

UNIVERSIDADE FEDERAL DE PELOTAS
CENTRO DE DESENVOLVIMENTO TECNOLÓGICO
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS

TESE



**EFEITOS DO GÁS DE PROTEÇÃO E DA ESPESSURA DO SUBSTRATO NA
USINABILIDADE DE REVESTIMENTOS DE INCONEL[®] 625 SOLDADOS PELO
PROCESSO MIG/MAG**

Rodrigo Jorge Macedo

Pelotas, 2023

Rodrigo Jorge Macedo

**EFEITOS DO GÁS DE PROTEÇÃO E DA ESPESSURA DO SUBSTRATO NA
USINABILIDADE DE REVESTIMENTOS DE INCONEL® 625 SOLDADOS PELO
PROCESSO MIG/MAG**

Tese apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Ciências e Engenharia dos Materiais da Universidade Federal de Pelotas, como requisito parcial à obtenção do título de Doutor em Ciência e Engenharia de Materiais.

Orientadora: Prof^a. Dr^a. Henara Lilian Costa Murray
Coorientador: Prof. Dr. Daniel Souza

Pelotas, 2023

Universidade Federal de Pelotas / Sistema de Bibliotecas
Catalogação na Publicação

M141e Macedo, Rodrigo Jorge

Efeitos do gás de proteção e da espessura do substrato na usinabilidade de revestimentos de Inconel® 625 soldados pelo processo MIG/MAG / Rodrigo Jorge Macedo ; Henara Lilian Costa Murray, orientadora ; Daniel Souza, coorientador. — Pelotas, 2023.

167 f. : il.

Tese (Doutorado) — Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Centro de Desenvolvimento Tecnológico, Universidade Federal de Pelotas, 2023.

1. Processo MIG/MAG. 2. Revestimentos de Inconel® 625. 3. Usinabilidade. I. Murray, Henara Lilian Costa, orient. II. Souza, Daniel, coorient. III. Título.

CDD : 620.11063

Rodrigo Jorge Macedo

**EFEITOS DO GÁS DE PROTEÇÃO E DA ESPESSURA DO SUBSTRATO NA
USINABILIDADE DE REVESTIMENTOS DE INCONEL® 625 SOLDADOS PELO
PROCESSO MIG/MAG**

Tese aprovada como requisito parcial para obtenção do grau de Doutor em Ciência e Engenharia dos Materiais, Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Departamento de Engenharia de Materiais, Centro de Desenvolvimento Tecnológico da Universidade Federal de Pelotas.

Data da Defesa: 28/08/2023

Banca examinadora:

.....
Prof^a. Dr^a. Henara Lilian Costa Murray (Orientadora). Doutora em Engineering pela University of Cambridge.

.....
Prof. Dr. José Henrique Alano (Membro interno). Doutor em Ciência e Engenharia de Materiais pela Universidade Federal de São Carlos - UFSCar.

.....
Prof. Dr. Fábio Augusto Dornelles do Amaral (Membro externo). Doutor em Engenharia pela Universidade Federal do Rio Grande do Sul - UFRGS.

.....
Prof. Dr. Flávio Galdino Xavier (Membro externo). Doutor em Engenharia pela Universidade Federal do Rio Grande do Sul - UFRGS.

.....
Prof. Dr. Gustavo Simões Teixeira (Membro externo). Doutor em Engenharia pela Universidade Federal do Rio Grande do Sul – UFRGS.

Existem muitas hipóteses em ciência que estão erradas. Isso é perfeitamente aceitável, elas são a abertura para achar as que estão certas (Carl Sagan).

Agradecimentos

Ao Programa de Pós-graduação em Ciência e Engenharia dos Materiais da UFPEL;

À minha orientadora, Prof^a Dr^a. Henara Lilian Costa Murray, por todo o seu apoio, orientação e paciência ao longo deste processo de pesquisa. Seu conhecimento e experiência foram inestimáveis para a conclusão desta tese de doutorado. Sem sua orientação, eu não teria alcançado os resultados que alcancei;

Ao meu coorientador, Prof. Dr. Daniel Souza, por sua valiosa contribuição e suporte ao longo deste processo. Suas sugestões e comentários me ajudaram a melhorar minha pesquisa e a expandir minha visão sobre o assunto;

Aos técnicos dos laboratórios de Soldagem e Usinagem da FURG, e em especial ao técnico Cristiano de Azevedo Celente pelo apoio na elaboração da programação em LabVIEW[®] e também pelo auxílio na utilização do centro de usinagem. Suas habilidades técnicas foram essenciais para a realização dos experimentos e análises de dados necessários para esta pesquisa;

Aos técnicos do Centro de Microscopia Eletrônica do Sul (CEME-SUL) da Universidade Federal do Rio Grande (FURG) Rudmar Krumreick e Caroline Ruas pela realização das imagens no MEV e dos ensaios de DRX;

À Ma. Priscila Machado Amaro, que desenvolveu seu trabalho de conclusão no curso Técnico em Fabricação Mecânica do IFRS com as análises iniciais de caracterização e diluição das amostras.

Aos meus colegas do Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Rio Grande do sul (IFRS) pelo apoio incondicional para que fosse possível a realização deste doutorado;

À minha esposa, Cláudia Pedroso Macedo e à minha filha, Sandy Pedroso Macedo, pela compreensão, paciência e amor incondicional que foram fundamentais para me manter motivado durante toda a jornada acadêmica. Sem a ajuda de vocês, não seria possível chegar tão longe.

Por fim, quero agradecer a todos aqueles que, de uma forma ou de outra, contribuíram para a conclusão desta tese de doutorado. Essa conquista é resultado do esforço coletivo e dedicação de muitas pessoas.

A todos, minha gratidão.

Resumo

MACEDO, Rodrigo J. **Efeitos do gás de proteção e da espessura do substrato na usinabilidade de revestimentos de Inconel® 625 soldados pelo processo MIG/MAG.** 2023, 167 f. Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade Federal de Pelotas, Pelotas, 2023.

A liga de Inconel® 625 é considerada uma superliga à base de níquel, muito resistente à corrosão e de difícil usinabilidade devido seu alto grau de encruamento e baixa condutividade térmica. Comercialmente a principal desvantagem do Inconel® 625 é o seu alto custo e por este motivo cada vez mais as pesquisas avançam na utilização desta liga como revestimento sobre um substrato menos nobre. Nesta pesquisa foi utilizado o processo de soldagem MIG/MAG (*Metal Inert Gás/Metal Active Gás*) devido à sua facilidade de operação, automatização e produtividade. Porém, como muitas aplicações requerem usinagem posterior à deposição do revestimento, é fundamental para a utilização do Inconel® de forma mais ampla um maior conhecimento sobre a sua usinabilidade. A interação entre a ferramenta e a peça no processo de usinagem de superligas de níquel causa severa deformação plástica na peça, que aliada à baixa condutividade térmica do material geram elevadas temperaturas e forças de corte. Assim, a proposta principal deste trabalho é avaliar as forças de usinagem em revestimentos de Inconel® 625 soldados pelo processo MIG/MAG e os efeitos que a microestrutura e diluição causam na usinabilidade dos revestimentos. Para tanto, avaliou-se como o gás de proteção e a espessura do substrato afetam a microestrutura, diluição, microdureza, rugosidade, forças de usinagem e desgaste nas ferramentas de corte. Os revestimentos foram avaliados medindo a taxa de resfriamento através de termopares, a diluição através do software *Image J*, analisando a microestrutura através de MEV/EDS (Microscópio Eletrônico de Varredura / Espectroscopia por energia Dispersiva) e difração de raio X (DRX), traçando os perfis de microdureza na região de usinagem, medindo-se as forças de usinagem via sistema de aquisição de sinais e software *LabVIEW®*, analisando os tipos e mecanismos de desgastes encontrados durante o processo de usinagem por fresamento e também medindo a rugosidade superficial das amostras após a usinagem. Os resultados mostraram que as taxas de resfriamento foram maiores nas chapas soldadas com Ar + 25% He. Já a diluição foi menor nas chapas soldadas com Ar + 25% He. Na microestrutura foi identificada uma matriz γ -Ni com fases precipitadas de Mo e Nb. As amostras soldadas com Ar + 25% He obtiveram maiores médias de forças de usinagem. Quando comparadas com relação à variação da espessura do substrato percebe-se que nas chapas soldadas com Ar + 25% He, as amostras de 9,5 mm de espessura tiveram as médias das forças de usinagem mais elevadas em relação aos substratos de 25,4 mm. As médias das microdurezas e os desgastes das ferramentas de corte foram maiores nas amostras soldadas com Ar + 25% He. Os valores de rugosidade se mostraram independentes das variáveis gás de proteção e espessura do substrato. A adição de CO₂ no gás de proteção, embora aumente a diluição, melhora as condições gerais de usinagem, obtendo assim menores forças de usinagem durante o fresamento e conseqüentemente menores desgastes nas ferramentas de corte, otimizando de uma forma geral todo o processo.

Palavras chave: Processo MIG/MAG; Revestimentos de Inconel® 625; Usinabilidade.

Abstract

MACEDO, Rodrigo J, **Effects of shielding gas and substrate thickness on the machinability of Inconel® 625 weld overlays by the MIG/MAG process**. 2023, 167 f. Thesis (Doctorate in Materials Science and Engineering) – Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade Federal de Pelotas, Pelotas, 2023.

Inconel® 625 alloy is considered a nickel-based superalloy, very resistant to corrosion and difficult to machine due to its high degree of hardening and low thermal conductivity. Commercially, the main disadvantage of Inconel® 625 is its high cost and for this reason, research is increasingly advancing in the use of this alloy as a coating on a less noble substrate. In this research, the MIG/MAG (Metal Inert Gas/Metal Active Gas) welding process was used due to its ease of operation, automation and productivity. However, as many applications require machining after the deposition of the coating, a greater knowledge about its machinability is fundamental for the wider use of Inconel®. The interaction between the tool and the workpiece in the machining process of nickel superalloys causes severe plastic deformation in the workpiece, which, together with the low thermal conductivity of the material, generates high temperatures and cutting forces. Thus, the main purpose of this work is to evaluate the machining forces in coatings of Inconel® 625 welded by the MIG/MAG process and the effects that microstructure and dilution cause in the machinability of the weld overlays. For that, it was evaluated how the shielding gas and substrate thickness affect the microstructure, dilution, microhardness, roughness, machining forces and wear on cutting tools. The coatings were evaluated by measuring the cooling rate through thermocouples, dilution through Image J software, analyzing the microstructure through SEM/EDS (Scanning Electron Microscope/Energy Dispersive Spectroscopy) and X-ray diffraction (XRD), tracing microhardness profiles in the machining region, measuring the machining forces via signal acquisition system and LabVIEW® software, analyzing the types and mechanisms of wear found during the milling machining process and also measuring the surface roughness of the samples after machined. The results showed that cooling rates were higher in the plates welded with Ar + 25% He. Dilution was lower in the plates welded with Ar + 25% He. In the microstructure, a γ -Ni matrix with precipitated phases of Mo and Nb was identified. In the samples welded with Ar + 25% He obtained higher average machining forces. When compared in relation to the variation in substrate thickness, it is clear that in sheets welded with Ar + 25% He, the 9.5 mm thick samples had the highest average machining forces in relation to the 25.4 mm thick substrates. mm. The average microhardness and wear of the cutting tools were higher in samples welded with Ar + 25% He. The roughness values were independent of the shielding gas and substrate thickness variables. The addition of CO₂ to the shielding gas, although it increases dilution, improves general machining conditions, thus obtaining lower machining forces during milling and consequently less wear on cutting tools, generally optimizing the entire process.

