos futuros	55
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	57
ANEXO A – Datasheet do material maquinado – Inconel 718	65

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1 - Consumo de superligas por área da indústria [7]	17
Figura 2 - Torneamento (a) e Furação (b), adaptado de [5].....	19
Figura 3 - Fresagem periférica (a) e de topo (b,) adaptado de [5].....	20
Figura 4 - Fresagem de topo: convencional (a) e parcial (b), fresagem de rasgos (c), contorno (d), caixas (e) e contorno de superfícies (f) [5].....	20
Figura 5 - Dureza típica em função da temperatura de diferentes materiais de base para ferramentas [33]	21
Figura 6 - Métodos diretos e indiretos [30]	25
Figura 7 - Tipos de estruturas de revestimentos [51]	27
Figura 8 - Propagação de fissuras em revestimentos com diferentes estruturas [51]	28
Figura 9 - Mecanismos de desgaste de ferramentas de corte [52].....	28
Figura 10 - Exemplo de ferramenta utilizada	33
Figura 11 - Peça maquinada com marca em espiral na superfície.....	36
Figura 12 – Medição da rugosidade superficial com rugosímetro.....	38
Figura 13 - Ferramentas no SEM	38
Figura 14 – Zona de referência utilizada na medição do desgaste	39
Figura 15 - Vista em secção transversal e em superfície dos revestimentos: (a1 e a2) monocamada e b1 e b2) multicamada	42
Figura 16 - Vista ampliada do revestimento multicamada	42
Figura 17 - Espetros de difração dos revestimentos.....	43
Figura 18 - Curvas de ganho de massa em função da temperatura para o ensaio de oxidação dinâmica.....	45
Figura 19 - Gráfico do ganho de massa em função do tempo para o ensaio de oxidação isotérmico	46
Figura 20 - Comparação da rugosidade média para todas as condições de corte.....	46
Figura 21 – Comparação do desgaste localizado do flanco das ferramentas para todas as condições de corte	48
Figura 22 – Imagens SEM da vista de topo das ferramentas MV75_5 (a) e MV100_5 (b)	49
Figura 23 – Imagens SEM da face de ataque das ferramentas MV75_5 (a) e MV100_5 (b)	49
Figura 24 - Vista de topo (a) e da face de ataque (b) da ferramenta MV100_15	50
Figura 25 – Vista de topo (a) e da face de ataque (b) da ferramenta V150_15 exibindo desgaste abrasivo.....	51
Figura 26 - Face de ataque (b) da ferramenta V75_15 exibindo reduzida abrasão do revestimento	51
Figura 27 – Face de ataque da ferramenta V100_15 exibindo desgaste adesivo.....	52
Figura 28 - Vista de topo das ferramentas V75_15 (a) e MV75_15 (b).....	52
Figura 29 - Vista lateral das faces de ataque das ferramentas V75_15 (a) e MV75_15 (b).....	53

página propositadamente em branco

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 1 - Cronograma das atividades	16
Tabela 2 - Tabela resumo de estudos realizados acerca das propriedades de revestimentos de TiAlVN.....	30
Tabela 3 - Tabela resumo de estudos realizados acerca da influência da implementação de revestimentos a ferramentas de corte na maquinabilidade de ligas de Ni	31
Tabela 4 - Características das ferramentas	33
Tabela 5 - Parâmetros de deposição por revestimento.....	34
Tabela 6 - Composição química da liga de Inconel 718 em %wt	35
Tabela 7 - Parâmetros de corte utilizados por ferramenta.....	37
Tabela 8 - Composições químicas em percentagem atômica dos revestimentos	41
Tabela 9 - Propriedades mecânicas dos revestimentos.....	44

página propositadamente em branco

LISTAS DE SIGLAS E SÍMBOLOS

Lista de Siglas

<i>(Zr Cr Al) N</i>	Nitreto de zircónio, cromo e alumínio
<i>Ag</i>	Prata
<i>Al₂O₃</i>	Óxido de alumínio
<i>AlCrN</i>	Nitreto de alumínio e cromo
<i>AlTiN</i>	Nitreto de alumínio e titânio
<i>Ar</i>	Árgon
<i>B</i>	Boro
<i>Bi</i>	Bismuto
<i>C</i>	Carbono
<i>Cb</i>	Antimónio
<i>CBN</i>	Nitreto de boro cúbico
<i>Co</i>	Cobalto
<i>CO₂</i>	Dióxido de carbono
<i>Cr</i>	Cromo
<i>CrN</i>	Nitreto de cromo
<i>Cu</i>	Cobre
<i>CVD</i>	<i>Chemical Vapor Deposition</i> – Deposição química em fase de vapor
<i>DLC</i>	<i>Diamond Like Carbon</i>
<i>EDS</i>	Espetroscopia de raios-X
<i>fcc</i>	Estrutura cúbica de face centrada
<i>Fe</i>	Ferro
<i>Mn</i>	Manganês
<i>Mo</i>	Molibdénio
<i>MoS₂</i>	Dissulfeto de molibdénio
<i>MQL</i>	<i>Minimum quantity lubrication</i> – Quantidade mínima de lubrificante
<i>N</i>	Nitrogénio
<i>Nb</i>	Nióbio
<i>Ni</i>	Níquel
<i>O</i>	Oxigénio
<i>P</i>	Fósforo
<i>Pb</i>	Chumbo
<i>PCD</i>	<i>Polycrystalline Diamond</i>
<i>PVD</i>	<i>Physical Vapor Deposition</i> – Deposição física em fase de vapor
<i>S</i>	Enxofre
<i>SEM</i>	Microscópio de varrimento eletrónico
<i>Si</i>	Silício
<i>Si₃N₄</i>	Nitreto de silício
<i>SiAlON</i>	Oxinitreto de alumínio e silício

<i>SiC</i>	Carboneto de silício
<i>SPRT</i>	<i>Self-propelled rotary tools</i>
<i>Ta</i>	Tântalo
<i>TaC</i>	Carboneto de tântalo
<i>Ti</i>	Titânio
<i>Ti(CN)</i>	Carbonitreto de titânio
<i>TiAlN</i>	Nitreto de titânio e alumínio
<i>TiAlSiN</i>	Nitreto de titânio, alumínio e silício
<i>TiAlVN</i>	Nitreto de titânio, vanádio e silício
<i>TiB₂</i>	Diboreto de titânio
<i>TiC</i>	Carboneto de titânio
<i>TiN</i>	Nitreto de titânio
<i>TiSiN</i>	Nitreto de titânio e silício
<i>V</i>	Vanádio
<i>V₂O₅</i>	Pentóxido de vanádio
<i>VN</i>	Nitreto de vanádio
<i>WC</i>	Carboneto de tungstênio
<i>XRD</i>	Difração de raios-X
<i>Y</i>	Ítrio
<i>Y₂O₄</i>	Óxido de ítrio
<i>ZrN</i>	Nitreto de zircônio
<i>ZrO₂</i>	Óxido de zircônio

Lista de Unidades

<i>%at</i>	Porcentagem atômica
<i>%wt</i>	Porcentagem em peso
<i>GPa</i>	Giga Pascal
<i>KHz</i>	Kilohertz
<i>Mg</i>	Miligrama
<i>ml/h</i>	Mililitro por hora
<i>mm</i>	Milímetro
<i>mm/dente/rot</i>	Milímetro por dente por rotação
<i>mm/min</i>	Milímetro por minuto
<i>mN</i>	Milínewton
<i>MPa</i>	Mega Pascal
<i>N</i>	Newton
<i>N/min</i>	Newton por minuto
<i>nm</i>	Nanômetro
<i>Pa</i>	Pascal
<i>RPM</i>	Rotações por minuto

V	Volt
W	Watt
$^{\circ}C$	Grau Célsio
$^{\circ}C/min$	Grau Célsio por minuto
μm	Micrómetro

página propositadamente em branco

1. INTRODUÇÃO

1.1. Contextualização

O contínuo crescimento da indústria aeroespacial tem vindo a ser acompanhado pelo desenvolvimento e implementação de materiais capazes de resistir às exigências destas aplicações. As ligas de Ni são dos materiais mais utilizados nesta indústria, no entanto, possuem uma baixa maquinabilidade o que apresenta um desafio ao seu processamento.

Desta forma, o desenvolvimento de novas técnicas/soluções que melhorem a maquinabilidade destas ligas, permitindo tempos de processamento menores e tempos de vida das ferramentas maiores, tem sido um tópico de interesse e de estudo, particularmente na área dos revestimentos aplicados às ferramentas de corte. Esta evolução na área dos revestimentos tem ocorrido com a descoberta de novos sistemas de revestimentos, ou com o aperfeiçoamento de revestimentos já existentes, como é o caso dos revestimentos do sistema de TiAlN, os quais têm sido alvo de estudo relativamente à introdução de outros elementos na sua composição. Estes novos revestimentos dopados mostram potencial, como é o caso dos revestimentos de TiAlVN, e torna-se pertinente a realização de estudos na área de maquinagem que comprovem a sua utilidade no processamento de ligas difíceis de maquinar.

1.2. Objetivos principais

Ter conhecimento sobre o tema a desenvolver na dissertação é essencial, assim, procurou-se expandir o conhecimento na área da maquinagem de ligas de Ni. O trabalho realizado foca-se em operações de fresagem destas ligas, no qual é estudada a influência dos parâmetros deste processo, em particular do avanço e comprimento de corte, e a utilização de diferentes revestimentos no desempenho das ferramentas e na qualidade de produção destas. Para tal, foram realizados ensaios de maquinagem, após os quais se avaliou a rugosidade superficial da peça, assim como o desgaste apresentado pelas ferramentas, quantificando-o e identificando os principais mecanismos de desgaste presentes. Também foi realizada a caracterização de cada um dos revestimentos em estudo, relativamente à sua composição química, morfologia, resistência à oxidação e propriedades mecânicas.

1.3. Metodologia

A realização da presente dissertação seguiu a seguinte metodologia:

- Revisão do estado da arte com base na análise de artigos científicos, livros e dissertações realizadas na área da maquinagem, particularmente na maquinagem de ligas de Ni e revestimentos aplicados às ferramentas de corte;
- Realização de um plano de ensaios para a caracterização dos revestimentos e realização de ensaios de maquinagem;
- Caracterização dos revestimentos através de ensaios de Espectroscopia de raios-X, Difração de raios-X (XRD), termogravimetria, indentação de carga deslizante e ensaios de dureza;
- Realização de ensaios de maquinagem para diversas condições de corte selecionadas;

- Análise da rugosidade superficial da peça maquinada, para cada condição testada;
- Análise por microscópio de varrimento eletrônico (SEM) de todas as ferramentas de corte testadas;
- Análise e quantificação do desgaste presente nas ferramentas de corte para cada condição ensaiada;
- Análise e identificação dos mecanismos de desgaste presentes nas ferramentas de corte através das imagens de SEM;
- Interpretação e comparação dos resultados da caracterização dos revestimentos e dos ensaios de maquinagem;
- Redação da presente dissertação.

Na tabela seguinte é apresentado o cronograma das atividades realizadas durante o período de execução da presente dissertação.

Tabela 1 - Cronograma das atividades

		Set	Out	Nov	Dez	Jan	Fev	Mar	Abr	Mai
Caracterização dos revestimentos	Estado da arte									
	Composição química dos revestimentos (SEM)									
	Estrutura (XRD)									
	Propriedades mecânicas (H; E; nano-indentação)									
	Termogravimetria/Resistência à oxidação									
	Testes de maquinagem									
	Análise de fresas									
	Análise de mecanismos de desgaste									
	Discussão de resultados									
	Escrita da dissertação									

1.4. Estrutura do relatório

Esta dissertação é composta por cinco capítulos principais, sendo este o capítulo introdutório.

O segundo capítulo diz respeito à revisão bibliográfica que aborda os tópicos considerados relevantes para elaboração da dissertação.

O terceiro capítulo está dividido em três subcapítulos. O subcapítulo 3.1 descreve os materiais utilizados durante a dissertação, desde o material maquinado aos revestimentos depositados nas ferramentas. O subcapítulo 3.2 refere os métodos e os equipamentos utilizados para a caracterização dos revestimentos em estudo. E, finalmente, no subcapítulo 3.3 são indicados os métodos e os equipamentos utilizados para a realização dos ensaios de maquinagem e análise do desgaste das ferramentas.

No quarto capítulo são apresentados e discutidos os resultados obtidos durante todos os ensaios elaborados, comparando e/ou comentando alguns resultados com estudos já publicados.

Por fim, o quinto e último capítulo apresenta as principais conclusões deste estudo, assim como os possíveis trabalhos futuros a serem realizados.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. Importância das ligas de níquel na indústria e principais aplicações

As ligas de Ni são, habitualmente, utilizadas na produção de componentes para a indústria aeroespacial, química, nuclear e biomédica[1]–[3], graças à sua boa combinação de propriedades, como alta resistência mecânica, baixa condutibilidade térmica, resistência à corrosão e oxidação a altas temperaturas, etc [1], [3]–[5]. Estas ligas são usadas no fabrico de componentes, como por exemplo pás de turbinas [1], [3], [4], implantes ortopédicos [6] e componentes para reatores nucleares [2], [3].

A indústria aeroespacial é o principal destino destes tipos de ligas, em particular para a produção de componentes para motores e turbinas. Como mostra a **figura 1** [7] mais de dois terços de todas as superligas são utilizadas na indústria aeroespacial.

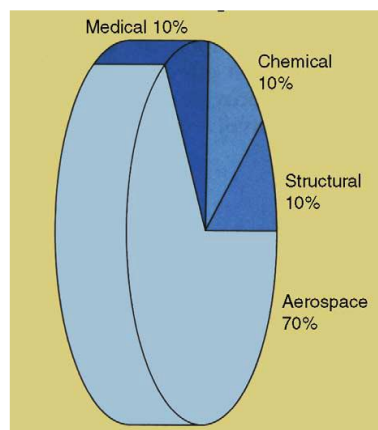


Figura 1 - Consumo de superligas por área da indústria [7]

Segundo Ezugwu [1], desde 1950 as temperaturas atingidas nos motores/turbinas das aeronaves têm aumentado cerca de 10 Graus Célsio (°C) por ano. Temperaturas mais altas aumentam a eficiência energética dos motores, no entanto, exigem materiais cada vez mais resistentes. As ligas de Ni são utilizadas nestas aplicações por serem capazes de satisfazer as necessidades exigidas. Um benefício que a utilização destas ligas traz é a redução da massa dos componentes, que segundo Ezugwu [8], por cada quilograma reduzido pode-se esperar cerca de uma redução de 150 000 \$ em combustível utilizado ao longo da vida de um motor.

Existem diversas ligas de Ni disponíveis no mercado, cada uma com propriedades diferentes e específicas à aplicação para a qual foram projetadas:

Níquel puro

O Ni apresenta uma alta resistência à corrosão, especialmente em meios alcalinos [3], [9], motivo pelo qual é utilizado na indústria química.

O Ni liga-se facilmente a outros elementos, como cobre (Cu), ferro (Fe), crómio (Cr), etc [3], entre outros, formando diferentes ligas, cada uma com propriedades distintas e com aplicações variadas.

Níquel ferro

As ligas de níquel-ferro comercialmente denominadas de ligas “Invar”, apresentam alta ductilidade, boa resistência à corrosão e, principalmente, um coeficiente de expansão térmico extremamente reduzido, que se mantém constante desde a temperatura ambiente até cerca de 230 °C [9]–[14]. Devido a estas propriedades este material é usado em aplicações, nas quais a alta estabilidade dimensional é fundamental, como instrumentos de medição.

Dentro das ligas de níquel-ferro, as ligas com 72% a 83% de níquel têm as melhores propriedades magnéticas, sendo usadas em aplicações elétricas, como transformadores, indutores ou escudos magnéticos [9].

Níquel cobre

As ligas de níquel-cobre, designadas como ligas de “Monel”, apresentam boa resistência mecânica, alta resistência à corrosão e são quimicamente inertes [15], [16]. Outra característica particular destas ligas é não apresentarem uma temperatura de transição dúctil-frágil, permitindo que sejam utilizadas a temperaturas negativas [15]–[18].

Estas ligas são, normalmente, usadas na indústria marítima, química, nuclear, permutadores de calor, etc [15], [16].

Níquel de titânio

As ligas de níquel-titânio, para além das suas excelentes propriedades mecânicas, têm a capacidade de memorização de forma, isto é, após serem deformadas, se aquecidas a uma temperatura específica, recuperam a sua geometria inicial [19], [20].

São ligas resistentes à corrosão e biocompatíveis, razão pela qual são amplamente utilizadas na indústria biomédica, por exemplo em Stents, e em ortodontia em aparelhos de correção [19], [20].

2.2. Principais problemas na maquinagem das ligas de níquel

As excelentes propriedades mecânicas e térmicas das ligas de Ni, a sua baixa condutividade térmica e a sua tendência a encruar, diminuem consideravelmente a maquinabilidade das mesmas [1], [21], [22].

Os principais problemas que advêm da maquinagem de ligas de Ni são a acumulação excessiva de calor no contacto entre a ferramenta e a peça a maquinar, devido à sua baixa condutividade térmica. Elevadas velocidades levam à adesão do material a maquinar à ferramenta [21], [23] que, consequentemente, levam à degradação das ferramentas por desgaste da superfície e à sua redução de tempo de vida, ou mesmo falha catastrófica [1], [2], [21], [24].

Dependendo também do estado do material a maquinar, resultam diferentes comportamentos durante o processo. Componentes produzidos a partir de brutos de fundição são extremamente tenazes e resistentes à fluência, o que cria problemas na maquinagem devido à fraca quebra da apara. Componentes forjados, apesar de mais resistentes e melhor comportamento à fadiga e fratura, são mais abrasivos e tendem a deformar mais facilmente as ferramentas [1].

2.3. Processos usados na maquinagem de ligas de níquel

Os processos convencionais de maquinagem, como a fresagem, o torneamento e a furação, fazem parte de uma série de processos de remoção de material, nos quais estão também englobados processos abrasivos, como a retificação e os processos não convencionais como electro erosão [5].

No que diz respeito aos processos convencionais, estes correspondem a processos no qual uma ferramenta afiada remove mecanicamente material da peça, de modo a obter a geometria pretendida. Os processos utilizados com maior frequência são a fresagem, o torneamento e a furação [5].

O processo de torneamento (**figura 2 a**) consiste numa peça rotativa à qual uma ferramenta remove material para obter geometrias de revolução. A velocidade de corte resulta do movimento da rotação da peça e o avanço do movimento da ferramenta relativamente ao eixo paralelo ao de rotação da peça [5], [25]. O processo de furação (**figura 2 b**) é usado para criar furos redondos através de uma ferramenta rotativa que avança paralelamente ao seu eixo de rotação. Este processo é diferente da mandrilagem na medida em que este apenas aumenta o diâmetro de um furo já existente [5].

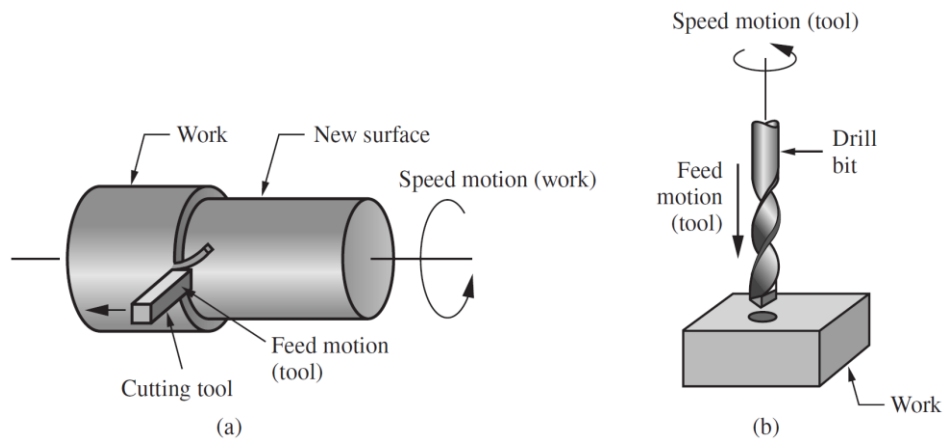


Figura 2 - Torneamento (a) e Furação (b), adaptado de [5]

A fresagem é um processo de maquinagem no qual uma ferramenta cilíndrica rotativa, com várias arestas de corte, remove material da peça a maquinar [5], [26]. Este processo é muito versátil, capaz de atingir grande variedade de geometrias, desde superfícies planas, curvas e complexas [5], [27]–[30].

É possível distinguir dois tipos de fresagem: a fresagem periférica e de topo [5], [26], [31], como mostra a **figura 3**.

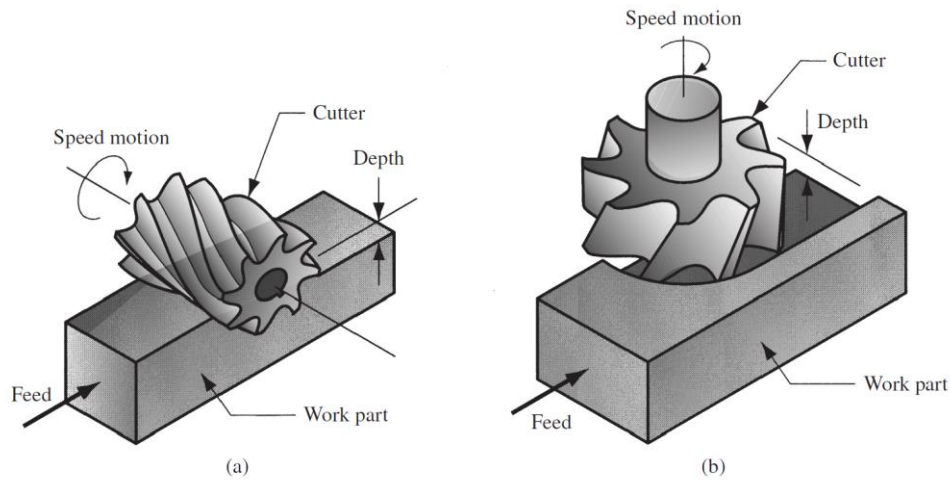


Figura 3 - Fresagem periférica (a) e de topo (b,) adaptado de [5]

Na fresagem periférica o eixo de rotação da ferramenta é paralelo à face a maquinar, ao passo que na fresagem de topo a ferramenta avança perpendicularmente ao seu eixo de rotação [5], [26], [31]. A remoção do material é feita pelo topo e periferia da ferramenta.