Keywords: MIG/MAG process; Inconel® 625 coatings; Machinability.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Diagrama tempo-temperatura-transformação das fases da liga de Inconel® 625	31
Figura 2 - Representação esquemática do mecanismo de emissão de elétrons a frio assistido por camadas de óxidos na superfície do cátodo	37
Figura 3 - Cordão de solda MIG/MAG em aço inoxidável realizada com proteção de Ar puro mostrando a região de limpeza catódica na superfície da chapa.....	38
Figura 4 - Macrografia depósito sobre chapa produzido pelo processo MIG com corrente pulsada. Gás: 100% Ar	39
Figura 5 - Macrografia depósito sobre chapa produzido pelo processo MAG com corrente pulsada. Gás: Ar + 15% CO ₂	39
Figura 6 - Macrografia depósito sobre chapa produzido pelo processo MAG com corrente pulsada. Gás: Ar + 25% CO ₂	39
Figura 7 - Macrografia de depósito sobre chapa com transferência por curto-circuito e atmosfera ternária. Gás: Ar + 20% He + 1% O ₂	40
Figura 8 - Macrografia de depósito sobre chapa com transferência com corrente pulsada e atmosfera ternária. Gás: Ar +20% He + 1% O ₂	40
Figura 9 - Condutividade elétrica (esquerda) e térmica (direita) dos gases de proteção a 1 atm em diferentes temperaturas.....	40
Figura 10 - Principais fontes de geração e dissipação de calor no processo de corte ..	41
Figura 11 - Forças de usinagem e suas componentes nos processos de torneamento e fresamento	44
Figura 12 - Componentes da força de usinagem F_x , F_y e F_z e plataforma piezelétrica	46
Figura 13 - Componentes da força de usinagem nas direções x, y e z.....	47
Figura 14 - Variação da dureza dos materiais das ferramentas de corte em relação à temperatura	51
Figura 15 - Principais áreas de desgaste de uma ferramenta de corte	53
Figura 16 - Parâmetros utilizados para medir o desgaste das ferramentas de corte	55
Figura 17 - Diagrama de alguns mecanismos de desgaste	56
Figura 18 - Presença de APC promovendo adesão na superfície de saída e folga da ferramenta de corte	57
Figura 19 - Detalhe da cratera formada em ferramentas de metal duro K20 após usinar Ti6Al4V a 75 m/min	58

Figura 20 - Desgaste abrasivo em ferramentas de PCBN após usinar aço ABNT 5140 (DIN 19MnCr5) endurecido a 58 HRC.....	59
Figura 21 - Vista geral do desgaste de uma ferramenta de metal duro K20 após usinar TiAl4V.....	61
Figura 22 - Perfis de superfícies de saída de ferramentas de metal duro após usinagem de aço endurecido por 16 min: a) sem revestimento; b) revestida com TiAl 62	62
Figura 23 - Deformação plástica ocorrida na ponta da cunha de uma ferramenta de corte	63
Figura 24 - Rugosidade, ondulação e perfil ideal de uma superfície.....	64
Figura 25 - Definição de <i>cut-off</i> (le) e comprimento de amostragem (lm)	65
Figura 26 - Fluxograma Experimental	67
Figura 27 - Suporte para fixação das placas de teste	71
Figura 28 - Medição de temperatura	72
Figura 29 - Fixação dos termopares.....	72
Figura 30 - Centro de Usinagem Veker.....	75
Figura 31 - Amostras preparadas para o ensaio de usinabilidade	76
Figura 32 - Fresa de topo com insertos intercambiáveis.....	76
Figura 33 - Inserto APKT 1003 PDTR LT30.....	77
Figura 34 - Diagrama esquemático do sistema de aquisição de sinais.....	78
Figura 35 - A) Dinamômetro piezelétrico (célula de carga); B) Amplificador de sinais; C) Placa de aquisição de sinais	79
Figura 36 - Calibração do sistema de aquisição de sinais: A) Eixo z; B) Eixo y; C) Eixo x.	79
Figura 37 - Esquema de referenciamento dos eixos coordenados em relação ao sistema ferramenta-peça.....	80
Figura 38 - Diagrama de blocos	81
Figura 39 - Painel Frontal	81
Figura 40 - Pré-set da frequência e tempo de aquisição.....	82
Figura 41 - Programa CNC para ensaios de usinabilidade	83
Figura 42 - Medição da rugosidade.....	84
Figura 43 - Curvas individuais de resfriamento das amostras.....	87
Figura 44 - Curvas de resfriamento Δt_{8-5}	88
Figura 45 - Taxas de Resfriamento	89
Figura 46 - Média das taxas de resfriamento	90

Figura 47 - Macrografias para determinação da diluição: A) AH1-9,5; B) AH2-9,5; C) AC1-9,5; D) AC2-9,5; E) AH1-25,4; F) AH2-25,4; G) AC1-25,4; H) AC2-25,4	91
Figura 48 - Gráfico do cálculo da diluição (%).....	92
Figura 49 - Composição química pontual por meio de análises em MEV-EDS.....	95
Figura 50 - Composição química pontual por meio de análises em MEV-EDS.....	96
Figura 51 - Composição química pontual por meio de análises em MEV-EDS.....	97
Figura 52 - Composição química pontual por meio de análises em MEV-EDS.....	98
Figura 53 - Mapa dos elementos químicos encontrados por meio de MEV-EDS.....	100
Figura 54 - Mapa dos elementos químicos encontrados por meio de MEV-EDS.....	101
Figura 55 - Mapa dos elementos químicos encontrados por meio de MEV-EDS.....	102
Figura 56 - Mapa dos elementos químicos encontrados por meio de MEV-EDS.....	103
Figura 57 - Difrátograma dos revestimentos	104
Figura 58 - Gráficos de perfis de Microdureza Vickers para as amostras soldadas com Ar + 25% He	106
Figura 59 - Gráficos de perfis de Microdureza Vickers para as amostras soldadas com Ar + 8% CO ₂	107
Figura 60 - Média das microdurezas nas superfícies das amostras.....	108
Figura 61 - Média das Forças de Usinagem Máximas	112
Figura 62 - Variação das Forças de Usinagem Máximas por Amostra	114
Figura 63 - Comparação das Médias das FU Máx em Relação a Espessura do Substrato:	115
Figura 64 - Comparação das Médias das FU Máx em Relação a Espessura do Substrato:	116
Figura 65 - Comparação das Médias das FU Máx em Relação ao Gás de Proteção:	117
Figura 66 - Comparação das Médias das FU Máx em Relação ao Gás de Proteção:	117
Figura 67 - Comparação das FU Máx em Relação a Espessura do Substrato: AH-9,5 x AH-25,4	118
Figura 68 - Comparação das FU Máx em Relação a Espessura do Substrato: AC-9,5 x AC-25,4	119
Figura 69 - Comparação das FU Máx em Relação ao Gás de Proteção: AH-9,5 x AC-9,5	119
Figura 70 - Comparação das FU Máx em Relação ao Gás de Proteção: AH-25,4 x AC-25,4	120

Figura 71 - Ferramentas de corte usadas nas amostras AH1-9,5: 1) Flanco lateral da ferramenta 1; 2) Flanco lateral da ferramenta 2; 3) Flanco lateral da ferramenta 3; 4) Vista superior da ferramenta 1; 5) Vista superior da ferramenta 2; 6) Vista superior da ferramenta 3.....	122
Figura 72 - Ferramentas de corte usadas nas amostras AH2-9,5: 1) Flanco lateral da ferramenta 1; 2) Flanco lateral da ferramenta 2; 3) Flanco lateral da ferramenta 3; 4) Vista superior da ferramenta 1; 5) Vista superior da ferramenta 2; 6) Vista superior da ferramenta 3.....	122
Figura 73 - Ferramentas de corte usadas nas amostras AH1-25,4: 1) Flanco lateral da ferramenta 1; 2) Flanco lateral da ferramenta 2; 3) Flanco lateral da ferramenta 3; 4) Vista superior da ferramenta 1; 5) Vista superior da ferramenta 2; 6) Vista superior da ferramenta 3.....	123
Figura 74 - Ferramentas de corte usadas nas amostras AH2-25,4: 1) Flanco lateral da ferramenta 1; 2) Flanco lateral da ferramenta 2; 3) Flanco lateral da ferramenta 3; 4) Vista superior da ferramenta 1; 5) Vista superior da ferramenta 2; 6) Vista superior da ferramenta 3.....	123
Figura 75 - Ferramentas de corte usadas nas amostras AC1-9,5: 1) Flanco lateral da ferramenta 1; 2) Flanco lateral da ferramenta 2; 3) Flanco lateral da ferramenta 3; 4) Vista superior da ferramenta 1; 5) Vista superior da ferramenta 2; 6) Vista superior da ferramenta 3.....	124
Figura 76 - Ferramentas de corte usadas nas amostras AC2-9,5: 1) Flanco lateral da ferramenta 1; 2) Flanco lateral da ferramenta 2; 3) Flanco lateral da ferramenta 3; 4) Vista superior da ferramenta 1; 5) Vista superior da ferramenta 2; 6) Vista superior da ferramenta 3.....	125
Figura 77 - Ferramentas de corte usadas nas amostras AC1-25,4: 1) Flanco lateral da ferramenta 1; 2) Flanco lateral da ferramenta 2; 3) Flanco lateral da ferramenta 3; 4) Vista superior da ferramenta 1; 5) Vista superior da ferramenta 2; 6) Vista superior da ferramenta 3.....	126
Figura 78 - Ferramentas de corte usadas nas amostras AC2-25,4: 1) Flanco lateral da ferramenta 1; 2) Flanco lateral da ferramenta 2; 3) Flanco lateral da ferramenta 3; 4) Vista superior da ferramenta 1; 5) Vista superior da ferramenta 2; 6) Vista superior da ferramenta 3.....	126
Figura 79 - Imagens em MEV das ferramentas de corte e seus tipos de desgastes...	128
Figura 80 - Composição química da ferramenta de corte AH1-9,5 via EDS	131