Existem várias operações possíveis de realizar dentro da fresagem de topo, tal como observado na **figura 4** e sumarizado abaixo[5], [26]:

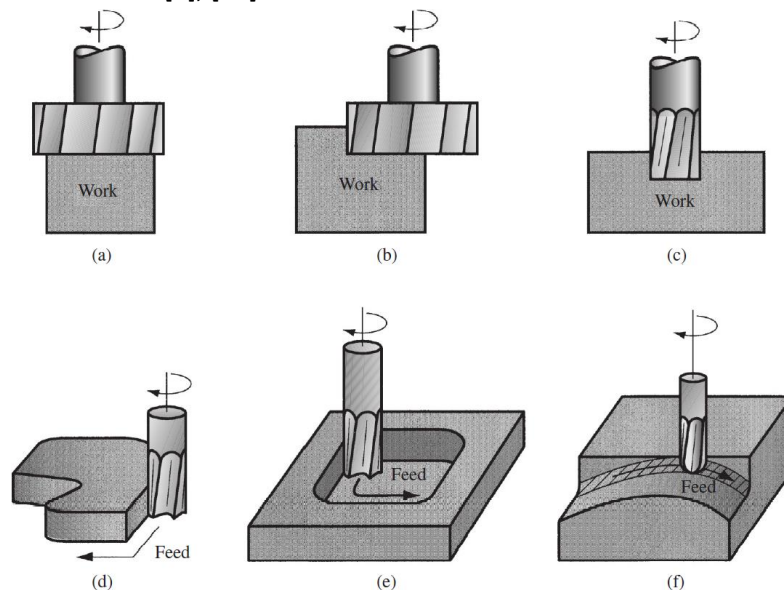


Figura 4 - Fresagem de topo: convencional (a) e parcial (b), fresagem de rasgos (c), contorno (d), caixas (e) e contorno de superfícies (f) [5]

- O facejamento é uma operação utilizada, sobretudo, para obter faces planas: pode ser convencional ou parcial dependendo se a ferramenta sobressai de ambos os lados ou apenas de um (**figura 4 a, b**);
- Na fresagem de rasgos é utilizada uma ferramenta com um diâmetro inferior à peça. A largura da ferramenta é selecionada a partir da profundidade do canal desejado (**figura 4 c**);
- A fresagem de contorno é uma junção da fresagem periférica e de topo. A ferramenta segue o contorno da peça, tornando a sua periferia plana (**figura 4 d**);

- Na fresagem de caixas a ferramenta avança dentro da peça, maquinando uma caixa no seu interior (**figura 4 e**);
- No contorno de superfícies são utilizadas fresas esféricas, as quais se movem numa trajetória alternada e curvilínea, com pequenos avanços, de modo a criar uma superfície tridimensional (**figura 4 f**).

2.4. Materiais de base das ferramentas de corte para maquinar ligas de níquel

A maquinação é um processo empregue no processamento/corte de vários tipos de materiais. Como tal, existe um grande leque de materiais de base que podem ser usados na produção de ferramentas de corte. Cada material tem propriedades distintas e deve ser selecionado dependendo do material a maquinar e das condições de maquinação.

Seguidamente faz-se um resumo dos principais materiais de base utilizados no fabrico de ferramentas de corte.

2.4.1. Aço rápido

O aço rápido é um tipo de aço ligado, passível de endurecimento secundário. Os principais elementos de liga presentes no aço rápido são o tungsténio (18%), o crómio (4%) e o vanádio (1%) [32]. Estes elementos têm grande influência nas propriedades das ligas, nomeadamente, no aumento da resistência ao desgaste, à temperatura ambiente e a quente, no aumento da resistência mecânica, no aumento da dureza a temperaturas elevadas e melhora a resistência à corrosão. Todas estas propriedades são desejáveis para ferramentas de maquinação.

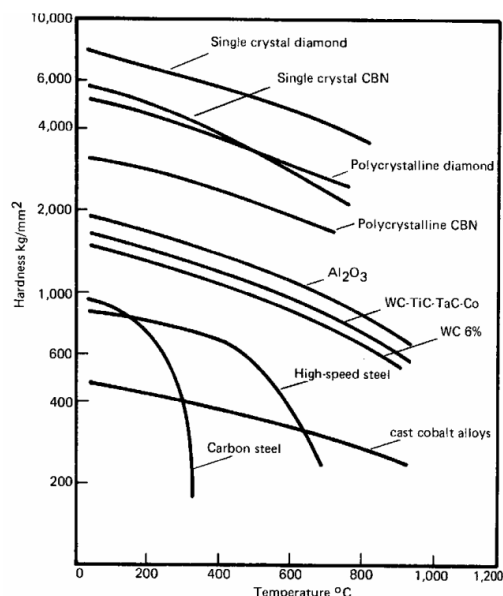


Figura 5 - Dureza típica em função da temperatura de diferentes materiais de base para ferramentas [33]

Outra característica do aço rápido é a sua elevada tenacidade, o que o torna excelente para aplicações de corte interrompido. No entanto, tem uma temperatura máxima de serviço limitada a cerca de 600 °C (**figura 5** [33]), impedindo que seja utilizado na maquinação de materiais que

envolvem o desenvolvimento de elevadas temperaturas no contato, como é o caso das ligas de Ni [32], [34].

2.4.2. Carbonetos

Segundo Ezugwu et al. [34] os carbonetos comercialmente disponíveis para a indústria da maquinagem podem ser divididos em dois grupos: simples (*straight*) e mistos.

A composição típica dos carbonetos simples, em peso, é cerca de 6% de cobalto (Co) e 94% de carboneto de tungstênio (WC). A percentagem de Co pode variar entre 5% e 12% [34].

Os carbonetos mistos têm adicionados à composição outros carbonetos, como por exemplo, Carbonetos de titânio (TiC), de tântalo (TaC), entre outros elementos raros. Os TiC são mais duros do que o WC, pelo que a sua adição melhora a resistência ao desgaste das ferramentas, no entanto, uma percentagem muito elevada leva à diminuição da sua tenacidade. Por sua vez, os TaC aumentam a dureza a quente, prevenindo a deformação das ferramentas sujeitas a condições de serviço mais exigentes [34].

Por estas razões, as ferramentas de carbonetos têm uma alta rigidez, resistência à compressão e dureza a quente, aproximadamente de 900 °C (**figura 5**), o que torna possível a sua utilização em operações com maiores velocidades de corte e maior geração de calor, em comparação com as ferramentas de aço rápido.

2.4.3. Cerâmicos

Ao longo das últimas décadas, o desenvolvimento dos equipamentos de maquinagem têm sido focados no desenvolvimento de equipamento mais potentes, rígidos e estáveis, de modo a suportar condições de corte cada vez mais severas. Em consequência, estes avanços tornam possível a utilização de ferramentas menos tenazes, sem um alto risco de falha, como é o caso das ferramentas cerâmicas [34].

As ferramentas cerâmicas possuem grande estabilidade química e térmica, mesmo a altas temperaturas, assim como possuem elevada dureza e resistência à compressão, sendo ideais para maquinagem de materiais que no contacto desenvolvam altas temperaturas. No entanto, a sua baixa tenacidade torna as ferramentas cerâmicas vulneráveis a choques mecânicos [32], [34].

Existem duas categorias principais de ferramentas cerâmicas: os óxidos e os não óxidos. Dentro dos óxidos é possível distinguir três subcategorias: óxidos puros, mistos e *whisker reinforced*. Os cerâmicos não óxidos consistem em cerâmicos de nitretos, principalmente Nitreto de silício (Si_3N_4) e Nitreto de boro cúbico.

Cerâmicos de óxidos puros

As ferramentas de óxido puro são compostas por óxido de alumínio- (Al_2O_3) e por 2% a 5% de óxido de zircónio (ZrO_2) . A adição do ZrO_2 melhora a tenacidade da ferramenta sem afetar a resistência ao desgaste. No entanto, estas ferramentas são pouco tenazes e suscetíveis a choque térmico, para além das suas propriedades serem altamente sensíveis ao processo de produção. Por estas razões, este tipo de ferramentas não é ideal para a maquinagem de ligas aplicadas na indústria aeroespaciais, como as ligas de Ni.

Cerâmicos mistos

As ferramentas de cerâmicos mistos são compostas por alumina com 30% a 40% de partículas de compostos como diboreto de titânio (TiB_2), carboneto de titânio (TiC) ou nitreto de titânio (TiN). A adição destes compostos melhora a tenacidade, dureza e resistência ao choque térmico, tornando este tipo de ferramentas adequado à maquinagem de ligas de Ni. Estas ferramentas de corte permitem atingir velocidades de corte até dez vezes superiores às aquelas atingidas com ferramentas de óxido puro [34], [35].

Cerâmicos reforçados com “whiskers”

Este tipo de cerâmicos é obtido através da adição, de cerca de 25% de carboneto de silício (SiC) a uma matriz de alumina. Ao contrário dos outros cerâmicos, neste caso, as propriedades são melhoradas não por meios químicos, mas sim por meios mecânicos [34], [35].

As agulhas de SiC melhoram drasticamente a tenacidade das ferramentas, assim como aumentam a resistência ao choque térmico, graças à sua condutibilidade térmica e baixo coeficiente de expansão térmico [34]. No entanto, as agulhas de SiC são quimicamente menos estáveis do que a matriz de alumina, o que torna estas ferramentas quimicamente menos inertes [35].

Cerâmicos de nitreto de silício

Existem duas classes de cerâmicos de Si_3N_4 , o α - Si_3N_4 e o β - Si_3N_4 . O α - Si_3N_4 é produzido pela nitruração de silício a temperaturas de 1300 °C, com adições de alumínio e óxido de ítrio, ou ítria (Y_2O_3). O β - Si_3N_4 é produzido pela compactação de ítria e Si_3N_4 a pressões entre 7,5 e 20 Mega Pascal (MPa) e temperaturas entre os 1600 e os 1775 °C [34].

As ferramentas produzidas por este material têm elevada resistência à oxidação, resistência mecânica e dureza, além disto são muito mais tenazes do que as ferramentas cerâmicas mistas [35].

Existe outro cerâmico que pode ser obtido através da modificação do β - Si_3N_4 pela adição de oxigénio (O) e alumínio. O cerâmico resultante é oxinitreto de alumínio e silício (SiAlON). Este cerâmico possui melhor tenacidade e melhor resistência à oxidação do que o α - Si_3N_4 e o β - Si_3N_4 , assim como excelente resistência ao choque térmico, graças ao seu baixo coeficiente de expansão térmica, o que o torna excepcional na maquinagem de ligas aeroespaciais [34].

Nitreto de boro cúbico

O nitreto de boro existe naturalmente e apresenta uma estrutura cristalina hexagonal. Com esta estrutura este material é macio, no entanto, é possível modificar a sua estrutura cristalina através da aplicação de altas temperaturas e pressões (cerca de 1400 °C e 6000 MPa), de modo a criar nitreto de boro cúbico (CBN) [34], [36].

O CBN é o segundo material mais duro conhecido, a seguir ao diamante, e possui uma temperatura de fusão de 2730 °C, como tal, apresenta uma notável dureza a quente (a 1000 °C apresenta uma dureza semelhante a uma ferramenta de WC à temperatura ambiente), o que o torna um excelente material de ferramenta em operações de maquinagem com alta geração de calor [32], [36]. O CBN é termicamente estável até cerca de 2000 °C, o que impede a ocorrência de reações químicas entre a ferramenta e a peça [34], [36]. Apesar das suas excelentes propriedades, a sua suscetibilidade para fraturar (baixa tenacidade) e o seu elevado custo limitam o uso deste tipo de ferramentas em operações de maquinagem, essencialmente em operações de acabamento [34].

Os cristais de CBN são muito pequenos (entre 1 a 50 micrómetro (μm)) e, por isso, através da sua sinterização é possível criar outra família de CBN chamada nitreto de boro cúbico policristalino (PCBN) [36], [37].

2.4.4. Diamante policristalino - PCD

O diamante é o material mais duro conhecido pelo homem. Este material pode chegar a ser até quatro vezes mais duro do que WC ou alumina. O diamante, para além da sua excelente dureza, apresenta também um baixo coeficiente de atrito e boa resistência ao desgaste. O diamante policristalino (*Polycrystalline Diamond*) PCD é criado através da sinterização de partículas de diamante sintético e as suas propriedades são dependentes do tamanho das partículas utilizadas, por exemplo, partículas maiores apresentam maior resistência ao desgaste, no entanto, produzem piores rugosidades superficiais. O contrário acontece com partículas menores. Os cristais formados possuem uma orientação aleatória, o que aumenta consideravelmente a tenacidade do material [5], [36].

As ferramentas de PCD são aplicadas em operações de maquinagem a altas velocidades de metais não ferrosos e materiais abrasivos não metálicos, como fibra de vidro. Não é aconselhada a maquinagem de materiais ferrosos e de ligas de Ni devido à afinidade química que existe entre estes metais e a ferramenta de corte que leva ao seu rápido desgaste [5].

2.5. Principais soluções adotadas para melhorar a maquinagem das ligas de níquel

Os componentes maquinados atualmente seguem padrões de qualidade bastante altos a todos os níveis. Além disto, cada vez mais novos materiais com melhores propriedades mecânicas e, portanto, difíceis de maquinar, são utilizados na produção de componentes de grande responsabilidade, apresentando um desafio à indústria de maquinagem. De modo a ultrapassar esta situação, os equipamentos de maquinagem estão em constante evolução, tornando-se mais potentes, rápidos e precisos. No entanto, um dos elementos fulcrais do processo, e ao qual é mais exigido, são as ferramentas de corte, que não têm evoluído ao mesmo ritmo.

Na indústria, o aumento da taxa de remoção de material é um fator decisivo no lucro obtido, pois sendo possível este aumento, mantendo a qualidade dos componentes produzidos, traduzir-se-á em menor tempo de maquinagem. Uma solução aparente para o aumento das taxas de remoção de material é o aumento dos parâmetros de corte. No entanto, este aumento irá gerar maior atrito no contacto e maiores forças de corte, que, por sua vez, aumentam a temperatura no contacto da ferramenta-peça, amplificando os mecanismos de desgaste e levando a um desgaste prematuro das ferramentas e a um mau acabamento superficial das peças a maquinar.

As principais estratégias aplicadas para aumentar as taxas de remoção de material e melhorar o tempo de vida das ferramentas que estão a ser aplicadas são:

- Análise “*in-situ*” das forças de corte, temperatura e vibração e consequente ajuste dos parâmetros de corte;
- Utilização de fluídos de corte;

- Arrefecimento criogénico;
- SPRT (*Self-propelled rotary tools*);
- Aplicação de revestimentos às ferramentas de corte.

Análise “*in-situ*” de parâmetros

A análise “*in-situ*” de determinados parâmetros auxilia na decisão de alterar os parâmetros de corte, ou na substituição da ferramenta. Uma substituição precoce das ferramentas implica um aumento da inatividade da máquina e tempo de *set-up*, o que resulta numa menor eficiência, no entanto, uma substituição tardia irá comprometer a qualidade do processo e até a segurança do equipamento [30], [38].

Existem duas formas de análise dos parâmetros durante a maquinagem: métodos diretos e indiretos (**figura 6**). No artigo de revisão de Pimenov et al. [30] são definidos como métodos diretos aqueles que obtêm dados diretamente da interação da ferramenta com a peça a maquinar e métodos indiretos como aqueles que obtêm os dados através de sinais exteriores à interface da ferramenta-peça.

Métodos diretos de análise utilizam, por exemplo, câmaras óticas e lasers [30], [39] enquanto que métodos indiretos dependem de outros tipos de sensores, como sensores de força, de vibrações, emissão acústica ou sensores térmicos [30], [39]–[43].

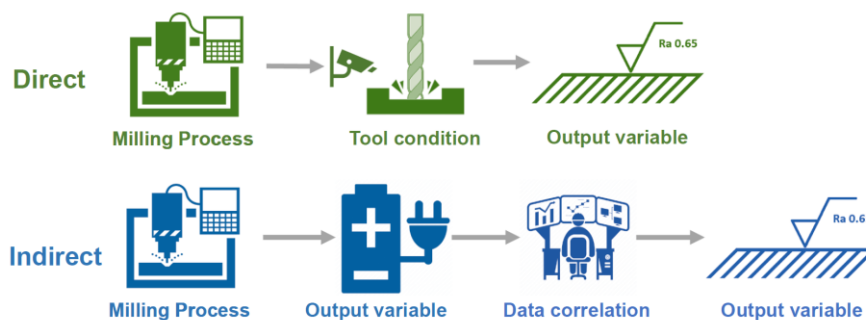


Figura 6 - Métodos diretos e indiretos [30]

Quantidade de lubrificação mínima – “*Minimum quantity lubrication*”

O método de aplicação da quantidade de lubrificação mínima consiste na aplicação de pequenas quantidades de óleo de corte (6 a 100 ml/h), através de ar comprimido, diretamente na aresta de corte da ferramenta. O óleo de corte penetra no contacto entre a ferramenta e a peça, diminuindo o atrito e as forças de corte. A temperatura no contacto também diminui graças à convecção do ar comprimido e da evaporação do óleo [1], [44].

No trabalho realizado por Danish et al. [45], foi estudado o impacto da utilização de *Minimum quantity lubrication* (MQL) na fresagem de Inconel 718 produzido por manufatura aditiva. Os resultados mostraram uma redução, tanto na rugosidade superficial, como no desgaste da ferramenta em relação à maquinagem a seco. Em relação ao desgaste da ferramenta, com MQL, esta apenas exibiu mais 0,7% de desgaste, em comparação com o arrefecimento com fluídos de corte.

Arrefecimento criogénico

Apesar das vantagens da utilização de fluídos de corte, estes têm impactos negativos não só a nível ambiental, como também são nocivos para os trabalhadores que contactam com eles [21], [46], causando pneumonia e reações alérgicas na pele, e aumentando o risco de cancro da pele e dos pulmões [21], [47].

Uma solução que evita o uso destes fluídos e melhora a maquinabilidade de ligas de alta resistência é o arrefecimento criogénico que consiste na injeção de gás liquefeito a altas pressões no contacto entre a ferramenta e a peça a maquinar [1], [21].

No trabalho realizado por Pereira et al. [21], foram testadas diversas estratégias na fresagem de Inconel 718. As estratégias ensaiadas foram: fluídos de corte, MQL, arrefecimento criogénico com dióxido de carbono (CO₂) e combinação de MQL com arrefecimento criogénico. Apesar da maior vida útil das ferramentas ter sido atingida com os fluídos de corte, a combinação de MQL com arrefecimento criogénico, em comparação, teve apenas uma diminuição de 12% na vida útil e um aumento de 11% nas forças de corte, sendo que a última é mais ecológica.

No trabalho realizado por Ostrowicki et al. [24], foram testadas diferentes estratégias no torneamento de Inconel 718, utilizando ferramentas de WC e CBN. As estratégias ensaiadas foram: fluídos de corte, arrefecimento criogénico com CO₂ e combinação de MQL com arrefecimento criogénico. À semelhança do último estudo, os melhores resultados foram obtidos com fluídos de corte e com ferramentas de CBN, no entanto, a segunda melhor opção foi obtida com a combinação de MQL com arrefecimento criogénico e com ferramentas de CBN (3% menos comprimento de corte), mais uma vez apresentando esta técnica como uma alternativa “económica e sustentável”.

Self-propelled rotary tools

Self-propelled rotary tools-(SPRT) são ferramentas usadas nas operações de torneamento. Estas ferramentas são diferentes das ferramentas comuns por não serem estáticas em relação ao porta ferramentas e rodarem em torno de um eixo próprio (semelhante a uma fresa de topo). O movimento da ferramenta permite que a aresta de corte arrefeça nos períodos de pausa entre cortes, reduzindo os efeitos negativos do aumento de temperatura nas ferramentas [1], [48].

Os principais benefícios da utilização desta técnica são [1], [48]:

- 1) Aumento da vida das ferramentas;
- 2) Redução das temperaturas de maquinagem;
- 3) Menor rugosidade superficial da peça;
- 4) Maior remoção de material em materiais difíceis de maquinar.

Aplicação de revestimentos às ferramentas de corte

Os revestimentos são amplamente utilizados em processos de maquinagem, aumentando a produtividade dos processos, reduzindo forças de corte, aumentando a qualidade superficial e a vida útil das ferramentas. A aplicação de revestimentos confere propriedades superiores às ferramentas de corte, melhorando as suas propriedades mecânicas, como a dureza, resistência à oxidação, tenacidade, estabilidade térmica, coeficiente de atrito, etc [26], [49].

Os revestimentos usados na proteção de ferramentas de corte são normalmente obtidos por dois processos diferentes: deposição química em fase de vapor (*Chemical Vapor Deposition* - CVD) ou deposição física em fase de vapor (*Physical Vapor Deposition* - PVD). Nos revestimentos obtidos por

CVD, o substrato encontra-se num reator aquecido entre os 450 °C e os 1000 °C. Dentro do reator existe um gás (hidrogénio ou metano, entre outros) ao qual outros compostos voláteis são adicionados. A reação química decompõe os gases formando um revestimento sólido que se deposita no substrato. Devido às altas temperaturas envolvidas, este processo não é indicado para todos os substratos, pois podem ocorrer fenómenos de transformações de fase, precipitação, recristalização ou crescimento de grão, que poderão impactar, de forma mais ou menos considerável, as propriedades do material [5], [26], [32], [50].

O processo de PVD consiste na projeção de material proveniente de uma placa de material sólido, denominado de alvo, dentro de uma câmara em vácuo. Os revestimentos produzidos por PVD podem ser obtidos por diferentes variações do processo, como evaporação, “*sputtering*” ou deposição iónica, no entanto, a técnica mais utilizada é o “*sputtering*”. No “*sputtering*” a superfície do alvo é bombardeada com partículas atómicas (normalmente iões de um gás inerte, como o argón, com energia suficiente, de modo a que átomos do alvo sejam projetados através do impacto até à superfície do substrato, formando um filme sólido. Em comparação com o CVD, este processo é realizado a temperaturas inferiores (abaixo dos 500°C), o que significa que pode ser aplicado a uma gama mais vasta de materiais e é mais eficiente [5], [26], [50], [51]. Uma desvantagem deste processo advém do bombardeamento ser feito com iões de um gás, o que leva a que haja vestígios do gás no próprio revestimento. Este gás que fica aprisionado pode vir a afetar, negativamente, as propriedades mecânicas [5].