Figura 81 - Composição química da ferramenta de corte AH2-25,4 via EDS	132
Figura 82 - Composição química da ferramenta de corte AC1-9,5 via EDS	133
Figura 83 - Composição química da ferramenta de corte AC2-25,4 via EDS	134
Figura 84 - Gráfico das médias por amostra da Rugosidade R_a	136
Figura 85 - Gráfico das médias por amostra da Rugosidade R_y	137
Figura 86 - Gráfico das médias por amostra da Rugosidade R_z	138
Figura 87 - Gráfico para definição a equação de calibração em relação Momento Z .	152
Figura 88 - Gráfico para definição a equação de calibração em relação Eixo Z	153
Figura 89 - Gráfico para definição a equação de calibração em relação Eixo Y	154
Figura 90 - Gráfico para definição a equação de calibração em relação Eixo X	155

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Composição química nominal da liga de Inconel® 625, em at.%.	28
Tabela 2 - Influência dos principais elementos de liga e contaminantes na formação de fases, resistência ao calor e à fluência, resistência mecânica e soldabilidade da liga Inconel® 625	30
Tabela 3 - Fases que podem se formar nas ligas de níquel.....	32
Tabela 4 - Características básicas dos gases de proteção para soldagem	35
Tabela 5 - Classificação dos metais duros segundo a Norma ISO 513 (2004)	48
Tabela 6 - Definição do cut-off em função da rugosidade R_a	65
Tabela 7 - Nomenclaturas das chapas soldadas.....	68
Tabela 8 - Parâmetros e condições de soldagem	71
Tabela 9 - Média dos valores de corrente e tensão de soldagem	85
Tabela 10 - Resultados da Forças de Usinagem Máximas por amostra, Média das Forças de Usinagem por chapa, Média das Forças de Usinagem Máximas por condição e Média das Maiores Forças de Usinagem Máximas.....	109
Tabela 11 - ANOVA Considerando a estrutura fatorial.....	110
Tabela 12 - Média das Rugosidades R_a	136
Tabela 13 - Média das Rugosidades R_y	137
Tabela 14 - Média das Rugosidades R_z	138
Tabela 15 - Calibração da célula de carga em relação ao Momento Z	152
Tabela 16 - Calibração da célula de carga em relação ao Eixo Z	153
Tabela 17 - Calibração da célula de carga em relação ao Eixo Y	154
Tabela 18 - Calibração da célula de carga em relação ao Eixo X.....	155
Tabela 19 - Resultados de Microdureza Vickers (HV) para a chapa AH1-9,5.....	156
Tabela 20 - Resultados de Microdureza Vickers (HV) para a chapa AH2-9,5.....	156
Tabela 21 - Resultados de Microdureza Vickers (HV) para a chapa AH1-25,4.....	157
Tabela 22 - Resultados de Microdureza Vickers (HV) para a chapa AH2-25,4.....	157
Tabela 23 - Resultados de Microdureza Vickers (HV) para a chapa AC1-9,5.....	158
Tabela 24 - Resultados de Microdureza Vickers (HV) para a chapa AC2-9,5.....	158
Tabela 25 - Resultados de Microdureza Vickers (HV) para a chapa AC1-25,4.....	159
Tabela 26 - Resultados de Microdureza Vickers (HV) para a chapa AC2-25,4.....	159
Tabela 27 - Resultados das Rugosidade para a chapa AH1-9,5.....	160
Tabela 28 - Resultados das Rugosidade para a chapa AH2-9,5.....	161

Tabela 29 - Resultados das Rugosidade para a chapa AH1-25,4.....	162
Tabela 30 - Resultados das Rugosidade para a chapa AH2-25,4.....	163
Tabela 31 - Resultados das Rugosidade para a chapa AC1-9,5.....	164
Tabela 32 - Resultados das Rugosidade para a chapa AC2-9,5.....	165
Tabela 33 - Resultados das Rugosidade para a chapa AC1-25,4.....	166
Tabela 34 - Resultados das Rugosidade para a chapa AC2-25,4.....	167

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
AC1-9,5	Chapa 1 - Espessura 9,5 mm soldada com 92% de Argônio e 8% de Dióxido de Carbono
AC2-9,5	Chapa 2 - Espessura 9,5 mm soldada com 92% de Argônio e 8% de Dióxido de Carbono
AC1-25,4	Chapa 1 - Espessura 25,4 mm soldada com 92% de Argônio e 8% de Dióxido de Carbono
AC2-25,4	Chapa 2 - Espessura 25,4 mm soldada com 92% de Argônio e 8% de Dióxido de Carbono
AH1-9,5	Chapa 1 - Espessura 9,5 mm soldada com 75% de Argônio e 25% de Hélio
AH2-9,5	Chapa 2 - Espessura 9,5 mm soldada com 75% de Argônio e 25% de Hélio
AH1-25,4	Chapa 1 - Espessura 25,4 mm soldada com 75% de Argônio e 25% de Hélio
AH2-25,4	Chapa 2 - Espessura 25,4 mm soldada com 75% de Argônio e 25% de Hélio
AISI	<i>American Iron & Steel Institute</i>
APC	Aresta Postiça de Corte
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
AWS	<i>American Welding Society</i>
CBN	Nitreto Cúbico de Boro
CFC	Cúbica de Face Centrada
CMT	<i>Cold Metal Transfer</i>
CNC	Comando Numérico Computadorizado
CO ₂	Dióxido de Carbono
CVD	<i>Chemical Vapour Deposition</i>
DBCP	Distância Bico de Contato à Peça
DRX	Difração de Raios-X
EDS	Espectroscopia por Energia Dispersiva
GMAW	<i>Gas Metal Arc Welding</i>

HW	<i>Hot Wire</i>
ISO	<i>International Organization for Standardization</i>
MEV/EDS	Microscópio Eletrônico de Varredura
MIG/MAG	<i>Metal Inert Gas / Metal Active Gas</i>
PTA	<i>Plasma Transferred Arc</i>
PVD	<i>Physical Vapour Deposition</i>
RPM	Rotações por minuto
SAE	<i>Society of Automotive Engineers International</i>
TIG	<i>Tungsten Inert Gas</i>
VI	Instrumento Virtual

LISTA DE SÍMBOLOS

Al	Alumínio
Al ₂ O ₃	Óxido de Alumínio
a _p	Profundidade de corte
Ar	Argônio
C	Carbono
Co	Cobalto
Cr	Cromo
d	Diâmetro da fresa
D	Diluição
f	Avanço por dente
F	Velocidade de avanço
F _{ap}	Força de Apoio
F _c	Força de Corte
Fe	Ferro
F _f	Força de Avanço
F _n	Força de Compressão
F _p	Força Passiva
F _U	Força de Usinagem
F _{TR}	Força ativa
F _x	Força no Eixo X
F _y	Força no Eixo Y
F _z	Força no Eixo Z
He	Hélio
HV	<i>Hardness Vickers</i>
I _m	Corrente média de soldagem
KT	Profundidade da cratera
Mn	Manganês
Mo	Molibdênio
Nb	Nióbio
Ni	Níquel
O ₂	Oxigênio
Q _A	Calor transferido para o cavaco

Q_{amb}	Calor transferido para o ambiente
Q_F	Calor transferido para a ferramenta
Q_P	Calor transferido para a peça
QI	Zona de Corte Primária
QII	Zona de Corte Secundária
QIII	Zona de Corte Terciária
Ra	Rugosidade média aritmética
Rmax	Altura máxima individual
Rq	Raiz quadrada da soma dos quadrados
Ry	Máxima distância pico-vale dentro do comprimento de avaliação
Rz	Altura máxima da rugosidade
S	Rotação do eixo árvore
Si	Silício
T _f	Temperatura final
T _i	Temperatura inicial
Ti	Titânio
TiC	Carboneto de Titânio
TiCN	Carbonitreto de Titânio
TiN	Nitreto de Titânio
TiAlN	Nitreto de Titânio Alumínio
U _m	Tensão media de soldagem
V	Vanádio
VB _B	Desgaste de flanco médio
VB _{máx}	Desgaste de flanco máximo
VB _N	Desgaste de Entalhe
V _c	Velocidade de Corte
W	Tungstênio
Z	Número de dentes da fresa
δ	Fase Ortorrômbica (Ni ₃ Nb)
γ	Matriz austenítica Cúbica de Face centrada
γ"	Fase Tetragonal de Corpo Centrado (Ni ₃ Nb)

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	22
1.1. Justificativa.....	26
1.2. Objetivo Geral	27
1.3. Objetivos Específicos	27
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	28
2.1. As Superligas de Níquel e suas Aplicações na Indústria	28
2.2. A Microestrutura das Superligas de Níquel	29
2.3. Revestimentos por Soldagem	32
2.4. Efeitos da Adição de CO ₂ na Soldagem MIG/MAG de Inconel®	35
2.5. Usinabilidade das Superligas de Níquel.....	41
2.5.1. Força de Usinagem no corte tridimensional	42
2.5.2. Materiais Utilizados nas Ferramentas de Corte	47
2.5.3. Desgastes e Mecanismos de Desgaste das Ferramentas de Corte	53
2.6. Rugosidade Superficial	63
3. MATERIAIS E MÉTODOS.....	66
3.1. Planejamento Experimental	68
3.2. Soldagem de Revestimento	70
3.3. Caracterização das Amostras	73
3.3.1. Ensaio de Microdureza	73
3.3.2. Macrografia.....	73
3.3.3. Micrografia.....	74
3.3.4. Difração de Raios-X (DRX).....	74
3.4. Usinagem dos Revestimentos de Inconel®	75
3.4.1. Aquisição das Forças de Usinagem	77
3.4.2. Criação de Instrumento Virtual em ambiente LabVIEW®	80
3.4.3. Programa de Usinagem CNC	82
3.4.4. Medição do Desgaste das Ferramentas de Corte	83
3.4.5. Medição da Rugosidade	84
4. RESULTADOS E DISCUSSÕES	85
4.1. Análise dos Revestimentos Soldados	85
4.1.1. Taxa de Resfriamento e Diluição.....	86
4.1.2. Análise da Microestrutura	93
4.2. Análise dos Resultados de Microdureza	105