Os revestimentos utilizados em ferramentas de corte podem ter diferentes arquiteturas, como mostra a **figura 7**.

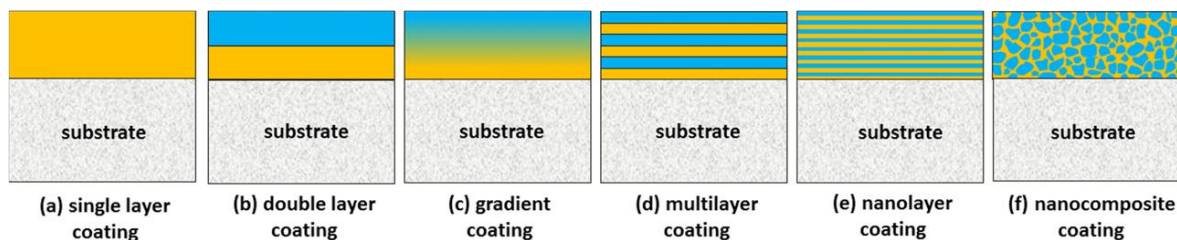


Figura 7 - Tipos de estruturas de revestimentos [51]

Segundo a **figura 7**, existem diversas arquiteturas dos revestimentos, particularmente:

- a) Revestimento monocamada;
- b) Revestimento de dupla camada;
- c) Revestimento em gradiente;
- d) Revestimento multicamada;
- e) Revestimento nanoestruturado (semelhante ao multicamada, mas com espessura nanométrica);
- f) Revestimento nanocompósito.

Os revestimentos monocamada são mais simples de produzir, no entanto, a adição de mais camadas pode ser benéfica. Por exemplo, com um revestimento de dupla camada pode-se ter a camada interior com uma dureza alta, e maior resistência ao desgaste, e a camada exterior mais macia, com um coeficiente de atrito baixo [51]. Revestimentos multicamada são o tipo de revestimentos mais utilizados. Esta estrutura apresenta uma boa combinação de propriedades mecânicas e térmicas, proporcionando o aumento na vida útil da ferramenta e na qualidade superficial [26], [50]. O aumento da vida útil destes revestimentos não advém, exclusivamente, das

suas propriedades, mas também graças à sua estrutura, dado que os revestimentos com maior número de camadas são mais resistentes à propagação de fissuras [26], [51], como ilustra a **figura 8**.

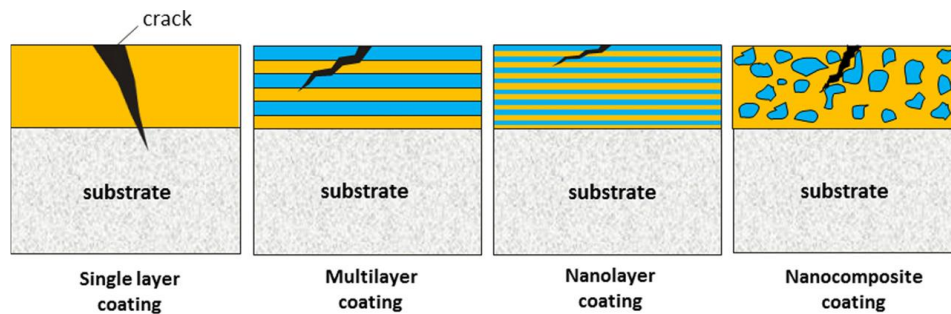


Figura 8 - Propagação de fissuras em revestimentos com diferentes estruturas [51]

2.5.1. Desgaste

O desgaste de uma superfície corresponde à alteração do seu estado superficial ou geometria por ação de meios exteriores. Na maquinagem, pela natureza do processo, o contacto entre a ferramenta e a peça a maquinar está sujeito a um deslizamento puro, o que gera um atrito muito elevado, altas temperaturas e, conseqüentemente, desgaste. Este desgaste pode-se manifestar de várias formas, apresentando diversos mecanismos de desgaste que dependem de vários fatores, como os parâmetros de corte e materiais da ferramenta e da peça maquinada [26], [50]. A **figura 9** mostra uma representação de diversos mecanismos de desgaste de ferramentas de corte [52] que serão explicados seguidamente [5], [26], [32]:

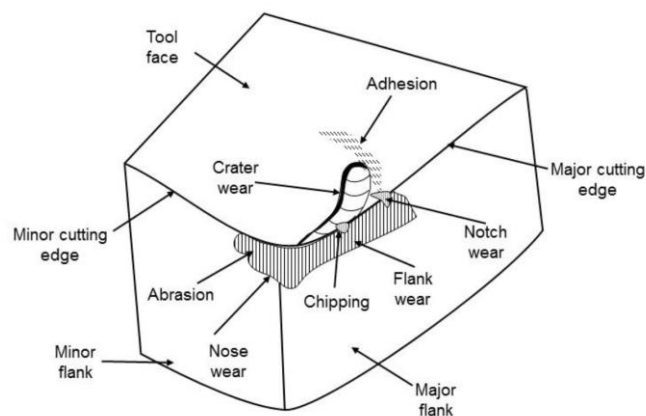


Figura 9 - Mecanismos de desgaste de ferramentas de corte [52]

- **Desgaste abrasivo:** partículas de desgaste provenientes da peça e da ferramenta riscam e removem material das faces de ataque e de saída da ferramenta;
- **Desgaste adesivo:** o material a maquinar solda-se à ferramenta de corte, devido à pressão e à temperatura, no contacto. Pode ocorrer na face de saída ou na aresta de corte, sendo chamado de aresta postiça. Acontece apenas nos casos em que os materiais são quimicamente compatíveis;
- **Difusão:** a temperaturas elevadas ocorre a troca de átomos através do contacto entre a ferramenta e a peça. À medida que o processo avança, a superfície da ferramenta perde

elementos que lhe conferem as suas propriedades, ficando mais suscetível a outros mecanismos de desgaste. Este tipo de desgaste depende da estabilidade química e térmica dos materiais;

- **Oxidação:** as altas temperaturas e a constante remoção de material podem levar à oxidação do mesmo. A formação de óxidos provoca a alteração das propriedades da ferramenta que após serem removidos expõem uma nova superfície na qual ocorrem as reações. À semelhança da difusão, este tipo de desgaste depende da estabilidade química e térmica dos materiais;
- **Deformação plástica:** as forças de corte deformam plasticamente a ferramenta devido ao amaciamento do material desta a altas temperaturas geradas na maquinagem;
- **Desgaste por fadiga:** ao longo do processo de maquinagem, a ferramenta é sujeita a ciclos de carga. Estas cargas geram tensões de corte abaixo da superfície da ferramenta que, ao longo do tempo, dão origem a microfissuras que se desenvolvem até à superfície. Isto é relevante para ferramentas revestidas, porque se a profundidade a que se dão as tensões de corte coincidir com a espessura do revestimento pode levar ao enfraquecimento da interface entre o revestimento e o substrato, havendo a possibilidade de ocorrer delaminação.

Os mecanismos de desgaste apresentados podem levar a diversos modos de falha das ferramentas de corte como por exemplo: fratura, entalhes, crateras na face de ataque ou fissuras.

2.5.2. Revestimentos de TiAlN dopados com vanádio

Os primeiros revestimentos aplicados a ferramentas de corte foram desenvolvidos nos finais de 1950, em resposta à diminuição da vida útil das ferramentas, devido ao aumento das velocidades de corte para aumentar a produção. Revestimentos como TiN e TiC foram dos primeiros a ser depositados em ferramentas de corte. Posteriormente, verificou-se que a adição de um terceiro elemento causava a melhoria das propriedades químicas e mecânicas dos revestimentos, particularmente Ti (CN) e TiAlN. O último revestimento é ainda hoje um dos mais utilizados em ferramentas de corte [51], e dos mais estudados.

Mais recentemente, o estudo destes revestimentos tem passado pela sua dopagem com diferentes elementos como silício [53], molibdénio [54], ítrio e tântalo [55]. Em todos os estudos realizados foi possível melhorar as propriedades das ferramentas a vários níveis, como a dureza a quente e vida útil [53], resistência ao desgaste, tenacidade [54] e resistência à oxidação [55].

Outro elemento com o qual se dopa este tipo de revestimentos é o vanádio.

O vanádio é um metal dúctil, duro e não magnético e é utilizado em diversas áreas, como por exemplo, em catalisadores na indústria petroquímica, na indústria nuclear e como elemento de liga na indústria do aço e do titânio. A liga Ti6Al4V, que é das ligas de titânio mais utilizadas na indústria aeroespacial, beneficia da adição de vanádio no aumento da sua estabilidade, soldabilidade e resistência à fadiga [56]. O impacto do vanádio como elemento de liga em aços, é sobretudo nas propriedades mecânicas e resistência ao desgaste.

Apesar de não haver literatura que descreva o comportamento de ferramentas de corte revestidas com TiAlVN, existem estudos que analisam as propriedades físicas e químicas destes revestimentos.

Na tabela 2 são apresentados vários estudos relacionados com a caracterização das propriedades de revestimentos de TiAlVN.

Tabela 2 - Tabela resumo de estudos realizados acerca das propriedades de revestimentos de TiAlVN

Autores	Resumo do artigo
Xu et al. [57]	Neste estudo, sobre a influência na estabilidade térmica e resistência à oxidação da adição de vanádio a revestimentos de TiAlN, foi possível concluir que os revestimentos dopados com vanádio apresentam uma dureza superior aos revestimentos de TiAlN, após recozimento às temperaturas de 800 °C e 1100 °C, sendo que a 1100 °C os revestimentos de TiAlN diminuíam a dureza. Foi também observado que a adição de vanádio diminuía significativamente a resistência à oxidação dos revestimentos. Foi apontada como razão para este declínio o facto de o vanádio promover a formação de óxidos de titânio em vez de óxido de alumínio que é mais eficaz na proteção.
Zhang et al. [58]	Num estudo semelhante ao anterior, realizaram-se revestimentos multicamada de TiAlVN/TiAlSiN com o objetivo de melhorar a resistência à oxidação. Neste estudo foi observado, à semelhança do estudo anterior, que a altas temperaturas as adições de vanádio mantêm a estrutura do material preservando a dureza. Os revestimentos multicamada conseguiram melhorar a resistência à oxidação, estando esta entre a resistência dos revestimentos de TiAlVN e dos TiAlSiN.
Tillmann et al. [59]	Neste trabalho são estudadas as propriedades mecânicas e tribológicas de substratos de aço rápido, revestidos com TiAlVN, num tribómetro disco bola. Foi concluído que estes revestimentos à temperatura ambiente apresentam boas propriedades mecânicas e taxas de desgaste reduzidas. A temperaturas acima dos 500 °C o revestimento forma V ₂ O ₅ o que resulta num comportamento auto lubrificante, no entanto, verifica-se uma maior taxa de desgaste.
Zhou et al. [60]	No trabalho foi avaliado o atrito de revestimentos de TiAlVN/VN a várias temperaturas. O coeficiente de atrito médio foi de 0,53 a 25 °C, 1,03 a 300 °C e 0,46 a 635°C. À semelhança do estudo anterior, foi observado que a baixas temperaturas a taxa de desgaste é reduzida, mas que a altas temperaturas a produção de V ₂ O ₅ diminui o coeficiente de atrito e a taxa de desgaste aumenta.

2.5.3. Revestimentos aplicados nas ferramentas de corte para maquinari ligas de níquel

Devido à combinação das suas propriedades mecânicas, químicas e térmicas, as ligas de Ni são cada vez mais utilizadas em várias indústrias. Por estas razões, e sendo as ligas de Ni materiais difíceis de maquinar, é de grande relevância o estudo de estratégias para melhorar a sua maquinabilidade. Das diversas técnicas para melhorar a maquinabilidade existe um grande interesse no desenvolvimento e estudo de novos revestimentos para proteger as ferramentas de corte. Na tabela 3, estão apresentados diversos artigos que estudam o desempenho de revestimentos aplicados a ferramentas de corte na maquinagem de ligas de Ni.

Tabela 3 - Tabela resumo de estudos realizados acerca da influência da implementação de revestimentos a ferramentas de corte na maquinabilidade de ligas de Ni

Autores	Resumo do artigo
Pandey et al. [61]	Neste trabalho de investigação, ferramentas revestidas de TiAlxN dopadas com Si foram testadas na fresagem a seco de Inconel 718. O desempenho das ferramentas foi analisado através das forças de corte, temperatura no contacto peça-ferramenta e desgaste. Os resultados mostraram que as ferramentas revestidas têm um desempenho superior às não revestidas em todos os aspetos analisados. Em comparação, as ferramentas revestidas atingiram temperaturas 17% inferiores, 56%, 57% e 43% inferiores forças de corte tangencial, de avanço e radial, respetivamente, e apresentaram menos 15% de desgaste.
Settineri et al. [62]	No presente trabalho foram investigados revestimentos multicamada de TiN/AlTiN, TiN/AlTiN/MoS ₂ e (CrN)/CrN:C/C para pastilhas de corte, no torneamento a seco e com MQL de Inconel 718. Os revestimentos foram analisados com base em testes num tribómetro disco bola, nano indentação e ensaios de maquinagem. Mostrou potencialidade, em especial o revestimento de TiN/AlTiN/MoS ₂ que obteve o melhor desempenho, graças ao rácio ótimo de Al/Ti e da camada de MoS ₂ que limita a adesão à ferramenta. O revestimento de TiN/AlTiN teve o segundo melhor desempenho, apresentando fraturas de origem térmica. As pastilhas revestidas com CrN/CrN:C/C exibiram o pior desempenho, em comparação às outras ferramentas, devido à falta de adesão ao substrato e delaminações.
Kursuncu et al. [22]	Neste estudo Kursuncu et al. comparou ferramentas não revestidas com ferramentas revestidas com nanocamada de TiAlSiN/TiSiN/TiAlN na fresagem de Inconel 718. Assim, o desempenho dos revestimentos foi avaliado consoante a rugosidade superficial das peças e o desgaste da ferramenta. Os resultados mostraram que as ferramentas revestidas tiveram menor desgaste, o que se traduz numa vida útil 1,7 vezes superior e produzem menor rugosidade superficial.
T. et al. [63]	Neste estudo foi investigada a influência de revestimentos monocamada de TiAlN e AlCrN e revestimentos bicamada de TiAlN/AlCrN, no torneamento de Inconel 825. De modo a analisar o desempenho das ferramentas revestidas foi analisado: o desgaste da ferramenta, a rugosidade superficial da peça maquinada, as forças de corte e a formação de apara. Foi observado que o desempenho de todas as ferramentas revestidas é superior às ferramentas não revestidas. Os melhores resultados foram todos obtidos com as ferramentas bicamada de TiAlN/AlCrN, que apresentaram as menores forças de corte, desgaste e rugosidade superficial.

Autores	Resumo do artigo
Grigoriev et al. [64]	<p>Com este estudo foram estudadas as propriedades tribológicas de revestimentos multicomponente nanoestruturados de Zr-ZrN-(Zr,Cr,Al)N e de Zr-ZrN-(Zr,Mo,Al)N no torneamento de Inconel 718. As ferramentas revestidas com Ti-TiN-(Ti,Cr,Al)N foram consideradas como referência do estudo. Foi também tida em conta a temperatura a que as ferramentas são sujeitas (entre 500 °C e 1000 °C) durante o contacto peça-ferramenta. Foi observado que apesar dos revestimentos de Ti-TiN-(Ti,Cr,Al)N apresentarem uma alta dureza, a partir dos 600 °C estes aumentavam o seu coeficiente de atrito. Os revestimentos de Zr-ZrN-(Zr,Mo,Al)N apresentam um equilíbrio entre a dureza e o coeficiente de atrito, demonstrando uma resistência ao desgaste 2,4 vezes superior. Quanto à oxidação, não foi perceptível a formação de óxidos nos revestimentos de Ti-TiN-(Ti,Cr,Al)N, no entanto, forma-se óxido de crómio nos revestimentos de Zr-ZrN-(Zr,Cr,Al)N. Os revestimentos de Zr-ZrN-(Zr,Mo,Al)N foram os que apresentaram maior oxidação, com a formação de óxido de zircónio e de molibdénio (ZrO₂ e MoO₂). Apesar de ser o que mais oxidação e sinais de falha apresenta, o revestimento de Zr-ZrN-(Zr,Mo,Al)N é o que proporciona maior resistência ao desgaste da ferramenta.</p>
Ucun et al. [65]	<p>Neste artigo foi estudada a influência na maquinabilidade de Inconel 718 de ferramentas revestidas por <i>Diamond Like Carbon</i> (DLC). Os ensaios de micro fresagem foram realizados a seco e utilizando diferentes avanços e penetrações. O desempenho das ferramentas foi analisado através do desgaste sofrido, forças de corte, rugosidade superficial da peça e formação de rebarba. Foi observado que o revestimento de DLC aumentou consideravelmente a resistência ao desgaste das ferramentas, particularmente na formação de aresta postiça, o que leva à redução da rugosidade superficial produzida. Foram também observadas forças de corte inferiores ao utilizar as ferramentas revestidas, e uma redução na formação de rebarba, que se demonstrou mais evidente quanto maior o comprimento de corte analisado.</p>

3. MÉTODOS E APLICAÇÃO

3.1. Materiais

3.1.1. Substratos

Diferentes materiais foram usados como substratos para depositar os revestimentos. Para estudar a morfologia, estrutura e propriedades mecânicas dos revestimentos foram usadas amostras de silício (Si). Substratos de alumina foram usadas para avaliar a resistência à oxidação dos revestimentos.

As ferramentas de corte usadas para maquinagem têm como material do substrato carboneto de tungstênio (WC-Co), de grau 6110, com um tamanho de grão médio de 0,3 μm . As ferramentas foram adquiridas na empresa INOVATOOLS, S.A. (Leiria, Portugal) (ref. 998063992) (**figura 10**). Estas ferramentas foram posteriormente revestidas. As características das ferramentas são apresentadas na tabela 4.



Figura 10 - Exemplo de ferramenta utilizada

Tabela 4 - Características das ferramentas

Geometria	Valor
Diâmetro de corte	6 mm
Comprimento de corte	13 mm
Comprimento total	57 mm
Chanfro	45°; 0.20 mm
Ângulo de hélice	35 °/38 °
Ângulo de ataque	12 °
Ângulo de saída	10 °
Número de laminas	4

3.1.2. Deposição de revestimentos

Os revestimentos do sistema TiAlVN foram depositados em duas configurações: monocamada (TiAlVN) e multicamada (TiAlN/TiAlVN), o último alternando camadas de TiAlN e TiAlVN. A camada de TiAlVN depositada na multicamada foi depositada com a mesma composição química do revestimento depositado como monocamada.

Para a deposição dos revestimentos foi utilizado o equipamento *Teer Coatings UDP 650 Closed Field Unbalanced DC Magnetron Sputtering*, e três alvos metálicos de alta pureza (99,9%) de titânio, alumínio e vanádio, com dimensões de 380x175x10 mm³. Antes da deposição, os substratos foram polidos e sujeitos a limpeza por ultrassons, numa solução de acetona e álcool, durante 30 minutos, seguidos de lavagem em água destilada e, finalmente, secos com ar comprimido. As amostras foram colocadas dentro da câmara e sujeitas a uma pressão de base de 0.003 Pa. De forma a remover contaminações, os substratos foram sujeitos a limpeza por iões de Ar⁺, aplicando uma voltagem aos substratos de -600 V, com um tempo de pulso de 1,5 µs e frequência de 250 kHz, durante 30 min. A adesão dos revestimentos ao substrato foi melhorada através da deposição de uma camada inicial de Ti, seguida de uma camada com aumento contínuo de azoto (camada de gradiente), com uma espessura total de 270 nm de espessura. O revestimento monocamada, dopado com vanádio foi obtido através da aplicação de 3000 W e 2500 W aos alvos de titânio e alumínio, respetivamente e 1800 W ao alvo de vanádio. O revestimento multicamada foi obtido utilizando os mesmos parâmetros utilizados na produção do filme monocamada, oscilando a potência aplicada ao alvo de vanádio entre 0 e 1800 W, de forma a que o período entre camadas fosse de 50 nm. O tempo de deposição foi determinado de maneira a obter uma espessura total dos revestimentos de aproximadamente 2 µm. Os principais parâmetros de deposição utilizados estão sumarizados na tabela 5. De agora em diante, os revestimentos depositados em monocamada e multicamada serão designados por V e MV, respetivamente para mais fácil identificação.

Tabela 5 - Parâmetros de deposição por revestimento

Designação do revestimento	V - TiAlVN	MV - TiAlN/TiAlVN
Potência alvo de Ti (W)	3000	
Potência alvo de Al (W)	2500	
Potência alvo de V (W)	1800	0/1800
Bias (V)	- 80	
Pressão (Pa)	≈ 0,3	
Espessura da intercamada (µm)	≈ 0,27	
Espessura de TiAl(V)N (µm)	≈ 1,7	≈ 2
Período da multicamada (nm)	-	≈ 50

3.1.3. Material maquinado

O material utilizado nos ensaios de maquinagem foi uma liga de Ni, em específico a liga de Inconel 718. O material foi adquirido à empresa *Paris Saint-Denis Aéro* (Grândola, Évora) em formato cilíndrico com 158 mm de diâmetro. Segundo as especificações do fabricante, o material apresenta uma tensão de limite de elasticidade de 1200 MPa, uma tensão de rotura de 1427 MPa e uma dureza de 441 HWB. A composição química a percentagem em peso (%wt) do material é apresentada na tabela 6.

Tabela 6 - Composição química da liga de Inconel 718 em %wt

C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	Co
0,02	0,08	0,09	0,009	0,0005	17,94	Balanço	2,90	0,05	0,2
Al	Ti	Cb	Ta	B	Cb+Ta	Ag	Bi	Fe	Pb
0,52	1,00	5,33	0,01	0,0040	5,3	0,0002	0,00003	17,67	0,0003

3.2. Análise e caracterização dos revestimentos

3.2.1. Composição química dos revestimentos e morfologia em secção transversal e em superfície

A espessura e a morfologia (secção transversal e superfície) dos revestimentos foram analisadas através de um microscópio de alta resolução ZEISS Merlin (FEG-SEM). A composição química foi avaliada no mesmo equipamento com recurso à espectroscopia de dispersão de energia- EDS da empresa *Oxford Instruments*.

3.2.2. Estrutura dos revestimentos

A estrutura dos revestimentos foi avaliada num difratómetro de raios-X da marca *Philips X'Pert Pro*. O equipamento utiliza radiação de Co K α 1 ($\lambda=1,789010 \text{ \AA}$) e os espectros foram obtidos em modo convencional. O ângulo de análise selecionado foi de 20 ° a 90 °. A indexação dos picos de difração foi realizada com recurso à base de dados ICDD – “*The International Centre for Diffraction Data*”.

3.2.3. Propriedades mecânicas dos revestimentos

A dureza e o módulo de elasticidade dos revestimentos foram analisados num equipamento de nanodureza, usando um indentador de diamante *Berkovich*. A profundidade de indentação foi mantida abaixo de 10% da espessura total dos revestimentos, para evitar a influência do substrato nos resultados. A carga aplicada foi de 15 mN e realizaram-se 16 medições por cada amostra, para assegurar o grau de confiança nas medições.

A adesão do revestimento ao substrato foi avaliada num equipamento de indentação de carga deslizante (*Scratch test*). Os seguintes parâmetros foram usados nos ensaios: carga linearmente crescente de 5 a 70 N, velocidade de avanço de 10 mm/min e um incremento de carga de 100 N/min. Neste ensaio foi empregue um indentador esférico *Rockwell C* com um raio de 0,2 mm.

3.2.4. Resistência à oxidação

A resistência à oxidação dos revestimentos foi avaliada num equipamento de termogravimetria, utilizando uma atmosfera de oxigénio com pureza de 99,9%. Os ensaios foram realizados em modo dinâmico e isotérmico.

Os ensaios de oxidação dinâmica, utilizando os substratos de Al₂O₃ revestidos, foram realizados aumentando a temperatura, desde a temperatura ambiente até aos 1200 °C, com uma taxa de

aquecimento constante de 20 °C/min, a fim de determinar o ponto de início de oxidação dos revestimentos.

Os ensaios de oxidação isotérmica foram realizados submetendo as amostras revestidas a uma temperatura de 600 °C durante 1h. A taxa de aquecimento usada para atingir a temperatura isotérmica foi de 20 °C/min. Em ambos os casos, o ganho de massa devido à oxidação, foi medido continuamente através de uma microbalança, com uma precisão de 0,01 mg, em intervalos de tempo de 2 s.

3.3. Testes de fresagem

3.3.1. Centro de maquinagem

Os ensaios de maquinagem foram realizados num centro de maquinagem HAAS (Oxnard, CA, USA), modelo VF-2. Este centro de maquinagem tem uma velocidade de rotação máxima 10 000 RPM e uma potência máxima de 20 kW. Durante os ensaios, foi utilizado fluido de corte, uma emulsão composta por 5% de óleo e 95% de água.

3.3.2. Estratégia de maquinagem e parâmetros de corte

Foi feita uma fresagem de topo e devido à geometria cilíndrica do material de base, os ensaios de maquinagem foram realizados com uma trajetória em espiral, partindo do centro da peça até à periferia, como é possível observar na **figura 11**.

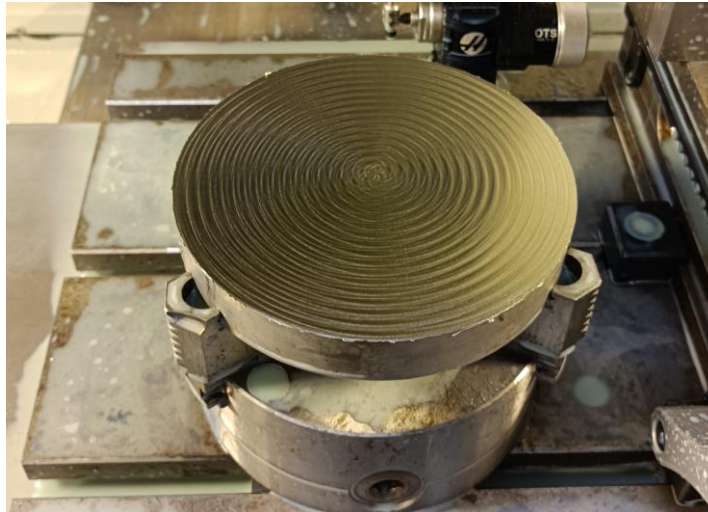


Figura 11 - Peça maquinada com marca em espiral na superfície

Quanto aos parâmetros de maquinagem, foram realizados testes preliminares para afinar as condições de corte, mantendo os parâmetros próximos aos utilizados em operações de acabamento de alta velocidade - *High Speed Machining* de Inconel. Com os dados dos testes preliminares foram criadas seis condições de corte, fazendo variar o avanço e o comprimento de corte, de modo a analisar a influência destes parâmetros no desgaste das ferramentas e na qualidade superficial maquinada. Foram criadas três condições de avanço:

- Condições médias 0,070 mm/dente/rot (F100);
- Condições mínimas 0,0525 mm/dente/rot (F75, 75% das condições médias);

– Condições máximas 0,105 mm/dente/rot (F150, 150% das condições médias).

O comprimento de corte foi variado, entre 5 m e 15 m.

De agora em diante, para mais fácil identificação, as ferramentas serão designadas segundo o seguinte modo:

[Revestimento] [Avanço] _ [Comprimento de corte]

Exemplo: V75_5 – Ferramenta revestida com filme monocamada ensaiada com avanço F75 e 5 m de comprimento de corte.

Na tabela 7, podem ser observados os parâmetros de corte utilizados.

Tabela 7 - Parâmetros de corte utilizados por ferramenta

Referência	Velocidade de corte (m/min)	Avanço (mm/dente/rot)	Profundidade de corte (mm)	Largura de corte (mm)	Comprimento de corte (m)
V75_5	100	0,0525	0,8	4,5	5
V75_15	100	0,0525	0,8	4,5	15
V100_5	100	0,070	0,8	4,5	5
V100_15	100	0,070	0,8	4,5	15
V150_5	100	0,105	0,8	4,5	5
V150_15	100	0,105	0,8	4,5	15
MV75_5	100	0,0525	0,8	4,5	5
MV75_15	100	0,0525	0,8	4,5	15
MV100_5	100	0,07	0,8	4,5	5
MV100_15	100	0,07	0,8	4,5	15
MV150_5	100	0,105	0,8	4,5	5
MV150_15	100	0,105	0,8	4,5	15

3.3.3. Análise da rugosidade superficial

Sendo a rugosidade superficial da superfície maquinada um indicador do desempenho da ferramenta e, conseqüentemente, do desgaste sofrido, efetuaram-se medidas de rugosidade à superfície maquinada. A rugosidade da superfície maquinada foi avaliada com recurso a um rugosímetro *MAHR PERTHOMETER M2* (Mahr, Gottingen, Alemanha), seguindo a norma DIN EN ISO 4288/ASME b461 [66]. Após cada ensaio, foi medida a rugosidade superficial da peça maquinada (**figura 12**).

Relativamente aos parâmetros empregues no rugosímetro, para a medição da rugosidade superficial, foram efetuadas medições com um comprimento de 5,6 mm, que correspondem a sete

segmentos do valor de *cut-off* de 0,8 mm. De acordo com a norma, o primeiro e o último segmento não são considerados, de modo que a aceleração e a desaceleração do apalpador não induzam erros nas medições.

A avaliação da rugosidade superficial foi realizada após cada ensaio, efetuando medições, tanto no centro da peça como na periferia, obtendo-se sempre sete medições para assegurar uma boa média de medições.

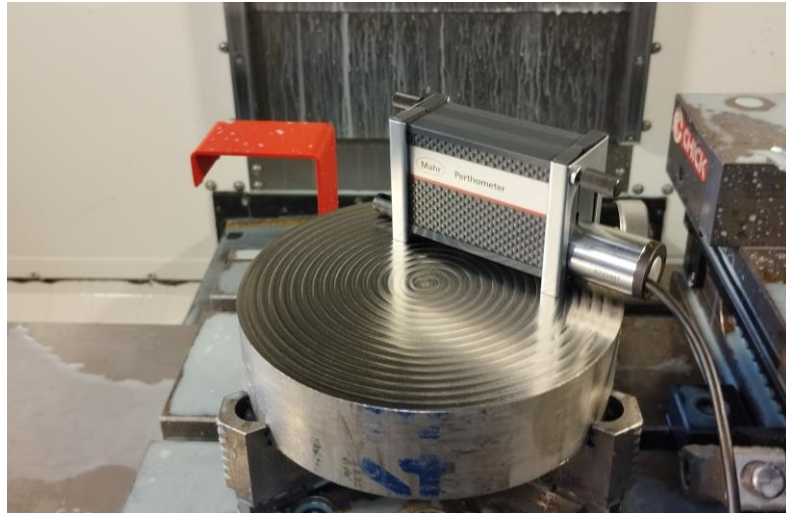


Figura 12 – Medição da rugosidade superficial com rugosímetro

3.3.4. Análise do desgaste das ferramentas

Após os ensaios de maquinagem, as ferramentas foram limpas por ultrassons numa solução de álcool, durante 6 min. A limpeza das ferramentas foi relativamente breve, de modo a evitar que pedaços de material, possivelmente aderidos às ferramentas, fossem removidos durante a lavagem.

Todas as ferramentas foram analisadas num microscópio eletrónico de varrimento - SEM (Hitachi SU3800), (figura 13), no qual foram tiradas imagens das fresas. As imagens recolhidas no SEM foram tratadas no *software ImageJ*, para medição do desgaste das fresas, através da medição da distância

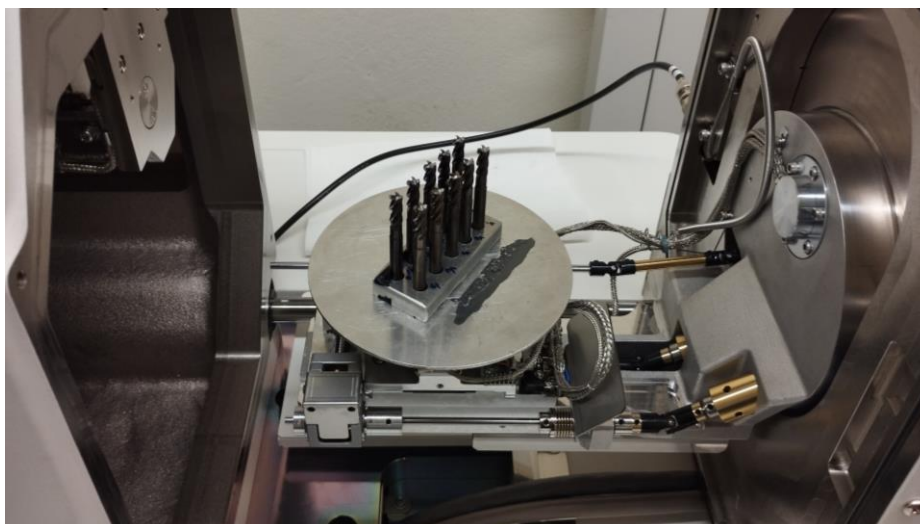


Figura 13 - Ferramentas no SEM

VB3 (distância desde o gume da fresa até à marca mais interior de desgaste), segundo a norma ISO 8688-2 [67]. O desgaste das ferramentas foi avaliado com base numa vista de topo. Foi escolhida esta vista devido aos parâmetros de maquinagem utilizados, que geram um desgaste de flanco mais localizado nos chanfros da ferramenta, permitindo, assim, uma medição mais exata do desgaste.

A **figura 14** representa a dimensão VB3, segundo a norma, medida nas fresas depois de maquinagem para avaliar o desgaste, assim como a ordem de análise.

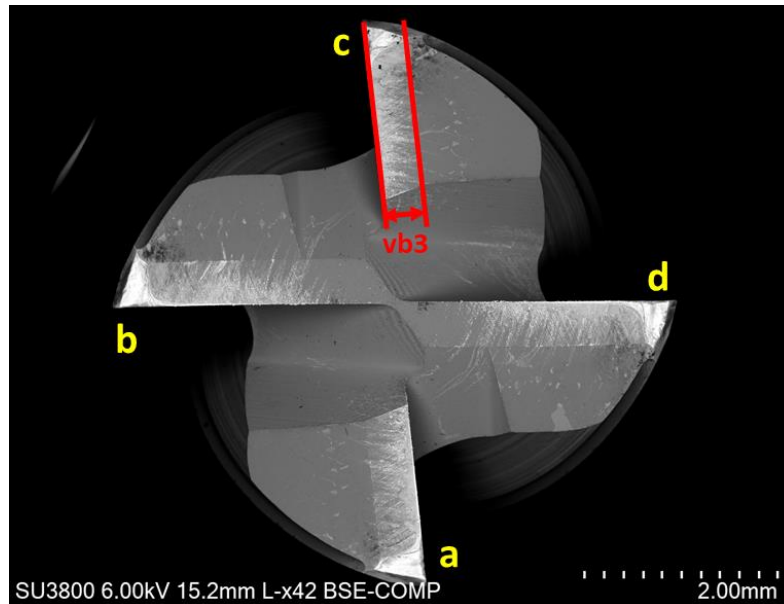


Figura 14 – Zona de referência utilizada na medição do desgaste

página propositadamente em branco

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1.1. Caracterização dos revestimentos

Composição química dos revestimentos

As composições químicas dos revestimentos, obtida por EDS, são apresentadas na tabela 8. É possível verificar que os revestimentos produzidos são estequiométricos uma vez que a soma das percentagens de elementos metálicos é aproximadamente igual à soma da percentagem de azoto, isto é, o rácio de $(\text{Ti}+\text{Al}+\text{V})/\text{N}$ é aproximadamente 1.

Quanto à percentagem de vanádio nos revestimentos é de notar que o revestimento monocamada possui um teor mais elevado deste elemento. Apesar das camadas de TiAlVN terem a mesma composição química em ambos os revestimentos (monocamada e multicamada), a presença das camadas de TiAlN na multicamada, reduz a concentração total de vanádio. Saliente-se que a camada de TiAlN e TiAlVN no revestimento em multicamada tem a mesma espessura e, portanto, a concentração de vanádio diminui para metade, quando comparado com a composição química do revestimento depositado em monocamada.

Na composição química de ambos os revestimentos é possível detetar oxigénio, 1,7 %at para o revestimento monocamada e 1,1 %at para o multicamada, que corresponde a oxigénio residual que pode ser proveniente: i) do próprio processo de PVD, através de oxigénio residual presente na câmara de deposição ou de contaminações na atmosfera de argon, ii) de impurezas nos diversos alvos utilizados e iii) da absorção do oxigénio pelo revestimento após expor os revestimentos depois de deposição à atmosfera ambiente [68], [69].

Tabela 8 - Composições químicas em percentagem atómica dos revestimentos

Revestimento		V - (TiAlVN)	MV - (TiAlN /TiAlVN)
Percentagem atómica (%at)	N	50.4	50.6
	O	1.7	1.1
	Al	15.3	19.5
	Ti	16.3	20.7
	V	16.3	8.1
Rácio $(\text{Ti}+\text{Al}+\text{V}) / \text{N}$		0.9	1.0

Morfologia da secção transversal e da superfície dos revestimentos

A morfologia dos revestimentos em secção transversal e em superfície apresentam-se na **figura 15**. Ambos os revestimentos apresentam uma morfologia colunar. Este tipo de morfologia é típico de revestimentos depositados por pulverização catódica – PVD usando uma fonte de potência de corrente contínua [70]. Superficialmente, ambos os revestimentos apresentam uma topografia lembrando grãos arredondados, que correspondem ao topo das colunas observadas em secção

transversal. Parece haver uma diminuição do tamanho desses grãos para o revestimento depositado em multicamada, provavelmente devido à alternância das camadas de TiAlN com TiAlVN, que podem influenciar o crescimento das colunas do revestimento.

Nos dois revestimentos é possível observar entre o substrato e o revestimento final uma camada, que corresponde à intercamada e à camada de gradiente (Ti e TiN), depositadas para melhorar a adesão do revestimento ao substrato. A espessura desta camada é de 270 nm.

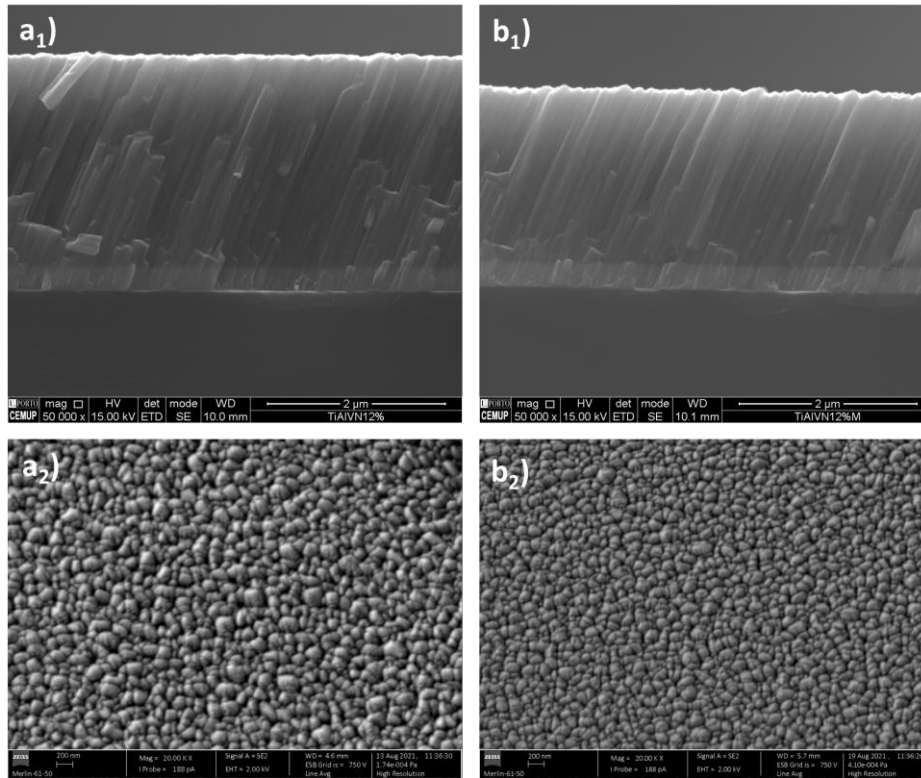


Figura 15 - Vista em secção transversal e em superfície dos revestimentos: (a1 e a2) monocamada e b1 e b2) multicamada

Na **figura 16** é representada uma imagem mais ampliada do revestimento multicamada, onde é possível observar a sua arquitetura. Nesta imagem, a camada mais clara e a mais escura dizem respeito às camadas de TiAlVN e TiAlN, respetivamente.

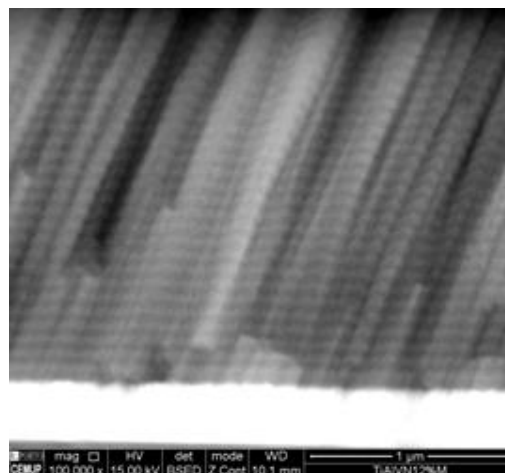


Figura 16 - Vista ampliada do revestimento multicamada

Estrutura

A estrutura dos revestimentos, avaliada por XRD, apresenta-se na **figura 17**. Excluindo a contribuição da intercamada, os revestimentos apresentam picos de difração, associados com uma estrutura cúbica de faces centradas (fcc). Em ambos os revestimentos os picos de difração estão desviados para ângulos superiores, quando comparado com a ficha de referência do TiN (87-0633) e para ângulos inferiores, quando comparados com a ficha de referência do AlN (25-1495), implicando a formação de uma solução sólida, onde os átomos de alumínio e de titânio assumem posições aleatórias na rede do tipo fcc. De facto, o raio atômico do alumínio é menor que o do titânio e, portanto, quando incorporado na rede, promove a sua contração, levando ao deslocamento dos picos XRD para posições compreendidas entre os padrões TiN e AlN. A presença de vanádio influenciará também a posição dos picos de difração, uma vez que também estará posicionado no revestimento em solução sólida [71], [72]. A presença de tensões residuais de origem térmica, ou geradas durante o processo de deposição, podem levar também à deslocação dos picos de difração, no entanto, as tensões residuais presentes nos revestimentos não foram avaliadas neste trabalho. No revestimento em multicamada, os picos de difração observados dizem respeito ao efeito combinado da estrutura de cada uma das monocamadas, isto é: TiAlN e TiAlVN.

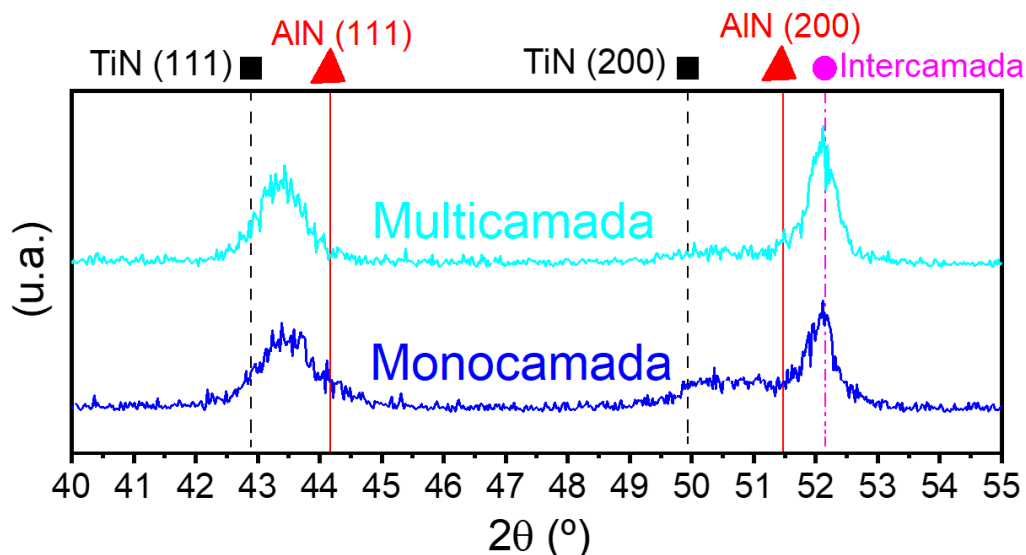


Figura 17 - Espectros de difração dos revestimentos

Propriedades mecânicas dos revestimentos

As propriedades mecânicas dos revestimentos, nomeadamente a dureza, o módulo de elasticidade e as cargas críticas de adesão são apresentadas na tabela 9. A dureza média dos revestimentos monocamada e multicamada são 21,5 GPa e 18,5 GPa, respetivamente. Estes valores são inferiores aos reportados na literatura para revestimentos do sistema TiAlN [73].