4.3. Análise das Forças de Usinagem.....	108
4.4. Desgastes das Ferramentas de Corte.....	121
4.5. Análise da Rugosidade das Amostras Usinadas.....	135
4.6. Relação do Gás de Proteção, Espessura do Substrato e Usinabilidade.....	139
5. CONCLUSÕES	141
6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	143
7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	144
APÊNDICE A – Dados de Calibração da Célula de Carga.....	152
APÊNDICE B – Tabelas com Resultados dos Valores de Microdureza Vickers ..	156
APÊNDICE C – Tabelas com Resultados dos Valores de Rugosidade <i>Ra</i>, <i>Ry</i>, <i>Rz</i> e <i>Rq</i>	160

1. INTRODUÇÃO

As tecnologias da área de fabricação mecânica estão avançando muito rapidamente nos últimos anos, o que resulta em um grande impacto no desenvolvimento de novos processos, produtos e materiais de alta tecnologia. O desenvolvimento tecnológico das ligas à base de níquel não fugiu desta tendência, bem como sua aplicabilidade na indústria, principalmente em ambientes e condições onde necessita-se de materiais com alta resistência mecânica e à corrosão. Estas ligas à base de níquel são conhecidas como superligas de níquel. Para Machado et al. (2009), entre os grandes representantes da família Ni-Cr-Mo, a liga comercial Inconel^{®1} 625 ocupa posição de destaque, tendo tido seu desenvolvimento a partir da década de 1960. Propriedades de resistência a alta temperatura e uma grande aplicabilidade em meios corrosivos possibilitaram o seu emprego em diversos setores da indústria, como a petroquímica e a indústria naval (PATEL, 2006). Tal comportamento se deve ao alto teor de Cr e à adição de Mo em sua composição (SILVA et al., 2012). Muitos trabalhos têm reportado que na soldagem de metais com altos teores de elementos de liga, como os aços inoxidáveis e as ligas à base de Ni, a resistência à corrosão pode ser afetada através de segregação de elementos como o Cr e o Mo durante a solidificação (BANOVIC et al., 2002).

Como as demais superligas de níquel, o Inconel[®] 625 possui difícil usinabilidade, alta resistência mecânica, principalmente quando submetido a altas temperaturas e altas taxas de encruamento. Em geral, para a usinagem destas superligas se faz necessária a utilização de baixas velocidades de corte para a obtenção de uma vida útil mais razoável das ferramentas de corte, o que pode representar um alto custo nos processos de usinagem (RODRIGUES; HASSUI, 2015). A baixa usinabilidade das superligas de níquel ocorre devido a uma série de fatores, podendo-se citar: *i)* o material possuir uma alta resistência mecânica em altas temperaturas; *ii)* o encruamento ocorrer rapidamente a partir de esforços aplicados durante a usinagem; *iii)* severo desgaste abrasivo da ferramenta de corte que pode ocorrer em função da presença de muitos carbonetos; *iv)* ocorrer altas taxas de difusão no par ferramenta-peça devido às altas temperaturas presentes na região do corte; *v)* elevada dureza e baixa condutividade térmica da liga podem tornar a superliga refratária, podendo ocorrer soldagem por fricção durante a usinagem. Estas características prejudicam muito a vida útil da ferramenta, uma vez que

¹ Inconel[®] é uma marca registrada da empresa Special Metals Corporation.

o calor gerado no processo de usinagem não será fortemente extraído pelo cavaco e nem pela peça (EZUGWU et al., 1999).

Para Lima (2012), as superligas de níquel possuem afinidade química com diversos materiais de ferramentas de corte, tais como Ti e B, e acabam formando uma camada de aderência que leva ao desgaste da ferramenta. Quando utilizadas baixas velocidades e grandes profundidade de corte, o desgaste de entalhe torna-se o principal motivo de rejeição das ferramentas na usinagem das superligas de níquel.

Atualmente ainda existe muita dificuldade de se obter informações técnicas e científicas sobre a usinagem das ligas de Inconel®, por se tratar de serviços de alto custo e de extrema dificuldade técnica para a execução. É considerada uma fatia do mercado pouco explorada e que tende a se desenvolver nos próximos anos devido ao avanço da tecnologia e também ao aumento da aplicação dessas ligas pela indústria. Um grande exemplo é aplicação das ligas de Inconel® utilizadas como revestimento em processos de soldagem, mantendo como substrato um material menos nobre, diminuindo assim o custo final do material.

Um grande obstáculo para a utilização do Inconel® na fabricação de peças é o seu alto custo. Segundo Souza (2019), o Inconel® pode chegar a custar quase quarenta vezes mais do que o aço carbono e dez vezes mais do que o aço inoxidável. Por este motivo, uma alternativa viável para a sua aplicação é o seu uso como revestimento. Desta forma obtém-se uma superfície mais dura e resistente a corrosão e um substrato com suas características próprias de um material com o custo mais baixo.

Os métodos mais comuns para realizar revestimentos metálicos são caldeamento, aspersão térmica, imersão a quente e soldagem (SOUZA, 2019). A soldagem de revestimento torna-se uma excelente opção para vários setores da indústria, cujas superfícies necessitam de características específicas para garantir um bom desempenho, como a resistência à corrosão no caso específico das superligas de níquel (NAFFAKH et al., 2008). A deposição destes revestimentos constitui um procedimento complexo do ponto de vista metalúrgico, no qual ocorre a fusão e a solidificação de um volume de metal composto por duas diferentes ligas, a qual é denominada de soldagem dissimilar (SILVA et al., 2012).

Neste trabalho foi realizada a deposição da liga de Inconel® 625 em um substrato de aço SAE 1020 pelo processo GMAW (*Gas Metal Arc Welding*), também conhecido como MIG/MAG (*Metal Gas Inert/Metal Gas Active*) devido à sua maior produtividade. Além disso, o processo MIG/MAG é muito utilizado na indústria e possui alimentação

contínua do metal de adição e ser de fácil automatização. Este processo possui outras características importantes como, alta densidade de corrente elétrica, facilidade na operação do equipamento, além de um custo mais baixo se comparado com outros processos de soldagem utilizados para revestimentos.

A principal desvantagem da utilização do processo MIG/MAG em soldagens de revestimento é a sua elevada diluição. Entende-se por diluição a quantidade percentual do substrato que penetra na composição do metal de solda durante a soldagem. A diluição afeta principalmente a modificação de composição química, já que o substrato introduz no revestimento elementos como Fe, C, Si e outros dependendo do material. Este problema deve ser levado em consideração nas soldagens de materiais dissimilares e portanto nas soldagens de revestimento onde o metal de adição é mais nobre do que o substrato. Para estes casos, quanto menor a diluição, melhor; porém um nível mínimo de diluição é requerido, pois valores muito pequenos estariam perigosamente próximos à geração de falta de fusão entre o revestimento e o metal de base (SOUZA, 2019).

Nas operações de soldagem de revestimento a diluição deve ser controlada para que esta não afete a sua microestrutura e consequentemente não modifique suas propriedades mecânicas. Caso ocorra uma diluição muito grande, esta afetará a microestrutura do revestimento, o que pode levar a uma redução drástica na resistência mecânica e na resistência à corrosão. Esta alteração pode se dar mesmo com a adição de percentuais pequenos de C, Si e Fe (SILVA et al., 2013). Tavares (2016) afirma que a diluição do metal de base no revestimento terá um aumento com a adição de CO₂ no gás de proteção, resultando em mudanças em sua composição química e microestrutura. Segundo Moreira (2018), o Inconel® 625 usado como revestimento tem como objetivo principal prover resistência a corrosão; caso a diluição seja exacerbada, pode haver a segregação de constituintes, como o Ni e o Cr, responsáveis em grande parte pela resistência referida. Embora a diluição no processo de soldagem MIG/MAG seja maior em relação aos processos TIG (*Tungsten Inert Gas*) e PTA (*Plasma Transfer Arc*) devido à alta energia de soldagem utilizada nesse processo, optou-se pelo estudo do processo de soldagem MIG/MAG pelo fato deste ser de fácil automatização e também ser de alta produção.

Na presente pesquisa foram utilizados como gás de proteção misturas de Ar, CO₂ e He. O Ar e o He puros são gases inertes usados como gás de proteção para soldagem de alumínio, magnésio, cobre, ligas de cobre, ligas de níquel e ligas reativas, tais como, titânio e zircônio. Os gases inertes acabam por promoverem a retenção de elementos de

liga, mantendo assim as propriedades mecânicas dos materiais. Já o CO₂ é um gás ativo de baixo custo de produção, sendo utilizado basicamente na soldagem de aços de baixo carbono como misturas binárias e ternárias com Ar/He/O₂. Segundo Tavares (2016) o CO₂ apresenta alta condutividade térmica, responsável por uma alta transferência de calor para o substrato, consequentemente uma fusão maior. Comparado com o Ar, o CO₂ demanda uma tensão de soldagem maior, para manter o arco aberto, proporciona um perfil de penetração mais largo e arredondando e maior distorção do metal de base. A estabilidade do arco deve melhorar significativamente com a adição de CO₂ na mistura do gás de proteção. Se comparado ao Ar puro a geometria do cordão de solda apresenta melhor aspecto e consequentemente o arco elétrico se torna mais estável.

É fundamental para a utilização de superligas de Inconel® de forma mais ampla um maior conhecimento sobre a sua usinabilidade. Apesar destas ligas serem usualmente utilizadas como revestimentos devido ao seu alto custo, existem poucas informações na literatura sobre o efeito dos parâmetros operacionais de deposição na usinabilidade dos revestimentos produzidos.

A usinabilidade é um termo utilizado na área de engenharia para descrever a facilidade com que um material pode ser usinado. Está relacionada à capacidade de um material ser trabalhado de forma eficiente e precisa por meio de ferramentas de corte e máquinas-ferramenta. Vários fatores influenciam a usinabilidade de um material, incluindo sua composição química, microestrutura, dureza, resistência, ductilidade, condutividade térmica e outras propriedades mecânicas e térmicas. Materiais com boa usinabilidade são mais fáceis de cortar, resultando em um processo de fabricação mais eficiente e econômico.

A interação entre a ferramenta e a peça no processo de usinagem de superligas de níquel causa severa deformação plástica na peça, que aliada à baixa condutividade térmica do material geram elevadas temperaturas e forças de corte. A adesão do material da peça na ferramenta é um grande problema neste tipo de usinagem pois pode causar a formação de APC (aresta postiça de corte). Estas altas cargas de força e calor são impostas tanto na ferramenta quanto na superfície da peça, causando desgaste rápido da ferramenta e danificando a superfície do material (GUIMARÃES, 2022).