A dureza de outros sistemas de revestimentos foi reportada aumentar com o teor de vanádio, para uma percentagem de vanádio compreendida entre 2 %at e 7 %at, devido ao endurecimento por solução sólida. Quando o limite de introdução do vanádio em solução sólida é atingido, forma-se nitreto de vanádio (VN) que é menos duro do que o TiN, provocando a diminuição de dureza dos revestimentos [74].

A variação da dureza destes revestimentos, relativamente aos revestimentos disponíveis na literatura, pode também estar relacionada com os parâmetros de deposição, visto que diferentes parâmetros: como a pressão de deposição, a voltagem aplicada ao substrato, as potências aplicadas aos alvos, a distância dos substratos aos alvos, a razão de gases usados na deposição, etc levam à produção de revestimentos com propriedades distintas [75], [76].

O revestimento multicamada apresenta uma dureza inferior à exibida pelo revestimento monocamada. Quando os revestimentos são depositados em multicamada é esperado um aumento da dureza dos revestimentos, graças à obstrução da movimentação das deslocações na interface das diferentes camadas, conhecido como efeito de super-malha (*“superlattice”*). Este efeito é, normalmente, obtido para períodos compreendidos entre 2 e 10 nm [77]. O revestimento multicamada em estudo tem um período de 50 nm, não sendo esperado o efeito anteriormente referido, sendo a dureza, nestes casos, dada pela média das durezas das duas camadas individuais.

O módulo de elasticidade dos revestimentos segue a mesma tendência da dureza. Quanto menor a dureza menor o módulo de elasticidade.

Quanto à adesão dos revestimentos, todos eles aderiram ao substrato, apresentando apenas falha coesiva do tipo LC2 (*first coating chipping* – primeira delaminação do revestimento) na ordem dos 54 N.

Tabela 9 - Propriedades mecânicas dos revestimentos

Revestimento	V - (TiAlVN)	MV - (TiAlN/TiAlVN)
Dureza (GPa)	21,5±1,1	18,5±1,1
Módulo de Elasticidade (GPa)	278,4±7,5	252,4±11,5
Adesão - LC2 (N)	53±1,1	54±2,0

Resistência à oxidação

As curvas de ganho de massa em função da temperatura, relativas ao ensaio de oxidação dinâmica, estão presentes na **figura 18**. É possível observar que o ponto de início de oxidação dos revestimentos é cerca de 500 °C Estes valores são bastante inferiores aos reportados para revestimentos do sistema TiAlN. De acordo com a literatura [57], [58] a adição de vanádio diminuiu

a resistência à oxidação dos revestimentos. Isto é, devido à facilidade de difusão do vanádio para a superfície que impede a formação de uma camada protetora de Al_2O_3 , o que leva a uma diminuição da temperatura de início de oxidação dos revestimentos. Ambas as curvas apresentam um patamar horizontal que indica a oxidação total dos revestimentos após ensaios dinâmicos. O desvio da curva de oxidação do revestimento multicamada para temperaturas maiores indica que este revestimento é mais resistente à oxidação que o revestimento depositado como monocamada. Isto pode ser explicado devido à existência das camadas de TiAlN que atrasam a difusão do vanádio, possibilitando também a formação de uma camada mais contínua e protetora de Al_2O_3 .

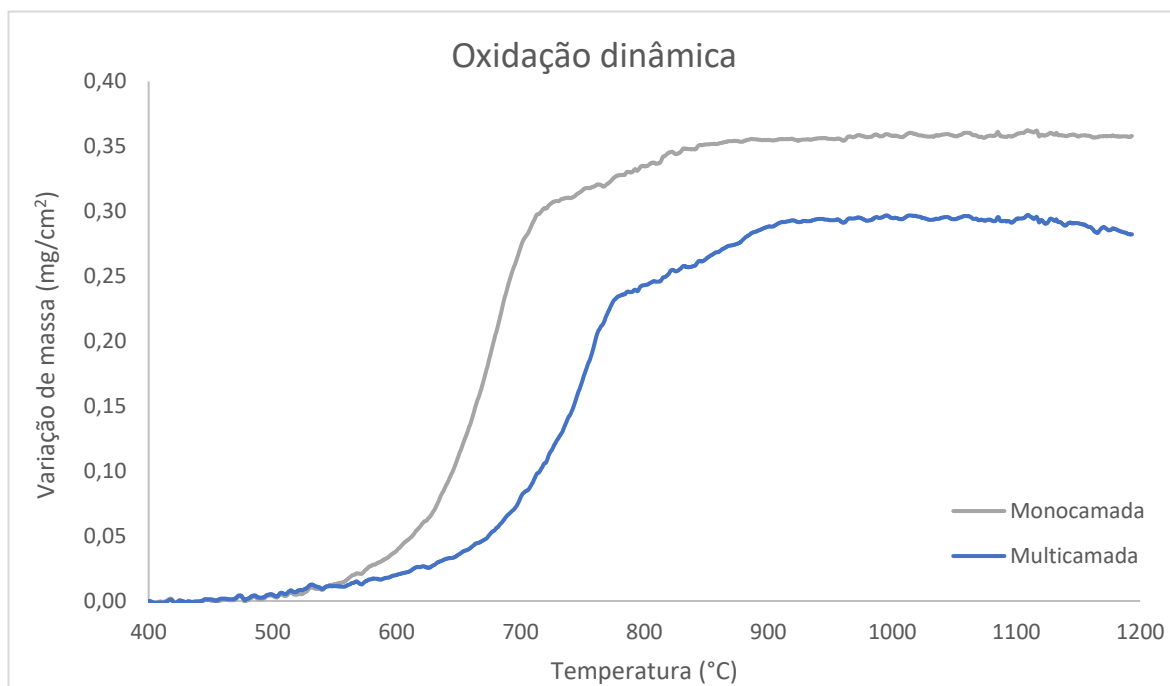


Figura 18 - Curvas de ganho de massa em função da temperatura para o ensaio de oxidação dinâmica

As curvas dos ensaios realizados à temperatura isotérmica de 600 °C, durante 1 h, apresentam-se na **figura 19**. É possível observar uma clara diferença entre os revestimentos. O revestimento monocamada tem um ganho de massa duas vezes maior do que o revestimento em multicamada, sendo este último muito mais resistente à oxidação. Estes dados corroboram os resultados do ensaio de oxidação dinâmica, no qual se verificou que o revestimento multicamada possui maior resistência à oxidação do que o revestimento depositado em monocamada.

Esta diferença entre revestimentos é mais uma vez justificada pela presença das camadas de TiAlN na multicamada, que agem como barreiras de difusão de vanádio, e promovem a formação de uma camada de Al_2O_3 mais compacta, levando a um aumento da resistência à oxidação. No entanto, devido à forte difusão de vanádio e à baixa espessura da camada rica em Al_2O_3 formada, a camada acaba por não ser efetiva em bloquear a difusão de vanádio. A difusão de vanádio para formar óxido de vanádio na superfície, tal como será explicado posteriormente, terá influência no comportamento das ferramentas de corte.

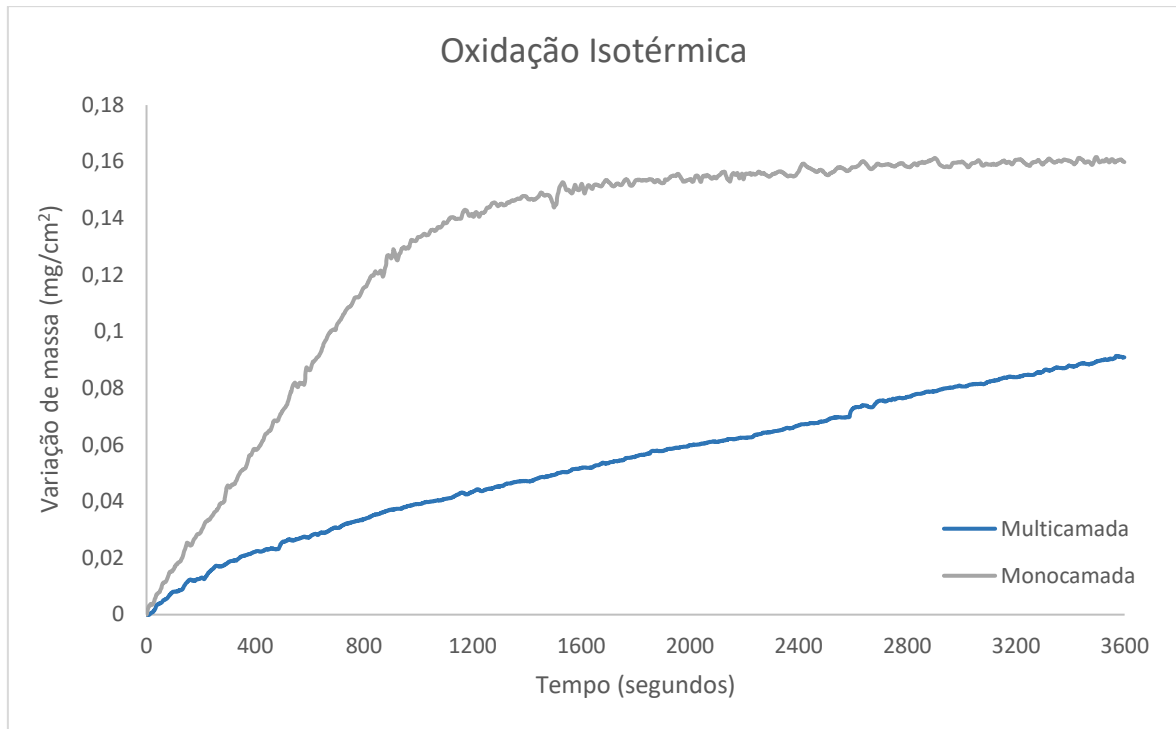


Figura 19 - Gráfico do ganho de massa em função do tempo para o ensaio de oxidação isotérmico

4.1.2. Testes de maquinagem

Análise da rugosidade superficial produzida

A **figura 20** apresenta os dados da rugosidade superficial média medida da superfície da peça maquinada, para cada uma das ferramentas ensaiadas, agrupando-as por revestimento, comprimento de corte e avanço.

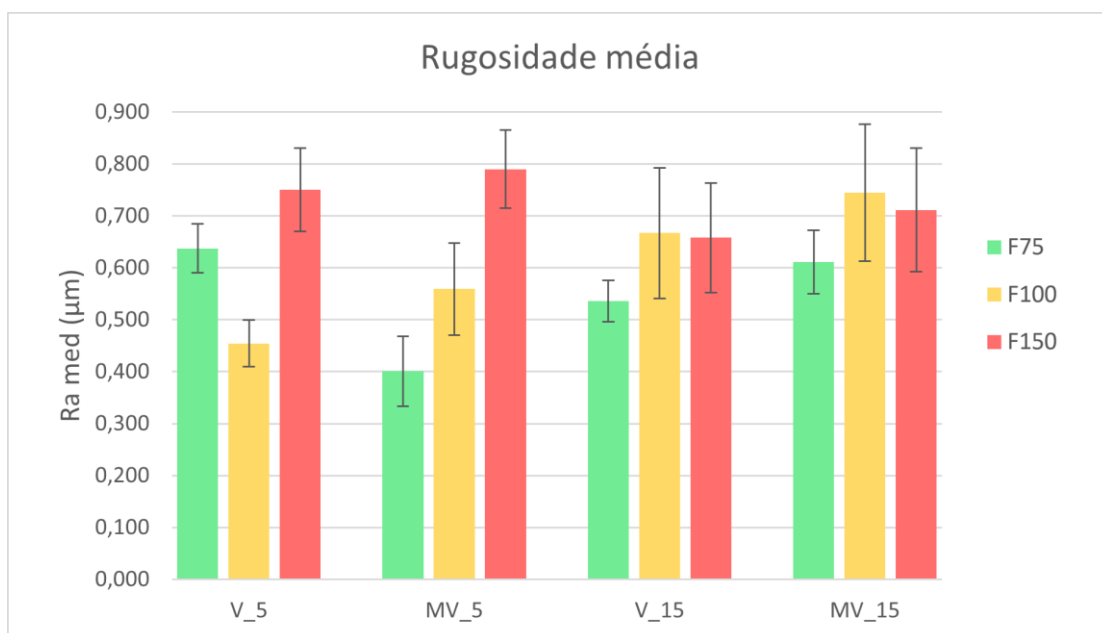


Figura 20 - Comparação da rugosidade média para todas as condições de corte

Tal como se observa na **figura 20**, valores maiores de avanço resultam numa maior rugosidade superficial [78]–[80]. Esta tendência é, claramente, notória para as ferramentas multicamada testadas a 5 m de comprimento de corte (MV_5), nas quais se observa um aumento progressivo da rugosidade superficial da peça em função do aumento do avanço, desde F75 até F150. No caso das ferramentas monocamada, testadas a 5 m de comprimento de corte (V_5), a mesma tendência é observada quando aumentamos o avanço de F100 para F150. A ferramenta V75_5 não segue a tendência referida, produzindo uma rugosidade superficial acima, próxima da produzida pela ferramenta V150_5. Tal como será explicado posteriormente, este comportamento deve-se à fratura das arestas de corte da ferramenta nesta condição, aumentando o desgaste da ferramenta e a rugosidade superficial da peça maquinada.

Em relação aos testes realizados com 15 m de comprimento de corte, a tendência observada anteriormente é, igualmente, visível quando se passa do avanço F75 para F100. De facto, para estas condições observa-se um aumento da rugosidade superficial da peça com o aumento do avanço. No entanto, o aumento do avanço para F150 leva a uma diminuição ligeira da rugosidade superficial, quando comparada com a obtida nos ensaios com avanço de F100. Este facto pode ser justificado pelo aumento da temperatura que estas condições de corte mais severas provocam no contacto entre peça-ferramenta, o que, por sua vez, gera maiores quantidades de uma fase lubrificante de V_2O_5 no contacto da ferramenta, que diminui o atrito, melhorando assim a rugosidade superficial da peça maquinada. No entanto, não se pode descartar o efeito da formação de apara, que poderá ser diferente na condição de maior severidade de contacto. Assim, nada se pode aferir relativamente a isso, uma vez que a variação do tipo de apara não foi considerada neste trabalho. A redução na rugosidade superficial das ferramentas testadas com 5 m de comprimento de corte (V150_5 e MV150_5) para a condição máxima de avanço, provavelmente, não ocorre porque o tempo de maquinagem não é suficiente para aumentar a temperatura no contacto para formar os óxidos lubrificantes de V_2O_5 .

Tal como esperado, um aumento do comprimento de corte leva também a uma maior rugosidade superficial da peça. De facto, um maior comprimento de corte promove um maior desgaste na ferramenta, fenómeno que é amplificado na maquinagem de materiais como o Inconel 718 [1], [2], [21], [24]. Esta tendência está presente nos ensaios em condições médias (F100), nos quais é visível um aumento considerável da rugosidade superficial entre os ensaios realizados a 5 m e a 15 m de comprimento de corte. Para os ensaios realizados nas condições mínimas (F75) observa-se também a tendência anterior entre as ferramentas MV75_5 e MV75_15, não podendo ser feita a mesma relação entre as ferramentas V75_5 e V75_15, entre as quais se verifica uma diminuição da rugosidade da peça, que poderá ser justificada pelo desgaste anormal sofrido pela ferramenta V75_5, como referido anteriormente.

Em relação aos revestimentos em estudo, com exceção da ferramenta V75_5, que sofreu um desgaste anormal, ao longo do leque de condições de maquinagem testadas, é possível observar que o revestimento monocamada tem um desempenho melhor do que o revestimento multicamada, visto que entre ensaios conduzidos às mesmas condições, a rugosidade superficial produzida pelas ferramentas monocamada é sempre inferior à rugosidade superficial produzida pelas ferramentas multicamada. Este contraste presente ao longo do leque de condições de corte pode ser justificado através da diferença de resistência ao desgaste destes revestimentos (promovida por maior dureza e, possivelmente, também pela maior quantidade de vanádio que

produzirá maior quantidade de fases lubrificantes no contato), que terá impacto na qualidade das superfícies maquinadas.

Análise do desgaste das ferramentas

A **figura 21** apresenta o desgaste de flanco das ferramentas, agrupando-as por tipo de revestimento, comprimento de corte e avanço, tal como para os resultados de rugosidade mostrados acima.

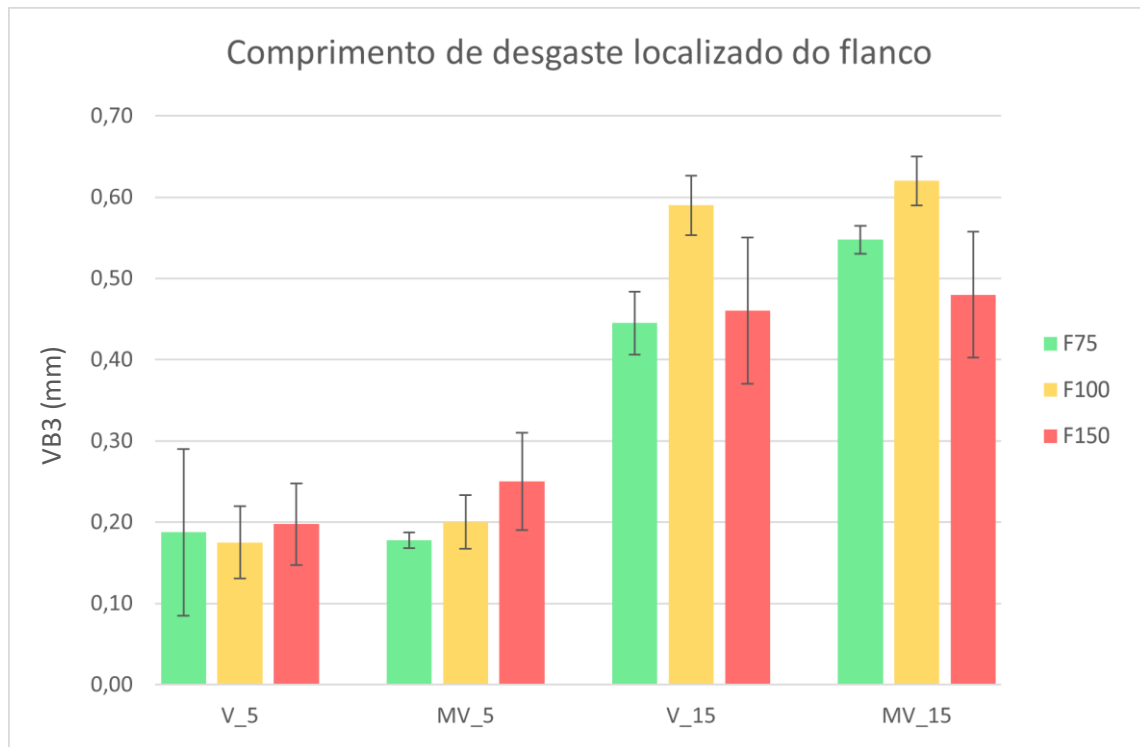


Figura 21 – Comparação do desgaste localizado do flanco das ferramentas para todas as condições de corte

A evolução do desgaste das ferramentas segue a mesma tendência da evolução da rugosidade discutida acima. É possível observar que o aumento do avanço tem influência no desgaste das ferramentas.

Nos ensaios da ferramenta multicamada, testada a 5 m de comprimento de corte (MV_5), verifica-se uma tendência crescente no aumento do desgaste da ferramenta em função do aumento do avanço. Este resultado já era de esperar, já que o aumento progressivo do avanço aumenta a severidade de contato e, conseqüentemente, o desgaste. De facto, de um modo geral, um avanço maior resulta num desgaste localizado mais severo, o que, por sua vez, conduz à diminuição da qualidade das superfícies maquinadas [80], [81].

A **figura 22** mostra o efeito da variação do avanço para a ferramenta MV75_5 (22a) e MV100_5 (22b). De acordo com o referido acima, observa-se que um avanço maior resulta num desgaste mais acentuado, como se pode verificar pelas marcas nas faces de saída, que são mais largas e se estendem mais para o interior da ferramenta.

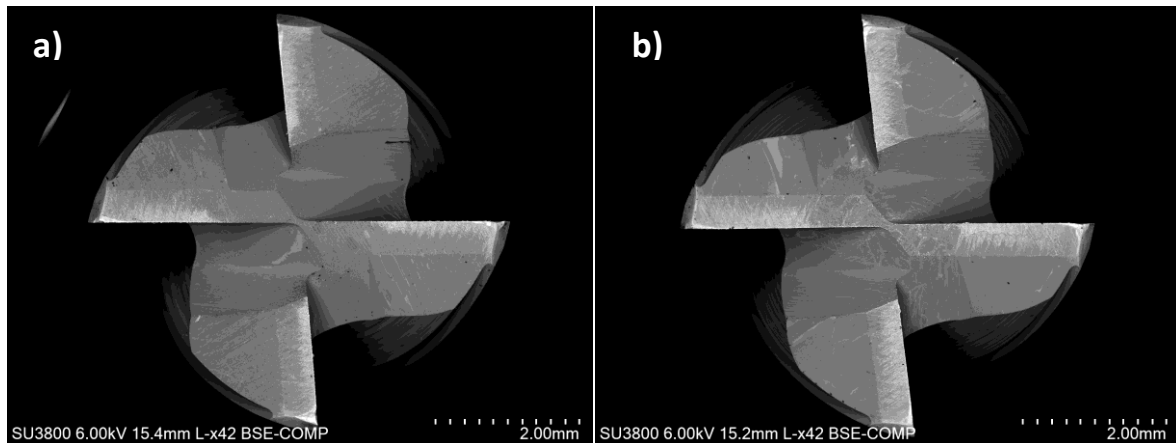


Figura 22 – Imagens SEM da vista de topo das ferramentas MV75_5 (a) e MV100_5 (b)

Na figura 23 são apresentadas as faces de ataque das ferramentas anteriores (MV75_5 23a e MV100_5 23b). Neste exemplo é evidente a influência do aumento do avanço, no qual a ferramenta ensaída a (F100) apresentam uma aresta de corte mais deteriorada ao nível da largura de desgaste, da alteração da geometria na zona do chanfro e na quantidade de material aderido.

A mesma tendência é observada nas ferramentas monocamada, testadas a 5 m de comprimento de corte (V_5), ao passar das condições de avanço F100 para F150.

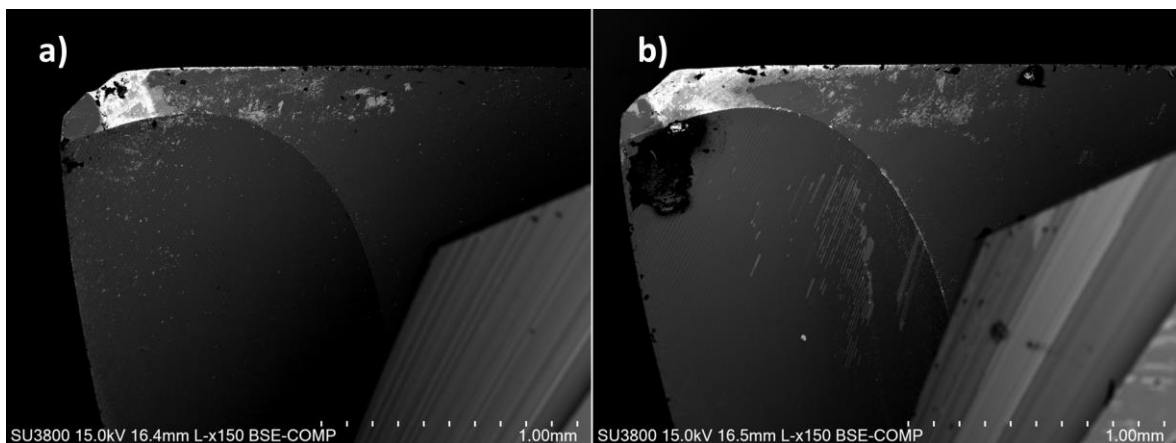


Figura 23 – Imagens SEM da face de ataque das ferramentas MV75_5 (a) e MV100_5 (b)

Em relação às ferramentas testadas a 15 m de comprimento de corte também se observa um aumento do desgaste, com o aumento do avanço de F75 para F100, de acordo com o resultados da rugosidade. No entanto, verifica-se uma diminuição no volume de desgaste quando se aumenta a velocidade de avanço de F100 para F150. Esta observação corrobora a diminuição da rugosidade da peça maquinada, e tal como explicado anteriormente poderá estar associado: i) à maior temperatura gerada no contato devido às condições severas que leva à formação de V_2O_5 , que diminui atrito e protege a peça de desgaste e ii) devido a alteração do formato do tipo de apara, que pode influenciar o desgaste da ferramenta. Este último efeito não foi avaliado durante os ensaios de maquinagem. Segundo os estudos de Zhang et al. [81], Sun et al. [82] e Bhuiyan et al. [83], ao longo do período de maquinagem de uma ferramenta, o desgaste sofrido por esta altera os mecanismos de formação de apara, o que, por sua vez, influencia os mecanismos de desgaste que atuam na ferramenta.

A respeito do efeito do comprimento de corte no desgaste sofrido pelas ferramentas é possível verificar que este tem uma influência preponderante. O aumento do desgaste entre os ensaios realizados a 5 m de corte para os realizados a 15 m é notório, chegando a ser cerca de três vezes superior entre as ferramentas V100_5 e V100_15. Isto mostra que numa curta distância de corte, as ferramentas sofrem imenso desgaste durante a maquinagem devido às propriedades do Inconel 718 [1], [2], [21], [24].

Conforme referido, o comprimento de corte tem um impacto substancial no desgaste sofrido pelas ferramentas, no qual o aumento do comprimento de corte agrava, drasticamente, o estado das ferramentas. Isto pode ser observado na **figura 24**, na qual são apresentadas uma vista de topo (24a) e uma vista lateral da face de ataque (24b) da ferramenta MV100_15. É possível observar que as marcas de desgaste na ferramenta são mais extensas, tanto na face de ataque como na face de saída, assim como a geometria da aresta de corte sofreu maiores alterações.

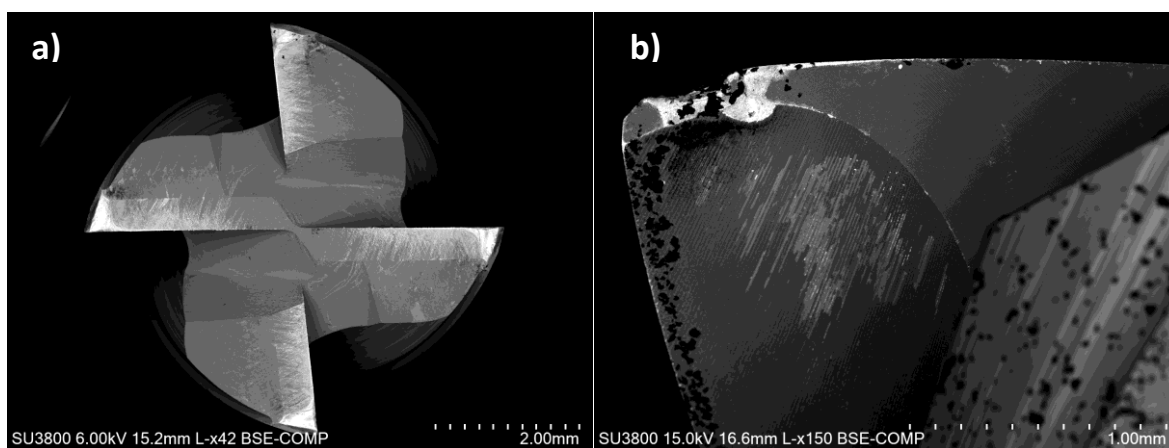


Figura 24 - Vista de topo (a) e da face de ataque (b) da ferramenta MV100_15

Quanto ao desempenho dos revestimentos pode-se constatar que para as mesmas condições, as ferramentas revestidas com o revestimento depositado em monocamada apresentam menor desgaste do que, em contrapartida, ferramentas revestidas com o revestimento em multicamada. Isto indica que o revestimento monocamada é mais resistente, para estas condições de maquinagem, do que o revestimento multicamada, estando de acordo com os resultados da análise da rugosidade, que mostravam que as ferramentas protegidas com o revestimento monocamada apresentavam um melhor desempenho. Tendo em consideração que os mesmos mecanismos de desgaste são observados em ambos os tipos de ferramentas (mostrado mais abaixo), este comportamento pode ser justificado pela maior dureza e maior quantidade de vanádio no revestimento monocamada. De uma forma geral, ferramentas mais duras sofrem menos desgaste, produzindo superfícies com menor rugosidade superficial [84], o que pode justificar esta diferença. Por outro lado, o revestimento monocamada tem um teor mais elevado de vanádio na composição química que o revestimento multicamada. No caso de se formar V_2O_5 no contacto, que protege a superfície de contacto, esta proteção vai ser mais eficiente no revestimento monocamada devido à maior quantidade de vanádio presente no revestimento.

Análise dos mecanismos de desgaste das ferramentas

Todas as ferramentas testadas apresentavam um mecanismo de desgaste do tipo abrasivo. A tendência para encruar do Inconel 718 leva à criação de aparas extremamente duras, que causam abrasão e podem levar à fissuração e remoção de material, alterando a geometria da ferramenta [1], [21], [22]. A **figura 25** apresenta uma vista de topo (25a) e uma vista da face de ataque (25b) da ferramenta V150_15, testada nas condições mais severas. É possível observar que as ferramentas ensaiadas a 15 m de comprimento de corte sofreram alguma fratura e remoção do substrato.

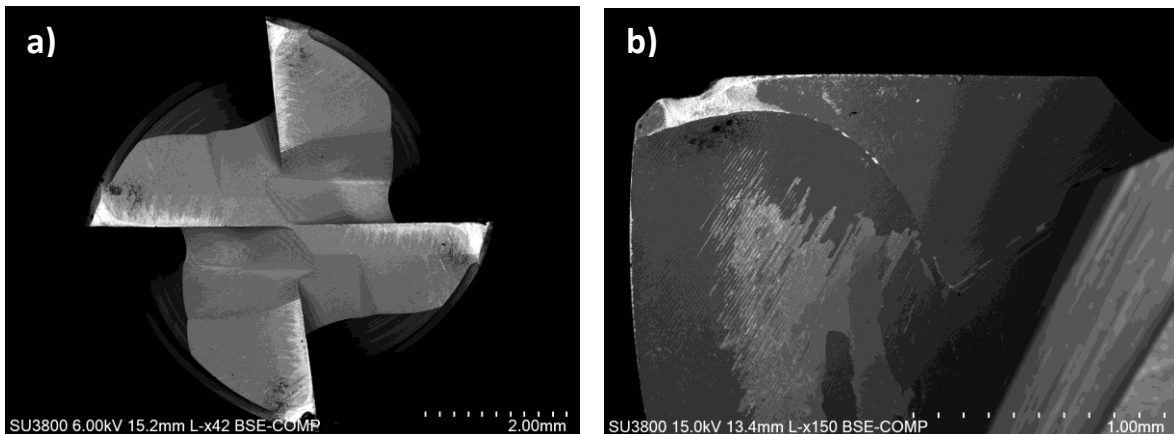


Figura 25 – Vista de topo (a) e da face de ataque (b) da ferramenta V150_15 exibindo desgaste abrasivo. É também possível observar abrasão no próprio revestimento. Nos ensaios realizados em condições mais severas é notória a presença de maior abrasão no revestimento, quando comparando com as condições menos severas, nas quais a abrasão do revestimento é significativamente menor.

A **figura 26** ilustra a face de ataque da ferramenta V75_15, na qual é possível observar que o revestimento não sofreu praticamente nenhuma abrasão. Esta desigualdade na abrasão do revestimento para ferramentas ensaiadas com avanços menores pode ser justificada pelo facto de um avanço inferior levar a uma menor severidade do contato e, conseqüentemente, desgasta menos a superfície das ferramentas.

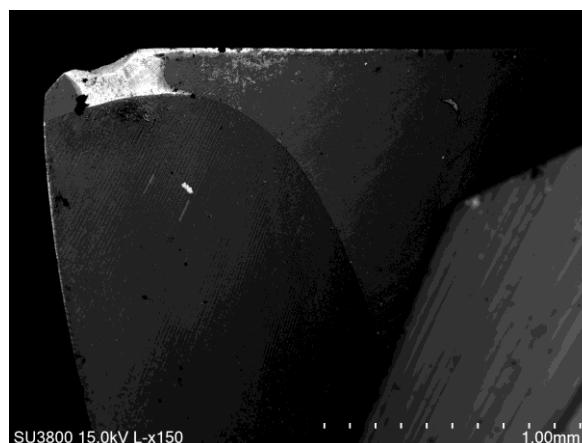


Figura 26 - Face de ataque (b) da ferramenta V75_15 exibindo reduzida abrasão do revestimento. O desgaste adesivo é possível ser também observado juntamente com o desgaste abrasivo. O Inconel 718 é propenso a aderir às ferramentas de corte [21], [23], no entanto, não se constatou uma grande adesão de material maquinado às ferramentas. Foi observado algum material aderido nas faces de ataque e de saída, sendo que a maioria está presente em zonas cujo revestimento fora

removido e o substrato está exposto, como se pode observar pela **figura 27**. A composição do material aderido foi avaliada por EDS, confirmando que se tratava de material a maquinar (liga Inconel 718), com algum sinal de oxigénio sugerindo que parte desse material oxidou. Além disso, é possível detetar sinais de vanádio, que podem corresponder à presença de V_2O_5 , devido à presença de oxigénio detetado, e que poderá influenciar o desgaste na ferramenta, tal como explicado anteriormente. Dentro do leque de condições testadas não foi visível nenhuma tendência quanto à quantidade de Inconel 718 aderido às ferramentas.

Não foi observado um aumento considerável de material aderido entre ensaios realizados com avanços de ferramenta diferentes, nem entre ensaios realizados a comprimentos de corte distintos.

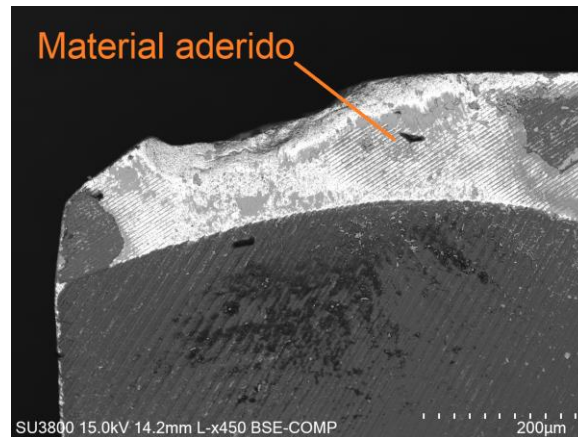


Figura 27 – Face de ataque da ferramenta V100_15 exibindo desgaste adesivo

Entre ferramentas revestidas com o filme monocamada e ferramentas revestidas com o filme multicamada não foi possível fazer uma distinção, quanto aos mecanismos de desgaste presentes. Em ambos os casos são identificados desgaste abrasivo e desgaste adesivo, sendo que só se diferenciam os revestimentos quanto à intensidade do desgaste, em particular do desgaste abrasivo, como verificado na análise do desgaste das ferramentas. Nas **figuras 28 e 29** são comparadas as vistas de topo e vistas laterais das faces de ataque das ferramentas V75_15 (a) e MV75_15 (b), que foram as que exibiram a maior desigualdade de desgaste.

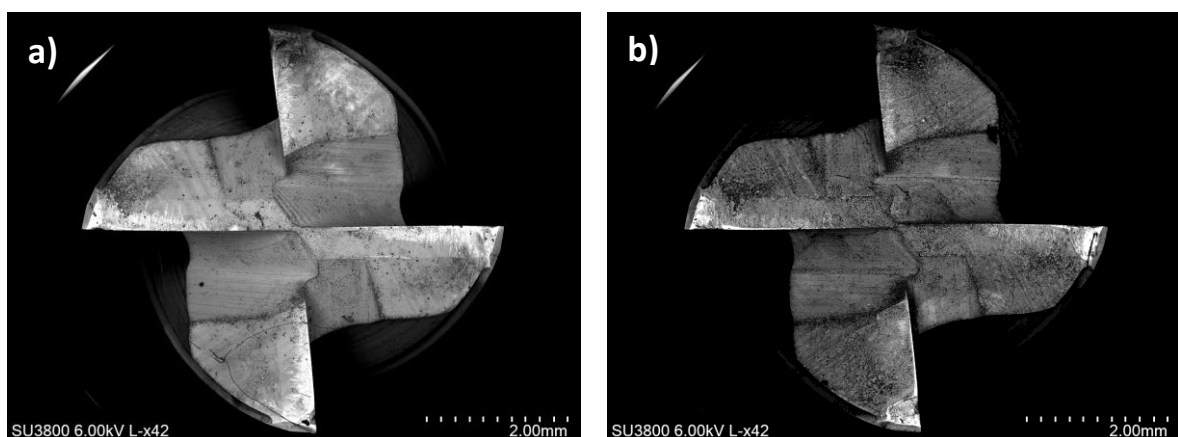


Figura 28 - Vista de topo das ferramentas V75_15 (a) e MV75_15 (b)

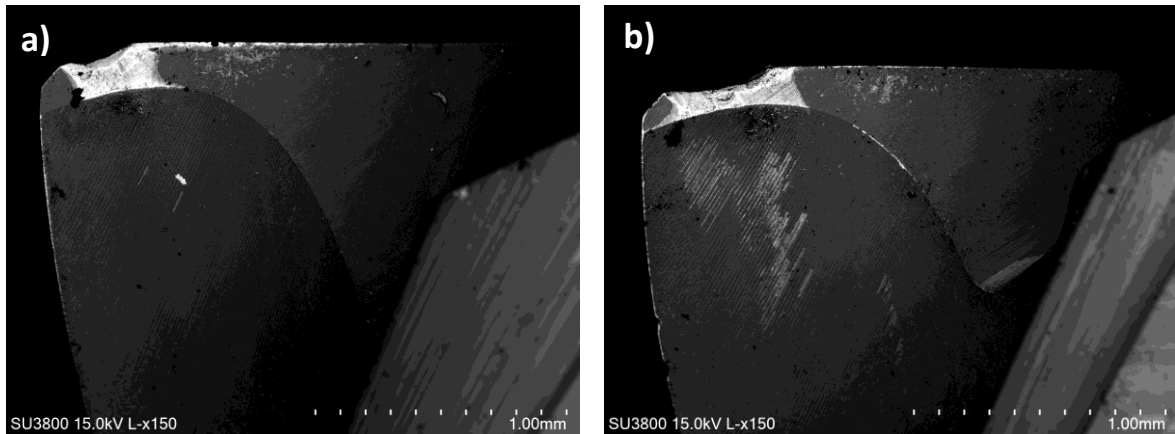


Figura 29 - Vista lateral das faces de ataque das ferramentas V75_15 (a) e MV75_15 (b)

As observações das fresas em SEM também permitem verificar que o desgaste sofrido pela ferramenta V75_15 é bastante inferior, a todos os níveis, ao desgaste da ferramenta MV75_15. A ferramenta V75_15 apresenta uma aresta de corte com uma largura de desgaste mais curta, uma menor alteração da geometria, menor quantidade de substrato removido, menor abrasão do revestimento e menos material aderido, corroborando com os dados obtidos nos ensaios de maquinagem. Deve ser aqui realçado que na zona de contacto, apesar de se detetarem sinais de vanádio e de oxigénio, a técnica de EDS não permite identificar o composto formado. No entanto, tal como recentemente explicado por Kumar et al. [85], que estudou a formação de óxidos de vanádio no contacto entre a ferramenta e a peça a maquinar, estes óxidos são normalmente formados no contacto, influenciando os mecanismos de desgaste e, conseqüentemente, o desgaste das ferramentas e a rugosidade das peças maquinadas.

página propositadamente em branco

5. CONCLUSÃO

5.1. Conclusões finais

Na presente dissertação, foi apresentado um estudo comparativo do desempenho de fresas revestidas com dois tipos de revestimentos do sistema TiAlVN, depositados com diferentes arquiteturas (monocamada e multicamada), na maquinagem de Inconel 718, assim como a caracterização dos revestimentos utilizados. Os revestimentos foram caracterizados quanto à sua composição química, morfologia, estrutura, propriedades mecânicas e resistência à oxidação. Nos ensaios de maquinagem analisou-se a influência do avanço e do comprimento de corte, bem como a influência de cada revestimento no desempenho das ferramentas.

Após a realização dos ensaios é possível concluir que os revestimentos apresentam uma composição química estequiométrica, uma morfologia colunar e uma estrutura cristalina do tipo cúbica de faces centradas.

O revestimento multicamada apresenta melhor resistência à oxidação do que o revestimento monocamada, devido à presença das camadas de TiAlN que, por um lado, retardam a difusão do vanádio e, por outro, permitem a formação de uma camada de Al_2O_3 , mais protetora do que no caso da monocamada.

No que toca aos ensaios de maquinagem foi possível relacionar o desgaste sofrido pela ferramenta com a rugosidade superficial produzida. Nestes ensaios observou-se que o avanço da ferramenta e o comprimento de corte têm influência na rugosidade superficial produzida e no desgaste da ferramenta. Foi verificado que para os ensaios com os parâmetros de corte mais severos (avanço F150 e 15 m de comprimento de corte), o desgaste das ferramentas diminui e, conseqüentemente, também a rugosidade produzida, possivelmente devido às condições no contacto ferramenta-peça que promovem a formação de óxido de vanádio. Finalmente, foi possível concluir que as ferramentas revestidas pelo revestimento monocamada têm um desempenho superior às revestidas pelo revestimento multicamada, pelo facto de apresentarem maior dureza e maior quantidade de vanádio para formar V_2O_5 , o que leva a um menor desgaste.

Da análise das ferramentas, notou-se que estas apresentam os mesmos mecanismos de desgaste. O mecanismo de desgaste predominante foi o desgaste abrasivo com algum desgaste adesivo.

5.2. Trabalhos futuros

De forma a complementar o trabalho aqui apresentado, no futuro poder-se-ão explorar as seguintes ideias:

Estudar a influência da adição crescente de vanádio nas propriedades dos revestimentos monocamada e multicamada e avaliar qual a solução que possibilite um maior tempo de vida útil às ferramentas.

Variar o período das multicamadas de forma a produzir revestimentos com melhores propriedades mecânicas e tribológicas. Estes revestimentos deverão ser posteriormente testados quanto ao seu comportamento em maquinagem.

Análise TEM (Microscopia eletrónica de transmissão) da distribuição de vanádio no revestimento após maquinação, para averiguar se as multicamadas permitem um bloqueio efetivo da difusão de vanádio da zona interior do revestimento que sobreviveu durante maquinação.