A usinabilidade e a rugosidade estão relacionadas na fabricação e na usinagem de peças, pois a qualidade da superfície de uma peça usinada pode ser afetada pela usinabilidade do material utilizado. Materiais com boa usinabilidade tendem a produzir superfícies mais suaves e com menor rugosidade após o processo de usinagem. Isso

ocorre porque esses materiais são mais fáceis de cortar de forma precisa e consistente. Por outro lado, materiais com baixa usinabilidade, como as ligas de Ni, podem resultar em superfícies mais ásperas e com maior rugosidade devido a problemas como o desgaste prematuro das ferramentas de corte e dificuldade em manter tolerâncias menores.

Este trabalho propôs preencher esta lacuna de conhecimento, através da avaliação da usinabilidade dessas superligas utilizadas como revestimentos pelo processo de soldagem MIG/MAG em chapas de aço carbono SAE 1020 como substrato. Este projeto é uma sequência de trabalhos já desenvolvidos no Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica - PPMEC da Universidade Federal do Rio Grande - FURG (TAVARES, 2016) e também no Programa de Pós Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais - PPGCEM da Universidade Federal de Pelotas – UFPEL (SOUZA, 2019). Foram avaliados neste trabalho os efeitos da variação do gás de proteção e da espessura do substrato na sua microestrutura, usinabilidade, desgastes das ferramentas de corte, microdureza e rugosidades do Inconel® 625 utilizados como revestimentos pelo processo de soldagem MIG/MAG. Neste estudo foram realizados revestimentos por soldagem utilizando Ar + 25% de He e Ar + 8% de CO₂. Consequentemente foram elaborados corpos de prova para realização da caracterização e também para os ensaios no centro de usinagem pelo processo de fresamento.

1.1. Justificativa

Este trabalho justifica-se devido à grande dificuldade de usinagem das ligas de Inconel® e por sua vez existirem poucos estudos em relação à usinabilidade destas ligas quando utilizadas como revestimento de soldagem. Em trabalhos anteriores foram realizados estudos para avaliar a viabilidade da adição do teor de CO₂ no gás de proteção em revestimentos de Inconel® 625 aplicados por soldagem MIG/MAG. Foram demonstrados efeitos positivos na geometria do cordão de solda e estabilidade do arco elétrico. Também foram avaliados os efeitos desta variação do gás de proteção nas propriedades mecânicas e tribológicas do revestimento. Porém, não foi realizada nenhuma avaliação dos efeitos da adição de CO₂ na soldagem do Inconel® 625 com relação à usinabilidade dos depósitos produzidos.

São raros os casos de aplicações de peças que não são usinadas posteriormente, quer seja apenas para melhorar seu acabamento ou para realizar o dimensionamento

final de seu formato. Devido a esta necessidade, se faz necessário um estudo mais profundo com relação à usinabilidade destes revestimentos a fim de entender a influência da variação do gás de proteção para soldagem do Inconel®, durante o processo de usinagem por fresamento.

1.2. Objetivo Geral

Avaliar os efeitos da variação do gás de proteção e da espessura do substrato na usinabilidade de revestimentos de Inconel® 625 soldados pelo processo MIG/MAG.

1.3. Objetivos Específicos

- Analisar a influência da variação do gás de proteção e da espessura do substrato utilizados no processo de soldagem na formação da microestrutura do revestimento de Inconel® 625, na diluição com o substrato e no comportamento da taxa de resfriamento;
- Correlacionar estes efeitos com os resultados obtidos das forças de usinagem e desgastes das ferramentas de corte, identificando o seus tipos e os mecanismos de desgastes presentes na operação de usinagem;
- Avaliar a microdureza dos revestimentos de Inconel® 625, relacionando-a com os as condições de soldagem e espessura do substrato;
- Estudar o acabamento superficial medindo a rugosidade das peças usinadas correlacionando com as condições de soldagem e usinagem.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. As Superligas de Níquel e suas Aplicações na Indústria

Avanços na descoberta de materiais e fabricação eficiente são essenciais para a adoção contínua de qualquer nova tecnologia de fabricação. Para garantir o futuro de novas inovações, devem ser desenvolvidos métodos que permitam o desenvolvimento rápido de materiais, com desperdício e pós-processamento mínimos combinados com um custo reduzido (WONG et al., 2019). O Inconel® 625 é uma superliga à base de níquel, reforçada por solução sólida, principalmente por adições de Mo e Nb (GAO et al., 2019). Esta liga é amplamente usada para fabricar componentes que trabalhem a quente nas indústrias aeronáutica, aeroespacial, química, petroquímica e marítima, devido à sua boa resistência a altas temperaturas, resistência à corrosão, além de uma excelente soldabilidade e processabilidade em ambientes severamente agressivos (MATHEW et al., 2008).

A superliga à base de níquel, Inconel® 625 pertence à categoria de um dos tipos mais complicados de superliga devido à existência de muitas fases. O benefício do Inconel® 625 em relação a outras ligas é que ele contém uma enorme variedade de elementos na sua composição química (EVANGELINE; SATHIYA, 2019). É importante controlar as condições dos processos que serão utilizados a fim de obter propriedades mecânicas, microestrutura e composição química do material compatíveis com a aplicação desejada (GAO et al., 2019), (LI; LU, 2017) e (HASSON; MOLER, 2010). Os limites para a composição química do Inconel® 625 estão estabelecidos na norma ASTM B444 (2001), mostrados na Tabela 1.

Tabela 1 – Composição química nominal da liga de Inconel® 625, em at. %.

C	Mn	Si	P	S	Cr	Nb+Ta
< 0,10	< 0,50	< 0,50	< 0,015	< 0,015	20,0 a 23,0	3,15 a 4,15
Co	Mo	Fe	Al	Ti	Ni	
< 1,0	8,0 a 10,0	< 5,0	< 0,40	< 0,40	> 58,0	

Fonte: ASTM B444, 2001

Segundo Souza (2019), os altos níveis de Cr e Mo fornecem boa resistência à corrosão aliada a resistência mecânica, enquanto Fe e Nb promovem maior endurecimento por solução sólida. Já as adições de Al e Ti são principalmente para refino da microestrutura. O Ni é o elemento base e caracteriza-se por apresentar resistência a corrosão moderada, já o Cr puro apresenta comportamento frágil, porém quando ligado com outros metais, tem a capacidade de aumentar o efeito passivo da liga.

As superligas à base de Níquel são conhecidas desde a década de 1930, e são utilizadas principalmente em aplicações aeroespaciais e plantas de geração de energia, ou seja, em aplicações onde é requerido um material com boa resistência a fadiga, a fluência, elevada resistência mecânica, resistente a corrosão e que também tenha alta resistência a temperaturas elevadas (NUNES, 2006). Para Godefroid (2004), estas ligas devem conter de 30 % a 75 % de Ni e até 30 % de Cr em sua composição.

O níquel constitui a matriz de fase austenítica, fase γ , de estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC). A grande solubilidade no Ni de elementos como Fe e o Cr origina a versatilidade de formar ligas para uma ampla faixa de possíveis combinações e solubilidade entre Fe–Cr–Ni. As três formas de endurecimento da matriz à base de Ni são endurecimento por solução sólida, por precipitação de intermetálicos ou por dispersão de óxidos. O Ni, em conjunto com o Cr e o Mo alteram muito a curva de transformação isotérmica do aço, resultando no aumento da temperabilidade (NUNES, 2006).

2.2. A Microestrutura das Superligas de Níquel

As ligas à base de Ni são resistentes ao calor e projetadas para trabalho em ambientes com elevadas temperaturas. Em geral, além da matriz austenítica (fase γ), ainda possuem uma grande variedade de segundas fases. Estas fases podem ser desejáveis ou indesejáveis. Para Godefroid (2004), as ligas resistentes ao calor apresentam fases indesejáveis que podem ser observadas devido a variações na composição química, no processamento ou na exposição a temperaturas elevadas. Embora os estudos de Nunes (2006) demonstrem as funções dos elementos de liga e seus efeitos nas superligas de Ni, os mesmos não apresentam a presença do carboneto M_2C em seu trabalho. Já na pesquisa de Garcia et al. (2020), foi encontrada a presença do carboneto M_2C na microestrutura de uma superliga Ni-Cr em soldagem pelo processo

PTA (*Plasma Transferred Arc*). Este carboneto pode ser um efeito da presença dos elementos Nb e Mo na superliga de Ni-Cr.

Segundo Inaekyan et al. (2019), que tomaram como base os estudos de Floren et al. (1994) e Cieslak et al. (1986), a influência dos principais elementos de liga e contaminantes na formação de fases, resistência e soldabilidade da liga, bem como fluência e resistência a altas temperaturas da liga de Inconel® 625 estão inseridas na Tabela 2.

Tabela 2 - Influência dos principais elementos de liga e contaminantes na formação de fases, resistência ao calor e à fluência, resistência mecânica e soldabilidade da liga Inconel® 625

Quanto maior a concentração de...	Carbonetos	δ^* e Laves	Resistência mecânica	Resistência à fluência	Resistência ao calor	Soldabilidade
Cr	DES	DES	DES	DES	DES	DES
Mo	↑	↑	↑	DES	DES	↓
Nb	↑	↑	↑	↑	DES	↓
Fe	N	↑	↑	↓	DES	↓
Ti	N	N	↑	DES	DES	↑
Al	N	N	↑	DES	DES	↑
C	↑	↓	N	↓	DES	↓
Si	↑	↑	N	DES	DES	↓
Mn	DES	DES	DES	DES	↑	DES

↑ - aumenta, ↓ - diminui, N - sem efeito, DES - desconhecido.

* fase ortorrômbica (δ)

Fonte: Adaptado de Inaekyan et al. (2019).

Para Cieslak et al. (1986), o Inconel® 625 é susceptível à formação da fase δ em elevadas temperaturas por longos períodos de tempo. Porém esta precipitação deve ser controlada para se obter um efeito benéfico. No entanto, se a formação desta fase ocorrer em grandes quantidades a resistência mecânica do material tende a ser prejudicada. A Figura 1 apresenta o diagrama Tempo – Temperatura – Transformação para as fases de trabalho em altas temperaturas do Inconel® 625.