Estudar o efeito da presença de V_2O_5 no contacto entre a ferramenta de corte e a peça maquinada. Realizar também ensaios de maquinação a seco e comparar com revestimentos industriais para averiguar a potencialidade destes revestimentos em operações de maquinação onde o uso de lubrificantes líquidos seja proibitivo.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] E. O. Ezugwu, "Key improvements in the machining of difficult-to-cut aerospace superalloys," *Int J Mach Tools Manuf*, vol. 45, no. 12–13, pp. 1353–1367, Oct. 2005, doi: 10.1016/J.IJMACHTOOLS.2005.02.003.
- [2] M. Gueli, J. Ma, N. Cococetta, D. Pearl, and M. P. Jahan, "Experimental investigation into tool wear, cutting forces, and resulting surface finish during dry and flood coolant slot milling of Inconel 718," *Procedia Manuf*, vol. 53, pp. 236–245, Jan. 2021, doi: 10.1016/J.PROMFG.2021.06.026.
- [3] T. Yonezawa, "Nickel-Based Alloys," in *Comprehensive Nuclear Materials: Second Edition*, Elsevier, 2020, pp. 319–354. doi: 10.1016/B978-0-12-803581-8.00676-7.
- [4] H. Khawaja and M. Moatamedi, "Selection of high performance alloy for gas turbine blade using multiphysics analysis," *International Journal of Multiphysics*, vol. 8, no. 1, pp. 91–100, Mar. 2014, doi: 10.1260/1750-9548.8.1.91.
- [5] M. P. Groover, *Fundamentals of Modern Manufacturing Materials, Processes, and Systems*, 7th ed. Wiley, 2019.
- [6] T. T. Nguyen *et al.*, "Evaluating hydrogenated nickel-titanium alloy for orthopedic implant," *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 18, pp. 1115–1123, May 2022, doi: 10.1016/J.JMRT.2022.03.025.
- [7] Seco Technical Guide, "Turning Difficult-To-Machine Alloys."
- [8] E. O. Ezugwu, "High Speed Machining of Aero-Engine Alloys," *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*, vol. 26, no. 1. Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering, pp. 1–11, 2004. doi: 10.1590/S1678-58782004000100001.
- [9] Nickel Institute, "Nickel alloys," 2022. <https://nickelinstitute.org/en/about-nickel-and-its-applications/nickel-alloys/> (accessed Nov. 28, 2022).
- [10] C. Qiu, N. J. E. Adkins, and M. M. Attallah, "Selective laser melting of Invar 36: Microstructure and properties," *Acta Mater*, vol. 103, pp. 382–395, Jan. 2016, doi: 10.1016/j.actamat.2015.10.020.
- [11] L. D. Bobbio *et al.*, "Additive manufacturing of a functionally graded material from Ti-6Al-4V to Invar: Experimental characterization and thermodynamic calculations," *Acta Mater*, vol. 127, pp. 133–142, Apr. 2017, doi: 10.1016/j.actamat.2016.12.070.
- [12] S. H. Kim, S. G. Choi, W. K. Choi, and E. S. Lee, "Surface characteristics of invar alloy according to micro-pulse electrochemical machining," *Materiali in Tehnologije*, vol. 51, no. 5, pp. 745–749, 2017, doi: 10.17222/mit.2016.187.
- [13] F. Erden, B. Akgul, I. Danaci, and M. R. Oner, "Thermoelectric and thermomechanical properties of invar 36: Comparison with common thermoelectric materials," *J Alloys Compd*, vol. 932, Jan. 2023, doi: 10.1016/j.jallcom.2022.167690.

- [14] E. Aldalur, A. Suárez, and F. Veiga, "Thermal expansion behaviour of Invar 36 alloy parts fabricated by wire-arc additive manufacturing," *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 19, pp. 3634–3645, Jul. 2022, doi: 10.1016/j.jmrt.2022.06.114.
- [15] N. S. Ross, M. Ganesh, D. Srinivasan, M. K. Gupta, M. E. Korkmaz, and J. B. Krolczyk, "Role of sustainable cooling/lubrication conditions in improving the tribological and machining characteristics of Monel-400 alloy," *Tribol Int*, vol. 176, Dec. 2022, doi: 10.1016/j.triboint.2022.107880.
- [16] Y. Küçük, K. M. Döleker, M. S. Gök, S. Dal, Y. Altınay, and A. Erdoğan, "Microstructure, hardness and high temperature wear characteristics of boronized Monel 400," *Surf Coat Technol*, vol. 436, Apr. 2022, doi: 10.1016/j.surfcoat.2022.128277.
- [17] Y. Zhu, H. Liu, D. Zhang, J. Wang, and F. Yan, "Effect of polarization potentials on tribocorrosion behavior of Monel 400 alloy in seawater environment," *Tribol Int*, vol. 168, Apr. 2022, doi: 10.1016/j.triboint.2022.107445.
- [18] M. Kukliński, A. Bartkowska, and D. Przystacki, "Investigation of laser heat treated Monel 400," in *MATEC Web of Conferences*, EDP Sciences, Oct. 2018. doi: 10.1051/mateconf/201821902005.
- [19] N. Beseekar and B. Bhattacharyya, "Experimental investigation and characterization of NiTiNol shape memory alloy during wire electrochemical machining," *J Manuf Process*, vol. 81, pp. 346–361, Sep. 2022, doi: 10.1016/j.jmapro.2022.07.019.
- [20] S. v. Angadi, S. H. Nayak, R. K. Ranjith, A. Buradi, and S. P. S. Yadav, "Recent advancements in the manufacture of nitinol including its characterization and properties," *Mater Today Proc*, vol. 62, pp. 9–17, Jan. 2022, doi: 10.1016/j.matpr.2022.01.382.
- [21] O. Pereira, A. Celaya, G. Urbikain, A. Rodríguez, A. Fernández-Valdivielso, and L. Noberto López de Lacalle, "CO2 cryogenic milling of Inconel 718: cutting forces and tool wear," *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 9, no. 4, pp. 8459–8468, Jul. 2020, doi: 10.1016/J.JMRT.2020.05.118.
- [22] B. Kursuncu, H. Caliskan, S. Y. Guven, and P. Panjan, "Wear behavior of multilayer nanocomposite TiAlSiN/TiSiN/TiAlN coated carbide cutting tool during face milling of inconel 718 superalloy," *Journal of Nano Research*, vol. 47, pp. 11–16, 2017, doi: 10.4028/www.scientific.net/JNanoR.47.11.
- [23] A. Bhatt, H. Attia, R. Vargas, and V. Thomson, "Wear mechanisms of WC coated and uncoated tools in finish turning of Inconel 718," *Tribol Int*, vol. 43, no. 5–6, pp. 1113–1121, May 2010, doi: 10.1016/J.TRIBOINT.2009.12.053.
- [24] N. Ostrowicki, A. Kaim, D. Gross, and N. Hanenkamp, "Effect of various cooling lubricant strategies on turning Inconel 718 with different cutting materials," *Procedia CIRP*, vol. 101, pp. 350–353, Jan. 2021, doi: 10.1016/J.PROCIR.2021.02.037.
- [25] M. K. Verma and A. Srivastava, "Investigation about machining issues in turning process of EN-31 steel," in *Materials Today: Proceedings*, Elsevier Ltd, 2021, pp. 2361–2364. doi: 10.1016/j.matpr.2021.10.238.

- [26] V. F. C. Sousa, "Fresagem de uma liga de DSS (LDX2101): Estudo comparativo do desgaste de ferramentas com diferentes geometrias e revestimentos PVD," Instituto Superior de Engenharia do Porto, Porto, 2021. [Online]. Available: <http://hdl.handle.net/10400.22/20254>
- [27] R. B. D. Pereira, L. C. Brandão, A. P. de Paiva, J. R. Ferreira, and J. P. Davim, "A review of helical milling process," *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, vol. 120. Elsevier Ltd, pp. 27–48, Sep. 01, 2017. doi: 10.1016/j.ijmachtools.2017.05.002.
- [28] R. A. Mali, T. V. K. Gupta, and J. Ramkumar, "A comprehensive review of free-form surface milling— Advances over a decade," *Journal of Manufacturing Processes*, vol. 62. Elsevier Ltd, pp. 132–167, Feb. 01, 2021. doi: 10.1016/j.jmapro.2020.12.014.
- [29] D. Chuchala, M. Dobrzynski, D. Y. Pimenov, K. A. Orłowski, G. Krolczyk, and K. Giasin, "Surface roughness evaluation in thin en aw-6086-t6 alloy plates after face milling process with different strategies," *Materials*, vol. 14, no. 11, Jun. 2021, doi: 10.3390/ma14113036.
- [30] D. Y. Pimenov, M. Kumar Gupta, L. R. R. da Silva, M. Kiran, N. Khanna, and G. M. Krolczyk, "Application of measurement systems in tool condition monitoring of Milling: A review of measurement science approach," *Measurement: Journal of the International Measurement Confederation*, vol. 199. Elsevier B.V., Aug. 01, 2022. doi: 10.1016/j.measurement.2022.111503.
- [31] J. P. F. Castanheira, "Estudo Comparativo dos Mecanismos de Desgaste em Ferramentas Revestidas e não Revestidas na Fresagem de uma Liga de Cobre-Berílio," Instituto Superior de Engenharia do Porto, 2021. [Online]. Available: <http://hdl.handle.net/10400.22/19648>
- [32] C. S. Kumar, "Effect of Surface Modifications on the Hard Turning Performance of Al₂O₃/TiCN Mixed Ceramic Cutting Tools Mechanical Engineering," 2018.
- [33] After Almond, "Proceedings of the International Conference on Improved Performance of Tool Materials," Apr. 1981, pp. 161–169.
- [34] E. O. Ezugwu, J. Bonney, and Y. Yamane, "An overview of the machinability of aeroengine alloys," *J Mater Process Technol*, vol. 134, no. 2, pp. 233–253, Mar. 2003, doi: 10.1016/S0924-0136(02)01042-7.
- [35] I. A. Choudhury and M. A. El-Baradie, "Machinability of nickel-base super alloys: a general review," *J Mater Process Technol*, vol. 77, no. 1–3, pp. 278–284, May 1998, doi: 10.1016/S0924-0136(97)00429-9.
- [36] J. Paulo Davim, "Machining of Titanium Alloys," Springer, Heidelberg, 2014. doi: 10.1007/978-3-662-43902-9.
- [37] F. Klocke, *Manufacturing Processes 1*. Berlím: Springer, 2011.
- [38] Y. Zhou and W. Xue, "A multisensor fusion method for tool condition monitoring in milling," *Sensors*, vol. 18, no. 11, Nov. 2018, doi: 10.3390/s18113866.

- [39] N. Ghosh *et al.*, “Estimation of tool wear during CNC milling using neural network-based sensor fusion,” *Mech Syst Signal Process*, vol. 21, no. 1, pp. 466–479, Jan. 2007, doi: 10.1016/j.ymssp.2005.10.010.
- [40] C. Zhou, K. Guo, and J. Sun, “An integrated wireless vibration sensing tool holder for milling tool condition monitoring with singularity analysis,” *Measurement (Lond)*, vol. 174, Apr. 2021, doi: 10.1016/j.measurement.2021.109038.
- [41] M. K. Liu, Y. H. Tseng, and M. Q. Tran, “Tool wear monitoring and prediction based on sound signal,” *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 103, no. 9–12, pp. 3361–3373, Aug. 2019, doi: 10.1007/s00170-019-03686-2.
- [42] P. Kovac, M. Gostimirovic, D. Rodic, and B. Savkovic, “Using the temperature method for the prediction of tool life in sustainable production,” *Measurement (Lond)*, vol. 133, pp. 320–327, Feb. 2019, doi: 10.1016/j.measurement.2018.09.074.
- [43] K. A. Masalimov, R. A. Munasypov, S. I. Fetsak, and R. G. Kudoyarov, “Diagnostics of the Tool Condition in Metal-Cutting Machines by Means of Recurrent Neural Networks,” *Russian Engineering Research*, vol. 41, no. 3, pp. 252–256, Mar. 2021, doi: 10.3103/S1068798X21030102.
- [44] A. Marques, M. Paipa Suarez, W. Falco Sales, and Á. Rocha Machado, “Turning of Inconel 718 with whisker-reinforced ceramic tools applying vegetable-based cutting fluid mixed with solid lubricants by MQL,” *J Mater Process Technol*, vol. 266, pp. 530–543, Apr. 2019, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2018.11.032.
- [45] M. Danish *et al.*, “An experimental investigations on effects of cooling/lubrication conditions in micro milling of additively manufactured Inconel 718,” *Tribol Int*, vol. 173, p. 107620, Sep. 2022, doi: 10.1016/J.TRIBOINT.2022.107620.
- [46] J. Sharma and B. S. Sidhu, “Investigation of effects of dry and near dry machining on AISI D2 steel using vegetable oil,” *J Clean Prod*, vol. 66, pp. 619–623, Mar. 2014, doi: 10.1016/j.jclepro.2013.11.042.
- [47] M. H. Cetin, B. Ozelik, E. Kuram, and E. Demirbas, “Evaluation of vegetable based cutting fluids with extreme pressure and cutting parameters in turning of AISI 304L by Taguchi method,” *J Clean Prod*, vol. 19, no. 17–18, pp. 2049–2056, Nov. 2011, doi: 10.1016/j.jclepro.2011.07.013.
- [48] H. A. Kishawy, “Self-Propelled Rotary Tool,” in *CIRP Encyclopedia of Production Engineering*, Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2018, pp. 1–5. doi: 10.1007/978-3-642-35950-7_16820-1.
- [49] V. F. C. Sousa, F. J. G. da Silva, G. F. Pinto, A. Baptista, and R. Alexandre, “Characteristics and wear mechanisms of tialn-based coatings for machining applications: A comprehensive review,” *Metals*, vol. 11, no. 2. MDPI AG, pp. 1–49, 2021. doi: 10.3390/met11020260.
- [50] V. F. C. Sousa and F. J. G. Silva, “Recent advances on coated milling tool technology-a comprehensive review,” *Coatings*, vol. 10, no. 3, Mar. 2020, doi: 10.3390/coatings10030235.

- [51] H. Caliskan, P. Panjan, and C. Kurbanoglu, "Hard Coatings on Cutting Tools and Surface Finish," in *Comprehensive Materials Finishing*, Elsevier Inc., 2017, pp. 230–242. doi: 10.1016/B978-0-12-803581-8.09178-5.
- [52] H. O. Gekonde and S. v. Subramanian, "Tribology of tool–chip interface and tool wear mechanisms," *Surf Coat Technol*, vol. 149, no. 2–3, pp. 151–160, Jan. 2002, doi: 10.1016/S0257-8972(01)01488-8.
- [53] Y. Y. Chang and H. M. Lai, "Wear behavior and cutting performance of CrAlSiN and TiAlSiN hard coatings on cemented carbide cutting tools for Ti alloys," *Surf Coat Technol*, vol. 259, no. PB, pp. 152–158, Nov. 2014, doi: 10.1016/J.SURFCOAT.2014.02.015.
- [54] K. Yang *et al.*, "Effect of Mo content on the structure and mechanical properties of TiAlMoN films deposited on WC–Co cemented carbide substrate by magnetron sputtering," *Int J Refract Metals Hard Mater*, vol. 52, pp. 29–35, Sep. 2015, doi: 10.1016/J.IJRMHM.2015.04.016.
- [55] R. Aninat *et al.*, "Addition of Ta and Y in a hard Ti–Al–N PVD coating: Individual and conjugated effect on the oxidation and wear properties," *Corros Sci*, vol. 156, pp. 171–180, Aug. 2019, doi: 10.1016/J.CORSCI.2019.04.042.
- [56] B. Yang, J. He, G. Zhang, and J. Guo, "Chapter 1 - Introduction; Chapter 2 - Vanadium and its compounds," in *Vanadium*, B. Yang, J. He, G. Zhang, and J. Guo, Eds., Elsevier, 2021, pp. 1–32. doi: <https://doi.org/10.1016/B978-0-12-818898-9.00002-4>.
- [57] Y. X. Xu, L. Chen, F. Pei, J. L. Yue, and Y. Du, "Thermal stability and oxidation resistance of V-alloyed TiAlN coatings," *Ceram Int*, vol. 44, no. 2, pp. 1705–1710, Feb. 2018, doi: 10.1016/J.CERAMINT.2017.10.100.
- [58] J. Zhang, L. Chen, and Y. Kong, "The microstructural, mechanical and thermal properties of TiAlVN, TiAlSiN monolithic and TiAlVN/TiAlSiN multilayered coatings," *J Alloys Compd*, vol. 899, p. 163332, Apr. 2022, doi: 10.1016/J.JALLCOM.2021.163332.
- [59] W. Tillmann, S. Momeni, and F. Hoffmann, "A study of mechanical and tribological properties of self-lubricating TiAlVN coatings at elevated temperatures," *Tribol Int*, vol. 66, pp. 324–329, Oct. 2013, doi: 10.1016/J.TRIBOINT.2013.06.007.
- [60] Z. Zhou, W. M. Rainforth, Q. Luo, P. E. Hovsepian, J. J. Ojeda, and M. E. Romero-Gonzalez, "Wear and friction of TiAlN/VN coatings against Al₂O₃ in air at room and elevated temperatures," *Acta Mater*, vol. 58, no. 8, pp. 2912–2925, May 2010, doi: 10.1016/J.ACTAMAT.2010.01.020.
- [61] K. Pandey and S. Datta, "Performance of Si-doped TiAlxN supernitride coated carbide tool during dry machining of Inconel 718 superalloy," *J Manuf Process*, vol. 84, pp. 1258–1273, Dec. 2022, doi: 10.1016/j.jmapro.2022.10.078.
- [62] L. Settineri, M. G. Faga, and B. Lerga, "Properties and performances of innovative coated tools for turning inconel," *Int J Mach Tools Manuf*, vol. 48, no. 7–8, pp. 815–823, Jun. 2008, doi: 10.1016/j.ijmachtools.2007.12.007.

- [63] S. K. T. *et al.*, “Comparative evaluation of performances of TiAlN, AlCrN, TiAlN/AlCrN coated carbide cutting tools and uncoated carbide cutting tools on turning Inconel 825 alloy using Grey Relational Analysis,” *Sens Actuators A Phys*, vol. 279, pp. 331–342, Aug. 2018, doi: 10.1016/j.sna.2018.06.041.
- [64] S. Grigoriev *et al.*, “Influence of tribological properties of Zr-ZrN-(Zr,Cr,Al)N and Zr-ZrN-(Zr,Mo,Al)N multilayer nanostructured coatings on the cutting properties of coated tools during dry turning of Inconel 718 alloy,” *Wear*, vol. 512–513, Jan. 2023, doi: 10.1016/j.wear.2022.204521.
- [65] I. Uçun, K. Aslantas, and F. Bedir, “The performance Of DLC-coated and uncoated ultra-fine carbide tools in micromilling of Inconel 718,” *Precis Eng*, vol. 41, pp. 135–144, Jul. 2015, doi: 10.1016/j.precisioneng.2015.01.002.
- [66] “ISO 4288:1996 Geometrical Product Specifications (GPS) — Surface texture: Profile method — Rules and procedures for the assessment of surface texture.”
- [67] “ISO 8688-2:1986 – Tool-life testing in milling – Part 2: End milling.”
- [68] N. Eguchi, V. Grajewski, H. H. Uchida, and E. Fromm, “Sputter cleaning of iron substrates and contamination of TiN coatings studied by in situ Auger electron spectroscopy measurements in an ultrahigh vacuum physical vapour deposition apparatus,” *Materials Science and Engineering: A*, vol. 139, pp. 339–344, 1991, doi: [https://doi.org/10.1016/0921-5093\(91\)90638-4](https://doi.org/10.1016/0921-5093(91)90638-4).
- [69] V. Grajewski, H. H. Uchida, and E. Fromm, “Oxygen contamination of metal films produced by vacuum deposition,” *Thin Solid Films*, vol. 193–194, pp. 990–998, 1990, doi: [https://doi.org/10.1016/0040-6090\(90\)90254-B](https://doi.org/10.1016/0040-6090(90)90254-B).
- [70] G. Mauer and R. Vaßen, “Coatings with Columnar Microstructures for Thermal Barrier Applications,” *Adv Eng Mater*, vol. 22, no. 6, p. 1900988, 2020, doi: <https://doi.org/10.1002/adem.201900988>.
- [71] C. WANG, S. OU, and S. CHIOU, “Microstructures of TiN, TiAlN and TiAlVN coatings on AISI M2 steel deposited by magnetron reactive sputtering,” *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, vol. 24, no. 8, pp. 2559–2565, 2014, doi: [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(14\)63383-5](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(14)63383-5).
- [72] J. H. Ouyang, T. Murakami, and S. Sasaki, “High-temperature tribological properties of a cathodic arc ion-plated (V,Ti)N coating,” *Wear*, vol. 263, no. 7, pp. 1347–1353, 2007, doi: <https://doi.org/10.1016/j.wear.2006.12.031>.
- [73] W. Y. H. Liew, H. P. Lim, G. J. H. Melvin, J. Dayou, and Z. T. Jiang, “Thermal stability, mechanical properties, and tribological performance of TiAlXN coatings: understanding the effects of alloying additions,” *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 17, pp. 961–1012, Mar. 2022, doi: 10.1016/J.JMRT.2022.01.005.
- [74] F. Fernandes, A. Loureiro, T. Polcar, and A. Cavaleiro, “The effect of increasing v content on the structure, mechanical properties and oxidation resistance of Ti-Si-V-N films deposited by DC reactive magnetron sputtering,” *Appl Surf Sci*, vol. 289, pp. 114–123, Jan. 2014, doi: 10.1016/j.apsusc.2013.10.117.