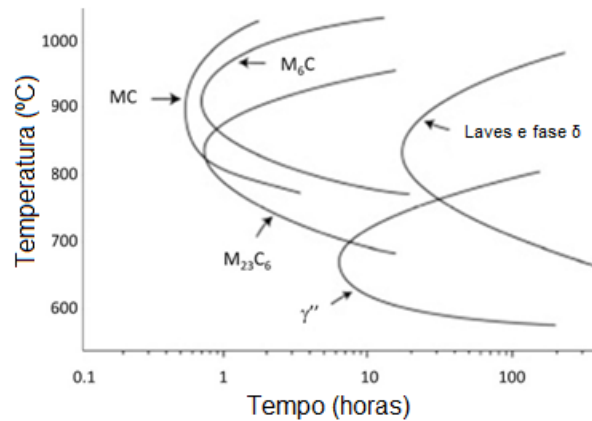


Figura 1 - Diagrama tempo-temperatura-transformação das fases da liga de Inconel® 625
Fonte: Adaptado de Floren et al. (1994).

Para Febbrari et al. (2019), de acordo com o diagrama TTT, a cinética da precipitação é maximizada no “nariz” da curva, devendo-se evitar o risco de precipitação da fase indesejada. Qualquer liga à base de níquel possui matriz austenítica γ , sedimentos coerentes de γ' e carbonetos na estrutura. A matriz austenítica é composta de Ni e Cr (fase γ). Após o início da solidificação das dendritas primárias, é possível a precipitação de compostos em função do enriquecimento do líquido remanescente com elementos de liga tais como o Nb e o Mo em função de algum ciclo térmico. A fase γ' surge a partir da precipitação de Al e Ti, com a mesma estrutura da matriz, sendo a fase principal necessária para o aumento de resistência das ligas modernas. Nas ligas que contêm Nb, forma-se outra fase, conhecida como γ'' que também é responsável pelo endurecimento por precipitação. É comum também a precipitação de diversos tipos de carbonetos, os quais podem agir benéficamente ou maleficamente nas propriedades mecânicas. A uma temperatura de cerca de 1200 °C, a formação de γ + Laves aparece, devido ao efeito da separação dos elementos Mo e Nb (EVANGELINE; SATHIYA, 2019).

Para Nunes (2006), as fases consideradas indesejáveis são as fases ortorrômbicas (δ) de fórmula Ni_3Nb , fase tetragonal (σ) de fórmula FeCrMoNi , fase hexagonal Laves de fórmula $\text{Fe}_2(\text{Nb,Ti,Mo,Ta})$ e fase hexagonal compacta (η) de fórmula Ni_3Ti . É comum nas ligas de níquel sob determinadas circunstâncias haver surgimento de segundas fases γ'' onde as mais comuns são exatamente os carbonetos metálicos (MC, M_{23}C_6 , M_6C e M_7C_3). As fases que podem estar presentes nas ligas de níquel são apresentadas na Tabela 3, diferenciando-as pelo tipo de fase, estrutura e fórmula.

Tabela 3 - Fases que podem se formar nas ligas de níquel

Fase	Estrutura	Fórmula	Fase	Estrutura	Fórmula
γ'	CFC	$\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$	M_6C	CCC	$(\text{Fe}, \text{W}, \text{Mo}, \text{Nb}, \text{Ta})_3\text{C}$
H	HC	Ni_3Ti	M_7C_3	Hexagonal	Cr_7C_3
γ''	TCC	Ni_3Nb	MN	Cúbica	$(\text{Ti}, \text{Nb}, \text{Zr})\text{N}$
δ	Ortorrômbica	Ni_3Nb	μ	Romboédrica	$(\text{Fe}, \text{Co})_7(\text{Mo}, \text{W})_6$
MC	Cúbica	TiC ; NbC ; HfC	Laves	Hexagonal	$\text{Fe}_2(\text{Nb}, \text{Ti}, \text{Mo}, \text{Ta})$
M_{23}C_6	CCC	$(\text{Cr}, \text{Fe}, \text{W}, \text{Mo})_{23}\text{C}_6$	σ	Tetragonal	FeCrMoNi

Fonte: Adaptado de Nunes (2006)

Floren et al. (1994) afirma que carbonetos do tipo MC, M_6C e M_{23}C_6 , fases intermetálicas do tipo γ'' , Laves e δ podem precipitar-se dependendo da temperatura. Maiores tempos em temperaturas mais elevadas resultam nas fases Laves e δ e para temperaturas mais baixas na fase γ'' .

2.3. Revestimentos por Soldagem

Existem vários tipos de revestimentos e materiais que podem ser utilizados para revestimento por soldagem. Segundo ASM HANDBOOK (1993), os principais tipos de revestimento podem ser classificados como:

- Revestimento duro (*hardfacing*): forma de revestimento aplicada com objetivo de proporcionar resistência aos diversos tipos de desgaste;
- Reconstrução (*buildup*): refere-se à adição de metal de solda ao substrato para restauração das dimensões requeridas de um componente;
- Revestimento (*weld overlay*): Constitui-se da realização de uma camada relativamente espessa de metal de adição aplicada a um metal de aço carbono com objetivo de proporcionar aumento da resistência à corrosão. Este tipo de revestimento normalmente é realizado por soldagem a arco elétrico, mas deve salientar-se que o revestimento pode também ser conseguido por meio de soldagem no estado sólido (soldagem por explosão);
- Amanteigamento (*buttering*): Envolve a adição de uma ou mais camadas de metal de solda na face da junta ou superfície a ser soldada. Ele difere do revestimento para reconstrução, pois o objetivo principal do amanteigamento é satisfazer algum

requisito metalúrgico. É utilizado principalmente para unir os metais de base dissimilares.

Os principais problemas de soldagem das ligas de Ni estão associados com a formação de trincas, perda de resistência mecânica e resistência a corrosão na região da solda e precipitação (DUPONT et al., 1998). Em soldagens de revestimento a diluição é de extrema importância, já que esta diluição pode causar alterações consideráveis na microestrutura do revestimento, ocasionando grandes variações das propriedades do revestimento. As condições de soldagem adequadas minimizam a diluição, melhorando a qualidade do revestimento e mantendo as propriedades do material (SILVA et al., 2013).

Segundo Evangeline e Sathiya (2019) existem diferentes métodos de revestimento disponíveis, alguns deles são: pulverização térmica, revestimento a laser, PTA e revestimento TIG com alimentação a quente. Defeitos comuns como trincas e porosidade são observados nos métodos de pulverização térmica. Através do método de revestimento a laser, é alcançado o aumento da taxa de resfriamento, a microestrutura mais fina sem poros e as propriedades mecânicas necessárias. Um estudo comparando revestimentos de Inconel® usando CMT (*Cold Metal Transfer*), MIG/MAG e TIG concluiu que existe uma dependência entre as composições químicas, o processo de revestimento selecionado e a microestrutura resultante (LORENZIN; RUTILI, 2009).

Evangeline e Sathiya (2019) afirmam que diferentes métodos de revestimento como TIG, CMT, PTA (*Plasma Transferred Arc*), laser e spray térmico foram experimentados. O HW (*Hot Wire*) TIG é vantajoso quando comparado a outros processos em termos de consumo mínimo de calor, alta qualidade do cordão de solda e alta eficiência. O uso de HW TIG, uma vez que a entrada de calor na amostra é alta, causa diluição geométrica e aumenta a espessura do revestimento. Apenas estudos limitados foram realizados no revestimento dissimilar de HW TIG de Inconel® 625 em 316L. Diferentemente do que é comumente observado para o metal de solda da liga Inconel® 625, é revelado um padrão único de fase secundária que mantém uma estrutura cuboidal e que não tinha sido listado nas literaturas anteriores.

Diante da crescente expansão da demanda por chapas e equipamentos revestidos com superligas de Ni, surge espaço para a identificação de novos processos e procedimentos de soldagem que permitam ampliar as opções já existentes, adicionando novas técnicas que permitam aumentar o nível de produção ou habilitar processos de fácil utilização em ambiente industrial. Inserido neste contexto, o processo

MIG/MAG, em particular o modo com corrente pulsada, apresenta vantagens comprovadas na aplicação de revestimentos especiais resistentes a cavitação, como simplicidade de operação e capacidade de produção de soldas livres de defeitos. Apesar do seu potencial, tem sido tímida a utilização do processo na aplicação de revestimentos com superligas de Ni (BAIXO; DUTRA, 2009).

Para Alano (2013) e Tavares (2016), durante a solidificação na soldagem das ligas de Ni, a intensa micro segregação de alguns elementos, como Mo, Nb e Ti em regiões interdendríticas provoca a saturação da fase final de solidificação do material, o que provoca a formação de fases secundárias tais como μ , δ , Laves e carbonetos. Estas fases secundárias podem alterar as propriedades mecânicas do material e diminuir a sua resistência à corrosão. Quando o material é soldado, a curva de formação da fase delta δ é deslocada para a esquerda por uma ordem de magnitude de tempo. Isto resulta diretamente da segregação de elementos de liga na estrutura fundida da solda. Carbonetos e fases intermetálicas podem se formar no estágio final de solidificação (FLOREN et al. 1994). Já para Silva et al. (2013), as ligas à base de Ni são instáveis durante o serviço em elevadas temperaturas, como ocorre nos processos de soldagem.

Souza (2019) afirma que existem mais elementos que também influenciam a formação dos constituintes no Inconel® 625. Floren et al. (1994) citam em seu trabalho que a formação dos constituintes $\gamma + \text{NbC}$ e $\gamma + \text{Laves}$ durante a solidificação é dependente da razão C/Nb. Se a razão for alta, tem-se a formação de $\gamma + \text{NbC}$, se for baixa a formação de $\gamma + \text{Laves}$ e para razões intermediárias ocorre primeiro a formação de $\gamma + \text{NbC}$ seguida pela formação da fase Laves no final da solidificação. Ainda segundo estes mesmos autores, os teores de Fe e Si também afetam a microestrutura de solidificação. Estudando a quantidade de Fe e Si em arames-eletrodo para soldagem (um convencional e outro baixo Fe e Si), os autores concluíram que o arame-eletrodo com baixo Fe e Si resultou em soldas com melhor ductilidade, pois a formação de fase Laves foi diminuída.

Geralmente, em revestimentos utilizando os processos de soldagem HW TIG e MIG/MAG causam maior entrada de calor o que leva a um aumento da diluição, aumento da largura do cordão e também a uma menor convexidade (GUO et al., 2016).

A diluição pode ser calculada utilizando a Equação (1):

$$D = \left(\frac{B}{A + B} \right) \cdot 100 \quad (1)$$

Onde A é a área de massa fundida do metal de adição, B é a área da massa do metal de adição diluída no substrato, encontrada abaixo da linha zero (posição da superfície de depósito de solda, identificada antes da soldagem) e δ é o coeficiente de diluição (MOREIRA, 2018).

Para Kulkarni et al. (2019), a redução na difusividade do C presente no substrato para o revestimento pode ser alcançada alterando a microestrutura para a estrutura austenítica, pois o C difunde muito mais lentamente na fase austenítica do que na fase ferrítica. Além disso, alto teor de Ni no metal de solda é recomendado, pois a taxa de difusão de C nessas ligas é lenta. Portanto, abordagens como uso de amanteigamento em metais de solda com alto teor de Ni são recomendadas para reduzir o coeficiente de difusão. Outra abordagem para reduzir a migração de C é reduzir o gradiente de potencial químico por uma mudança gradual na composição dos elementos formadores de carboneto.

2.4. Efeitos da Adição de CO₂ na Soldagem MIG/MAG de Inconel®

Os principais gases de proteção utilizados no processo MIG/MAG são o argônio (Ar), o hélio (He), o dióxido de carbono (CO₂) e o oxigênio (O₂). A Tabela 4 apresenta os gases de proteção mais utilizados na soldagem MIG/MAG, suas principais características e o tipo de reação do mesmo no arco elétrico.

Tabela 4 - Características básicas dos gases de proteção para soldagem

Gás	Ponto de ebulição (°C)	Massa atômica e molecular (kg/kmol)	Densidade a 0° C (kg/m³)	Reação no arco elétrico
Argônio (Ar)	-185,9	39,948	1,784	Inerte
Hélio (He)	-268,9	4,002	0,178	Inerte
Dióxido de Carbono (CO ₂)	-78,5	44,011	1,977	Oxidante
Oxigênio (O ₂)	-183,0	31,998	1,429	Oxidante
Nitrogênio (N ₂)	-195,8	28,013	1,251	Reativo
Hidrogênio (H ₂)	-252,8	2,016	0,090	Redutor

Fonte: Adaptado de Suban e Tusek (2001)

A densidade é uma importante propriedade para os gases de proteção utilizados na soldagem MIG/MAG. Quanto maior for a densidade do gás de proteção, maior será a “blindagem” da poça de fusão e do arco elétrico da atmosfera ambiente. Segundo a

Tabela 4, Ar e CO₂ são gases com maiores densidade e, portanto, propiciam maior proteção ao redor do arco elétrico (SUBAN; TUŠEK, 2001).

Estes gases podem ser misturados entre si nas mais diversas concentrações a fim de se obter as características e as propriedades desejadas para a mistura. Para a escolha dos gases, deve ser considerado seu efeito na proteção da poça de fusão, na qualidade do metal depositado, na estabilidade do arco, na geometria do cordão e nas propriedades mecânicas da solda. Três características de extrema importância em gases de proteção são: o potencial de oxidação, o potencial de ionização e a condutividade térmica (TAVARES, 2016).

Para Nascimento et al. (2012) a função primária dos gases nos processos de soldagem a arco é de fornecer um meio adequado para a operação estável e sustentar um arco em baixa voltagem e proporcionar proteção da contaminação atmosférica. Secundariamente, mas igualmente importante, inclui a função de controlar a geometria do cordão de solda e as propriedades mecânicas. O gás de proteção tem uma influência significativa sobre o perfil do cordão de solda e das características de fusão. A área fundida total pode ser ampliada pelo uso de gases que aumentem a energia do arco.

No trabalho de Tavares (2016) a autora cita que a energia necessária para ionizar o gás, fazendo com que o mesmo desta forma seja capaz de conduzir eletricidade, chama-se potencial de ionização. Esta propriedade possui influência direta na abertura e na estabilidade do arco elétrico. Os gases constituídos por moléculas de dois ou mais átomos, como por exemplo CO₂ e O₂, necessitam de energia para quebrar essas moléculas e para ionizá-las. Essa é a razão de misturas de Ar com CO₂ necessitarem maior tensão de soldagem comparando com Ar puro. A capacidade de ionização também tem efeito na geometria do cordão, estando relacionada ao efeito térmico. O efeito térmico se deve principalmente ao calor proveniente do arco voltaico. Quanto maior o potencial de ionização dos gases, maior a entalpia e se o gás necessitar de dissociação para poder ionizar, maior será a entalpia. Desta forma, o uso de misturas de gases com maior teor de CO₂ pode aumentar a penetração e deixar o cordão menos convexo (MOREIRA et al., 2007).

Para Modenesi (2012), em soldagem com um cátodo de material não refratário com proteção gasosa e, possivelmente, com proteção de fluxo, filmes de óxido com espessura microscópica existentes na superfície do cátodo têm uma importância fundamental na emissão a "frio" de elétrons (isto é, a temperaturas inferiores a 3500 K). Este mecanismo parece envolver a formação de campos elétricos extremamente

intensos na camada de óxido pela adsorção de íons positivos, a formação de filetes condutores de corrente elétrica no óxido com a emissão de elétrons e a destruição da camada neste local e, portanto, do ponto de emissão (Figura 2).

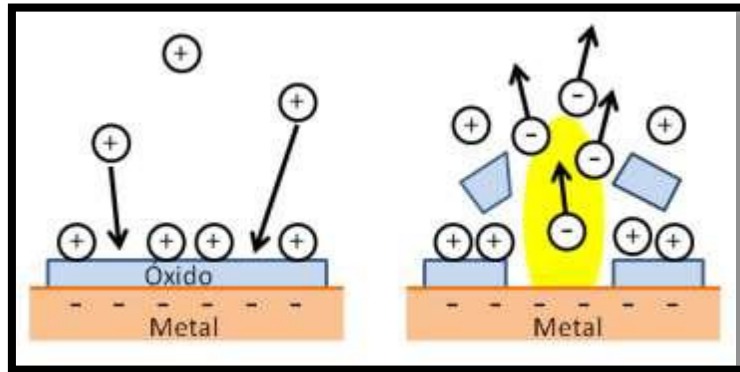


Figura 2 - Representação esquemática do mecanismo de emissão de elétrons a frio assistido por camadas de óxidos na superfície do cátodo
Fonte: Modenesi (2012)

A destruição da camada de óxido associada com este processo é fundamental nas soldagens TIG e MIG/MAG, melhorando a sua molhabilidade e facilitando a formação da solda. Por outro lado, quando as camadas de óxido próximas da poça de fusão são consumidas, o arco tende a se desviar para longe desta em busca de novas regiões para a emissão de elétrons e este efeito tende a reduzir a estabilidade do processo e, também, a intensidade da fonte. A Figura 3 mostra a remoção da camada de óxido na superfície de uma chapa de aço inoxidável pela deposição de um cordão de solda (processo MIG/MAG), quando a proteção é de Ar puro. Na soldagem MIG/MAG de aços, a remoção da camada de óxidos, quando esta não é muito espessa, não é fundamental para a formação do cordão e, assim, é interessante reduzir o desvio do arco. Para estes materiais, visando regenerar a camada de óxido e, assim, eliminar este efeito, uma quantidade de um gás oxidante (O_2 ou CO_2) é usualmente adicionada à mistura de proteção (MODENESI, 2012).

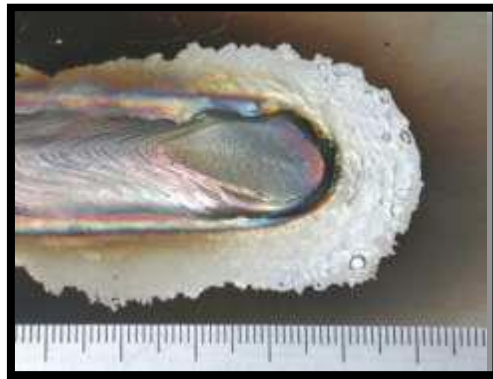


Figura 3 - Cordão de solda MIG/MAG em aço inoxidável realizada com proteção de Ar puro mostrando a região de limpeza catódica na superfície da chapa
Fonte: Modenesi (2012)

Para Sathya et al., (2012) os efeitos dos gases de proteção e seus métodos de proteção que afetam a estabilidade do processo, a penetração da solda, as propriedades mecânicas e metalúrgicas, necessitam de mais estudos para melhorar a compreensão destes efeitos. Na soldagem da superligas de níquel, Souza (2019) afirma que a soldagem deve acontecer com gases de proteção inertes, devido à não adição de elementos químicos no cordão e, desta forma não apresentar variáveis de influência na sua microestrutura. O autor afirma ainda que adição de 25% de He somado a 75% de Ar auxilia na estabilidade do arco elétrico, embora a adição de He aumente o custo do processo.

Baixo e Dutra (2009) em seus estudos avaliaram os efeitos do gás de proteção (Ar, Ar/CO₂, Ar/O₂ e Ar/He/O₂) e do modo de transferência (curto-circuito e corrente pulsada) utilizando o processo MIG/MAG com arame ER NiCrMo-3 para produzir depósitos sobre chapas de aço ABNT 1020. Os resultados mais favoráveis na soldagem do passe de raiz foram obtidos na soldagem com corrente pulsada, empregando uma junta em V com abertura de 90° e atmosfera de Ar + 25% CO₂. A utilização de atmosferas de proteção com 20% He e baixo percentual de gás ativo não produziu os resultados esperados, sendo eficaz somente na soldagem com deposição sobre chapa, porém tímida em produzir resultados satisfatórios na solda do passe de raiz. Resultados ruins foram obtidos na soldagem com transferência por curto-circuito, independentemente do gás de proteção, e quando utilizada atmosfera composta por Ar puro, independentemente do modo de transferência ajustado.

Nesta mesma pesquisa os autores demonstram que os depósitos produzidos em atmosfera de Ar puro apresentaram baixa molhabilidade (Figura 4). Resultados mais favoráveis foram obtidos na soldagem com transferência por *spray* (aerossol). Verificou-se que adições de 5 e de 15% de CO₂ ao Ar, apesar de não produzirem alteração na estabilidade do destacamento das gotas, também não modificaram a geometria da solda, que manteve o perfil de baixa molhabilidade (Figura 5). Resultados favoráveis foram obtidos com adições de 25% de CO₂ (Figura 6). Ensaios conduzidos com atmosfera binária de Ar + O₂ demonstraram que a adição de 25% de Oxigênio ao Ar torna a mistura eficaz no aumento da molhabilidade dos depósitos, mas apresenta como desvantagem, a tendência de produzir uma transferência metálica mais instável. A adição de percentuais de O₂ de 5 e 15% ao Ar não produziram mudanças significativas na geometria da solda. Nos depósitos sobre chapa com transferência por curto-circuito protegida pela mistura ternária (Figura 7), apesar da presença de He e O₂ na composição, não houve uma alteração significativa nos resultados. Resultados mais favoráveis foram obtidos na transferência com corrente pulsada, onde a utilização da mistura ternária Ar/He/O₂ produziu depósitos com molhabilidade muito superior àquela resultante da soldagem com transferência por curto-circuito (Figura 8) (BAIXO; DUTRA, 2009).