- [75] E. Zalnezhad, A. A. D. Sarhan, and M. Hamdi, "Optimizing the PVD TiN thin film coating's parameters on aerospace AL7075-T6 alloy for higher coating hardness and adhesion with better tribological properties of the coating surface," *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 64, no. 1, pp. 281–290, 2013, doi: 10.1007/s00170-012-4022-6.
- [76] M. Sivapragash, P. Kumaradhas, S. C. Vettivel, and B. S. J. Retnam, "Optimization of PVD process parameter for coating AZ91D magnesium alloy by Taguchi grey approach," *Journal of Magnesium and Alloys*, vol. 6, no. 2, pp. 171–179, 2018, doi: <https://doi.org/10.1016/j.jma.2018.02.004>.
- [77] M. Stueber, H. Holleck, H. Leiste, K. Seemann, S. Ulrich, and C. Ziebert, "Concepts for the design of advanced nanoscale PVD multilayer protective thin films," *J Alloys Compd*, vol. 483, no. 1–2, pp. 321–333, Aug. 2009, doi: 10.1016/j.jallcom.2008.08.133.
- [78] K. E. B. Ozcelik, Prof. E. Demirbas, and E. Şık, "Effects of the Cutting Fluid Types and Cutting Parameters on Surface Roughness and Thrust Force," *Lecture Notes in Engineering and Computer Science*, vol. 2, Jun. 2010.
- [79] S. M. Darwish, "The impact of the tool material and the cutting parameters on surface roughness of supermet 718 nickel superalloy," *J Mater Process Technol*, vol. 97, no. 1, pp. 10–18, 2000, doi: [https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(99\)00365-9](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(99)00365-9).
- [80] E. Kılıçkap, O. Çakır, M. Aksoy, and A. İnan, "Study of tool wear and surface roughness in machining of homogenised SiC-p reinforced aluminium metal matrix composite," *J Mater Process Technol*, vol. 164–165, pp. 862–867, 2005, doi: <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2005.02.109>.
- [81] G. Zhang, J. Zhang, G. Fan, C. Xu, and J. Du, "The effect of chip formation on the cutting force and tool wear in high-speed milling Inconel 718," *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2023, doi: 10.21203/rs.3.rs-2366266/v1.
- [82] S. Sun, M. Brandt, and M. S. Dargusch, "Effect of tool wear on chip formation during dry machining of Ti-6Al-4V alloy, part 1: Effect of gradual tool wear evolution," *Proc Inst Mech Eng B J Eng Manuf*, vol. 231, no. 9, pp. 1559–1574, 2017, doi: 10.1177/0954405415599956.
- [83] M. S. H. Bhuiyan, I. A. Choudhury, and M. Dahari, "Monitoring the tool wear, surface roughness and chip formation occurrences using multiple sensors in turning," *J Manuf Syst*, vol. 33, no. 4, pp. 476–487, 2014, doi: <https://doi.org/10.1016/j.jmsy.2014.04.005>.
- [84] V. P. Astakhov and J. P. Davim, "Tools (Geometry and Material) and Tool Wear," in *Machining: Fundamentals and Recent Advances*, J. P. Davim, Ed., London: Springer London, 2008, pp. 29–57. doi: 10.1007/978-1-84800-213-5_2.
- [85] C. S. Kumar, G. Urbikain, L. N. L. de Lacalle, S. Gangopadhyay, and F. Fernandes, "Investigating the effect of novel self-lubricant TiSiVN films on topography, diffusion and oxidation phenomenon at the chip-tool interface during dry machining of Ti-6Al-

4V alloy," *Tribol Int*, vol. 186, p. 108604, 2023, doi:
<https://doi.org/10.1016/j.triboint.2023.108604>.

ANEXO A – DATASHEET DO MATERIAL MAQUINADO – INCONEL 718



Bon de livraison / Packing list

60039254

Date du document 16.03.2021

Adresse d'enlèvement / Pick up address 4 Route de Senlis 60330 Le Plessis-Belleville Hall de chargement / Loading Hall HALL 1 Type de camion / Type of truck Camion débâtable par le toit Conditions de livraison / Delivery terms Type de transport / Transport type: Mode de transport / Transport mode: Incoterms: DAP GRANDOLA		N° doc de livraison / Delivery doc N° 60039254 N° commande client / Customer order N° EFC 2021/11 IT.3 N° commande de vente / Sales order N° 8042739 Code client / Customer reference 3000392 Contact PSD Tel:	
Adresse de livraison / Delivery address PSD PORTUGAL RUA PADRE BARNABE ALFONSO BARRADOS N° 12A 7570-281 GRÂNDOLA Portugal			
Poste Item 10 INCO718 RO SLHT 158,00 CAR Nomenclature Douanière / HS Code : 75051200 / Article client: 3HSM_INCO718 Heat # : 814172 Batch # : W48095 ✓ Origin : UNITED STATES OF AMERICA Etat MIS EN SOLUTION - SLHT ABS 5443 AMS 5662 1 bar 1000 mm Item N° 3	Produit Product 1 (M)	Qté (Unité vente) Qty (Sales unit) 162	Poids net (KG) Lot Net weight 39540
20 SER_TRA TRANSPORT	1 (Pce)	1	
Liste de colisage / Packing List 1 PARCEL 168 KGS 1000 X 300 X 300 mm		Poids net total/total net weight 162 KG	
Exonération de TVA, expédition selon article 262 ter I du CGI / Exemption from VAT, shipment according to 262 ter I clause of the French Tax Regulations.			

CERTIFICATE OF TESTS

CERT SERIAL# 000869080

ABNAHMEPRUEFZEUGNIS CERTIFICAT DE CONTROLE



CARPENTER

Carpenter Technology Corporation
101 West Bern Street, Reading, Pa. 19601

• THE RECORDING OF FALSE, FICTITIOUS OR FRAUDULENT ENTRIES ON THIS DOCUMENT MAY BE PUNISHED AS A FELONY UNDER FEDERAL STATUTES INCLUDING FEDERAL LAW, TITLE 18, CHAPTER 47.
• THE VALUES AND OTHER TECHNICAL DATA REPRESENT THE RESULTS OF ANALYSES AND TESTS MADE ON SAMPLES COLLECTED FROM THE LOT. ORIGINAL DATA RECORDS CAN BE TRACED BY CARPENTER ORDER NUMBER.
• MATERIAL IS MANUFACTURED FREE FROM MERCURY, RADIUM, ALPHA AND GAMMA SOURCE CONTAMINATION.
• THIS DOCUMENT SHALL NOT BE REPRODUCED, EXCEPT IN FULL, WITHOUT THE WRITTEN CONSENT OF CARPENTER TECHNOLOGY CORPORATION.

PSD
PARIS SAINT-DENIS AÉRO
5 avenue Georges Bataille
B.P. 30070
60674 Le Plessis Belleville Cedex
Tél. 03 44 60 71 53

1 OF 4

CLIENT: *Alstom*

N° Cde: *FFC 2024/111163*

LIEU: *Portbou*

BL: *FFC 2024/111163*

Nb éléments: *1*

Masse: *1628g*

CUSTOMER ORDER NO./RESELL-NR./N° DE COMMANDE	CARPENTER NO./SERIES-NR./N° DE REFERENCE INTERNE	DATE/DATUM/DATE	WEIGHT/GEWICHT/POIDS
	W48095 ✓	04/19/13	

HEAT NUMBER / SCHMELZE-NR. / N° DE COULEE: 814172 ✓

PRODUCT DESCRIPTION: VIM/VAR HIGH COLUMBIUM-DISK QUALITY 718 SOLUTION ANNEALED
SMOOTH TURNED
COMMODITY CODE: 7505.12.0000
PART NUMBER: ABS5443B158

SPECIFICATION: AIRBUS ABS 5443 REV 2 (10/ /05)
AIRBUS AIMS 02-02-000 REV 3 (07/ /10)
AIRBUS AIMS 02-02-002 ISS 3 (07/ /10)
AIRBUS IPS02-02-002-02 ISS 2 DRAFT 1 (04/17/09)
AMS 5662 (REAFFIRMED) REV M (06/ /09)

SIZE 158.00 MM (6.220400 IN.) RD BAR INGOTS #1 & 2

PRIMARY HEAT CHEMISTRY(WTZ): (TEST METHOD IS SHOWN IN PARENTHESIS)

C (COM) ✓	MN(XRF) ✓	0.09	SI(XRF) ✓	0.009	P (OES) ✓	LT .0005	S (COM) ✓	17.94	CR(XRF) ✓
NI(XRF) ✓	MO(XRF) ✓	2.90	CU(XRF) ✓	0.05	CO(XRF) ✓	0.52	AL(OES) ✓	1.00	TI(OES) ✓
CB(XRF) ✓	TA(OES) ✓	0.01	B (OES) ✓	0.0040	CB+TA ✓	5.3	AG(OES) ✓	LT .0002	BI(MS) ✓
FE(XRF) ✓	PB(MS)	17.67	LT .0003						LT .00003

MATERIAL VISUAL AND DIMENSIONAL INSPECTED - ACCEPTABLE.

MATERIAL ULTRASONICALLY INSPECTED IMMERSION METHOD - ACCEPTABLE PER CARPENTER PROCEDURE: B-UT-I-604 REV 4, TECHNICAL ADDENDUM 65, REV 0 WHICH SATISFIES AMS-STD-2154, CLASS AA

MANUFACTURING DATA CARD CTC-ABSAS-718-1 REV 2

MILL HEAT TREATMENT:
TYPE ANNEAL
TEMP 1778F (970C)
TIME (BATCH FURNACE) 1.00 HOURS
QUENCH WATER

MACROETCH: TESTED TO ASTM-A-604; MAXIMUM VALUES ARE 1A, 2A, 3A, 4A

HARDNESS AS SHIPPED, HBW - 250 / 227 (MIDRADIUS)
THE INDENTATION MEASURING DEVICE WAS A TYPE A.

CONTINUED ON NEXT PAGE

This certification is made to the customer printed on this form. Carpenter neither makes, nor assumes responsibility for, any representation or certification to other parties. Die vorliegende Zertifikatsangabe ist nur für den in diesem Formular genannten Kunden gültig. Carpenter übernimmt gegenüber Dritten keine Verantwortung. Folgende Angabe ist nur ein Hinweis auf die Verantwortung für die Ausführung der Arbeit. Die Verantwortung für die Ausführung der Arbeit liegt bei dem Auftraggeber. Ce certificat est uniquement valable pour le client dont le nom est imprimé sur ce formulaire. Carpenter n'assume pas de responsabilité pour une certification, une vérification ou une licence performée par d'autres personnes.

CERTIFICATE OF TESTS

CERT SERIAL# 000869080



CARPENTER

Carpenter Technology Corporation
101 West Bern Street, Reading, Pa. 19601

ABNAHMEPRUEFZEUGNIS CERTIFICAT DE CONTROLE

THE RECORDING OF FALSE, FICTITIOUS OR FRAUDULENT STATEMENTS OR ENTRIES ON THIS DOCUMENT MAY BE PUNISHED AS A FELONY UNDER FEDERAL STATUTES INCLUDING FEDERAL LAW, TITLE 18, CHAPTER 47. THE RESULTS OF THE VALUES AND OTHER TECHNICAL DATA REPRESENTED HEREIN ARE THE TOTAL ANALYSES AND TESTS MADE ON SAMPLES COLLECTED FROM THE TOTAL LOT. ORIGINAL DATA RECORDS CAN BE TRACED BY REFERENCE TO THE CARPENTER ORDER NUMBER. ALPHA AND GAMMA MATERIAL IS MANUFACTURED FREE FROM MERCURY, RADIUM, AND SOURCE CONTAMINATION. IN FULL, THIS DOCUMENT SHALL NOT BE REPRODUCED, EXCEPT WITHOUT THE WRITTEN CONSENT OF CARPENTER TECHNOLOGY CORPORATION.

PAGE 2 OF 4

PARIS ST DENIS AERO
5 BIS AVENUE GEORGES BATAILLE
BP 70
PLESSIS BELLEVILLE
FRANCE
60330

CUSTOMER ORDER NO./BESTELL-NR./N° DE COMMANDE	CARPENTER NO./WERKS-NR./N° DE REFERENCE INTERNE	DATE/DATUM/DATE	WEIGHT/GEWICHT/POIDS
	W48095 ✓	04/19/13	

HEAT NUMBER / SCHMELZE-NR. / N° DE COULEE: 814172
MICROSTRUCTURE ACCEPTABLE - NO LAVES PHASE AND BANDING OF ACICULAR PHASE (KALLINGS)

LOCATION	GRAIN SIZE (KALLINGS)		CENTER
	SURFACE	MIDRADIUS	
1A	10	8	7/ 8
1A0	8	7	6
1X0	7	6	6
1X	7/ 9	6	5/ 6
2A	10	--	6
2X	9	--	7

CAPABILITY

1325 F (718 C), 08 HR FURNACE COOL
1150 F (621 C), 08 HR AIR COOL

COMBINATION STRESS RUPTURE
TEST TEMP 1200 F (649 C)
STRESS, MPA (KSI) 689 (100.0)
ELONGATION % 30.3
HOURS 57.2

AFTER MINIMUM TIME UNDER SPECIFIED STRESS, THE STRESS RUPTURE TEST WAS OVERLOADED IN INCREMENTS AS FOLLOWS:

TOTAL HOURS	STRESS MPA (KSI)
24	724 (105.0)
32	758 (110.0)
40	793 (115.0)
48	827 (120.0)
56	862 (125.0)

CONTINUED ON NEXT PAGE

This certification is made to the customer printed on this form. Carpenter neither makes, nor assumes responsibility for, any representation or certification to other parties. Die vorliegende Zertifizierung ist nur für den in diesem Formular genannten Kunden gültig. Carpenter übernimmt gegenüber Dritten keinerlei Haftung für die ausgearbeiteten Daten oder Zertifizierungen. Ce certificat est uniquement valable pour le client dont le nom est imprimé sur ce formulaire. Carpenter n'assume pas de responsabilité pour une certification vis-à-vis d'une tierce personne.

CERTIFICATE OF TESTS

CERT SERIAL# 000869080



CARPENTER

Carpenter Technology Corporation
101 West Betn Street, Reading, Pa. 19601

ABNAHMEPRUEFZEUGNIS CERTIFICAT DE CONTROLE

• THE RECORDING OF FALSE, FICTITIOUS OR FRAUDULENT ENTRIES ON THIS DOCUMENT MAY BE PUNISHED AS A FELONY UNDER FEDERAL STATUTES INCLUDING FEDERAL LAW, TITLE 18, CHAPTER 47.
• THE VALUES AND OTHER TECHNICAL DATA REPRESENT THE RESULTS OF ANALYSES AND TESTS MADE ON SAMPLES COLLECTED FROM THE TOTAL LOT. ORIGINAL DATA RECORDS CAN BE TRACED BY CARPENTER ORDER NUMBER.
• MATERIAL IS MANUFACTURED FREE FROM MERCURY, RADIUM, ALPHA AND GAMMA SOURCE CONTAMINATION.
• THIS DOCUMENT SHALL NOT BE REPRODUCED, EXCEPT IN FULL, WITHOUT THE WRITTEN CONSENT OF CARPENTER TECHNOLOGY CORPORATION.

PAGE 3 OF 4

PARIS ST DENIS AERO
5 BIS AVENUE GEORGES BATAILLE
BP 70
PLESSIS BELLEVILLE
FRANCE

CUSTOMER ORDER NO./BESTELL-NR./N° DE COMMANDE	CARPENTER NO./MERKS-NR./N° DE REFERENCE INTERNE	DATE/DATUM/DATE	WEIGHT/GEWICHT/POIDS
	W48095 ✓	04/19/13	

HEAT NUMBER / SCHMELZE-NR. / N° DE COULEE: 814172

CAPABILITY

1325 F (718 C), 08 HR
FURNACE COOL 100°/HR. TO 1150F
1150 F (621 C), 08 HR AIR COOL

HARDNESS , HBW - 441 / 441 (MIDRADIUS)

FRACTURE TOUGHNESS: LOC: L-R K1C: 127.7 KSI SQ RT IN.

(T)RANSVERSE (L)ONGITUDINAL
YIELD STRENGTH, (0.20 %) MPA(KSI) L 1200(174.0) ✓
TENSILE STRENGTH, MPA(KSI) 1427(207.0) ✓
ELONGATION IN 2.50", % 16.0
REDUCTION OF AREA, % 37.0

(T)RANSVERSE (L)ONGITUDINAL
YIELD STRENGTH (0.20 %) MPA(KSI) T 1172(170.0) ✓
TENSILE STRENGTH, MPA(KSI) 1407(204.0) ✓
ELONGATION IN 1.25", % 12.0
REDUCTION OF AREA, % 14.0
HARDNESS , HBW 441.0

HOT TENSILE TESTED @ 1200 F (649 C)

(T)RANSVERSE (L)ONGITUDINAL
YIELD STRENGTH, (0.20 %) MPA(KSI) L 1000(145.0)
TENSILE STRENGTH, MPA(KSI) 1155(167.5)
ELONGATION IN 1.25", % 24.5
REDUCTION OF AREA, % 60.0

HOT TENSILE TESTED @ 1200 F (649 C)

(T)RANSVERSE (L)ONGITUDINAL
YIELD STRENGTH, (0.20 %) MPA(KSI) T 1014(147.0)
TENSILE STRENGTH, MPA(KSI) 1155(167.5)
ELONGATION IN 1.25", % 11.5
REDUCTION OF AREA, % 19.5

GRAIN SIZE PER ASTM E112: 8 (KALLINGS)

MICROSTRUCTURE ACCEPTABLE: NO LAVES PHASE AND BANDING OF ACICULAR PHASE (KALLINGS)

FORM 52-55A

This certification is made to the customer printed on this form. Carpenter neither makes nor assumes responsibility for any representation or certification to other parties.
Die vorliegende Zertifizierung ist für den Auftraggeber ausgestellt. Carpenter übernimmt keine Verantwortung für irgendwelche Aussagen oder Zertifizierungen an Dritte.
Ce certificat est un engagement valable pour le client dont le nom est imprimé sur ce formulaire. Carpenter n'assume pas de responsabilité pour une certification vis-à-vis d'une tierce personne.

CONTINUED ON NEXT PAGE

CERTIFICATE OF TESTS

CERT SERIAL# 000869080



CARPENTER

Carpenter Technology Corporation
101 West Bern Street, Reading, Pa. 19601

ABNAHMEPRUEFZEUGNIS CERTIFICAT DE CONTROLE

- THE RECORDING OF FALSE, FICTITIOUS OR FRAUDULENT ENTRIES ON THIS DOCUMENT MAY BE PUNISHED AS A FELONY UNDER FEDERAL STATUTES INCLUDING FEDERAL LAW, TITLE 18, CHAPTER 47.
- THE VALUES AND OTHER TECHNICAL DATA REPRESENT ANALYSES AND TESTS MADE ON SAMPLES COLLECTED FROM THE TOTAL LOT. ORIGINAL DATA RECORDS CAN BE TRACED BY REFERENCE TO THE CARPENTER ORDER NUMBER.
- MATERIAL IS MANUFACTURED FREE FROM MERCURY, RADIUM, ALPHA AND GAMMA SOURCE CONTAMINATION.
- THIS DOCUMENT SHALL NOT BE REPRODUCED, EXCEPT IN FULL, WITHOUT THE WRITTEN CONSENT OF CARPENTER TECHNOLOGY CORPORATION.

PARIS ST DENIS AERO
5 BIS AVENUE GEORGES BATAILLE
BP 70
PLESSIS BELLEVILLE
60330
FRANCE

PAGE 4 OF 4

CUSTOMER ORDER NO./BESTELL-NR./N° DE COMMANDE	CARPENTER NO./SERIES-NR./N° DE REFERENCE INTERNE	DATE/DATE/DATE	WEIGHT/BENIHT/POIDS
	W48095	04/19/13	

HEAT NUMBER / SCHMELZE-NR. / N° DE COULEE: 814172
CHEMISTRY CHECK (WT%) AT SIZE 6.782 IN.

	C	MN	SI	P	S	CR
1A (TOP)	0.022	0.08	0.08	0.010	LT .0005	18.0
1X (BOTTOM)	0.023	0.08	0.08	0.010	LT .0005	18.1
2A (TOP)	0.023	0.07	0.08	0.010	LT .0005	18.0
2X (BOTTOM)	0.022	0.08	0.08	0.010	LT .0005	18.1
	NI	MO	CU	CO	AL	N
1A (TOP)	53.95	2.9	0.1	0.2	0.51	0.0088
1X (BOTTOM)	53.83	2.9	0.1	0.2	0.51	0.0071
2A (TOP)	53.94	2.9	0.1	0.2	0.51	0.0060
2X (BOTTOM)	53.85	2.9	0.1	0.2	0.51	0.0061
	TI	CB	MG	O	B	CB+TA
1A (TOP)	0.94	5.4	0.0017	LT .0010	0.0037	5.4
1X (BOTTOM)	0.96	5.3	0.0022	LT .0010	0.0038	5.3
2A (TOP)	0.97	5.4	0.0011	LT .0010	0.0039	5.4
2X (BOTTOM)	0.96	5.3	0.0019	LT .0010	0.0040	5.3
	AG	CA	FE			
1A (TOP)	LT .0002	0.0002	17.71			
1X (BOTTOM)	LT .0002	0.0002	17.85			
2A (TOP)	LT .0002	LT .0002	17.72			
2X (BOTTOM)	LT .0002	LT .0002	17.82			
	BI	PB				
1A (TOP)	LT .0003	LT .0003				
1X (BOTTOM)	LT .0003	LT .0003				
2A (TOP)	LT .0003	LT .0003				
2X (BOTTOM)	LT .0003	LT .0003				

MATERIAL HAS BEEN MELTED AND MANUFACTURED IN THE USA WHICH IS A QUALIFYING COUNTRY TO DEARMS REQUIREMENTS 252.225-7014 WITH ALTERNATE 1 FOR QUALIFYING COUNTRY 225.872.1, SUPERSEDED BY DEARMS REQUIREMENTS DEARMS 252.225-7008 AND 252.225-7009.
THIS ORDER WAS MANUFACTURED IN ACCORDANCE WITH CARPENTER SPECIALTY ALLOYS OPERATIONS QUALITY PROGRAM MANUAL, REVISION 30 DATED 09/28/11.

CARPENTER'S QUALITY MANAGEMENT SYSTEM WAS REGISTERED AS OF NOVEMBER 24, 2010 TO THE REQUIREMENTS OF ISO 9001:2008 APPROVAL CERTIFICATE 10-1385R BY PERFORMANCE REVIEW INSTITUTE. CERTIFICATE OF TEST IS PREPARED IN ACCORDANCE WITH PARAGRAPH 3.1 OF EN 10204 (DIN 50049). WE HEREBY CERTIFY THAT THE ABOVE TEST DATA ARE IN ACCORDANCE WITH THE PURCHASE ORDER AND SPECIFICATION REQUIREMENTS, AS DOCUMENTED IN THIS CERTIFICATE OF TESTS.

TEST METHODS ARE PER THE ASTM STANDARDS ON FILE AND IN EFFECT AT TIME OF ORDER ACCEPTANCE, STANDARD PRACTICES, OR AS AGREED UPON BETWEEN CARPENTER & CUSTOMER.

ADMINISTRATOR - *Deana Kissling*
CARPENTER TECHNOLOGY CORPORATION

This certification is made to the customer printed on this form. Carpenter neither makes, nor assumes responsibility for, any representation or certification to other parties.
Die vorliegende Zertifizierung ist nur für den in diesem Formular genannten Kunden gültig. Carpenter übernimmt gegenüber Dritten keinerlei Haftung für die Darstellung dieses oder dieser Zertifikats.
Ce certificat est uniquement valable pour le client dont le nom est imprimé sur ce formulaire. Carpenter n'assume pas de responsabilité pour une certification vis à vis d'un tiers personnel.