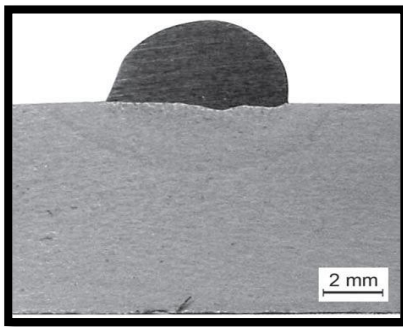


Figura 4 - Macrografia depósito sobre chapa produzido pelo processo MIG com corrente pulsada. Gás: 100% Ar
Fonte: Baixo e Dutra (2009)

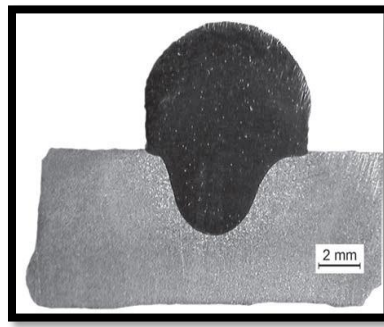


Figura 5 - Macrografia depósito sobre chapa produzido pelo processo MAG com corrente pulsada. Gás: Ar + 15% CO₂
Fonte: Baixo e Dutra (2009)

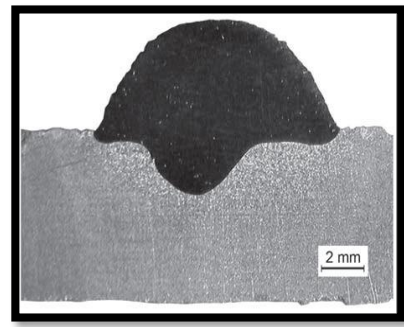


Figura 6 - Macrografia depósito sobre chapa produzido pelo processo MAG com corrente pulsada. Gás: Ar + 25% CO₂
Fonte: Baixo e Dutra (2009)

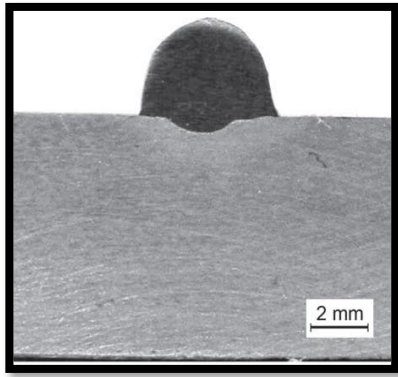


Figura 7 - Macrografia de depósito sobre chapa com transferência por curto-circuito e atmosfera ternária. Gás: Ar + 20% He + 1% O₂
Fonte: Baixo e Dutra (2009)

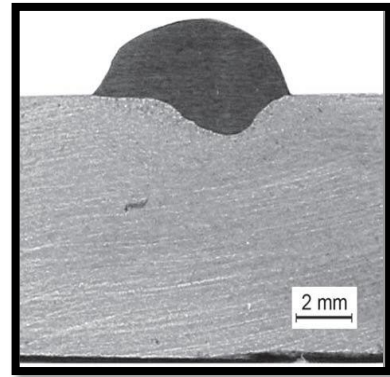


Figura 8 - Macrografia de depósito sobre chapa com transferência com corrente pulsada e atmosfera ternária. Gás: Ar + 20% He + 1% O₂
Fonte: Baixo e Dutra (2009)

Para Tavares (2016), Suban e Tusek (2001), a condutividade térmica, ou seja, a capacidade de conduzir calor, e a condutividade elétrica, que refere-se a capacidade de condução de eletricidade, são outras características importantes, pois favorecem a eficiência de fusão e têm influência na geometria do arco elétrico. A Figura 9 apresenta a condutividade elétrica e térmica dos gases frequentemente utilizados nos processos de soldagem em função da temperatura.

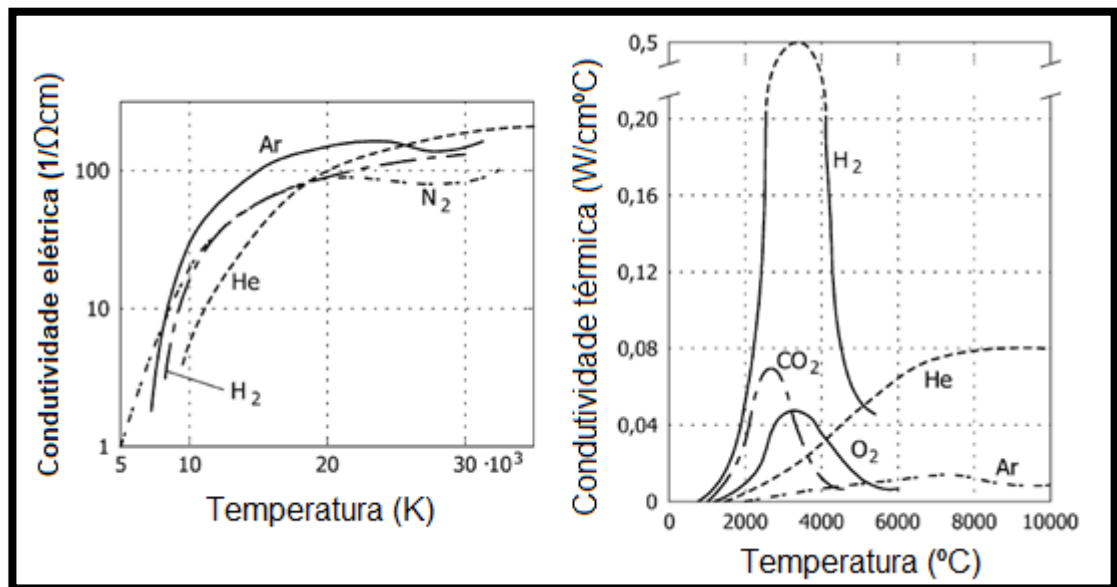


Figura 9 - Condutividade elétrica (esquerda) e térmica (direita) dos gases de proteção a 1 atm em diferentes temperaturas
Fonte: Adaptado de Suban e Tusek (2001)

Na Figura 9 é possível observar que os gases multimoleculares CO_2 , O_2 e H_2 possuem maior condutividade térmica em temperaturas mais baixas, até aproximadamente, 3000°C (SUBAN; TUŠEK, 2001).

2.5. Usinabilidade das Superligas de Níquel

Os objetivos de qualquer processo de usinagem moderno são aprimorar continuamente o volume e a taxa de produção com a melhor utilização dos recursos. Sempre são feitas tentativas para inovar, explorar, planejar e usar recursos de modo que o trabalho de usinagem se torne cada vez mais eficaz, eficiente, economicamente viável e ecológico. Isso requer conhecimento ou conscientização dos fatores que governam a economia de usinagem (KAR et al., 2020).

Segundo Jesus (2019), a Figura 10 apresenta o balanço térmico em um processo de usinagem por corte com ferramenta de geometria definida.

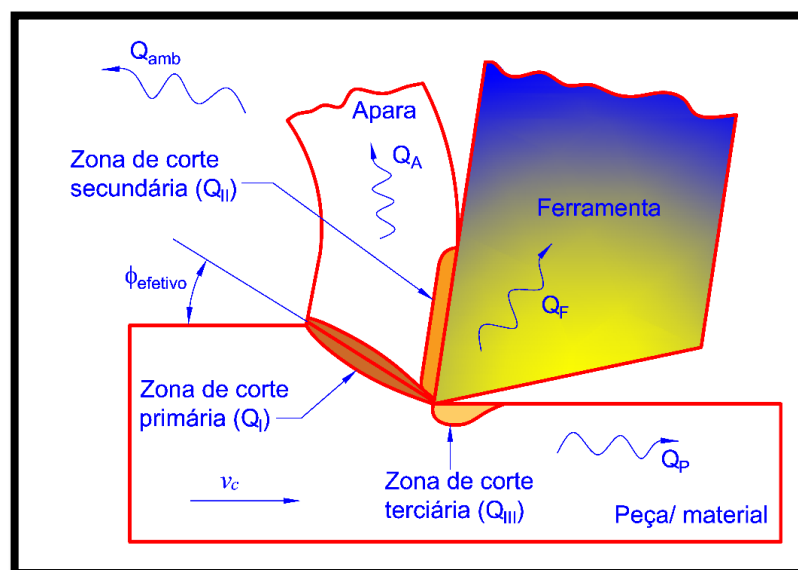


Figura 10 - Principais fontes de geração e dissipação de calor no processo de corte
Fonte: Jesus (2019)

Existem três fontes de calor devido à deformação plástica intensa e/ou fricção: As zonas de corte primária (Q_I), secundária (Q_{II}) e terciária (Q_{III}). Na zona de corte primária a deformação plástica é a fonte mais intensa de geração de calor, nas zonas de corte secundária e terciária, o atrito com a ferramenta é a fonte principal de geração de calor. O calor transferido pela aparta ou cavaco (Q_A) é a parcela de calor que depende das propriedades do próprio material usinado; em materiais maus condutores de calor, esta parcela é menos importante do que para materiais melhores condutores de calor. O calor

transferido para a ferramenta (QF) é a parcela de calor transferida para a ferramenta de corte, ou seja, é responsável pelo aquecimento da ferramenta. O calor transferido para a peça (QP) é a parcela de calor transferida para a peça, sendo responsável pelo aquecimento da mesma levando a distorções e a mudanças de propriedades microestruturais. E por fim o calor transferido para o ambiente (Qamb) é o calor transferido para a zona externa do processo. A utilização de fluídos de corte tem um papel importante no controle da transferência de calor, permitindo reduzir significativamente a temperatura na zona de corte (JESUS, 2019).

Para Choudhury e El-Baradie (1998), as superligas à base de níquel possuem algumas características que são responsáveis por sua baixa usinabilidade. Estas ligas têm matriz austenítica (CFC) e, como os aços inoxidáveis, encruam rapidamente durante a usinagem. Além disso, quando ocorre o cisalhamento do cavaco, este produz abrasivos dente de serra, ou seja, arestas que dificultam o seu manuseio. Essas ligas também têm tendência a soldar com o material da ferramenta na alta temperatura gerada durante a usinagem, e conseqüentemente formar as arestas postiças de corte, formando o desgaste pelo mecanismo de adesão. A presença de carbonetos abrasivos duros em sua microestrutura também dificulta a usinabilidade. Essas características na zona de corte levam ao desgaste de flanco acelerado, desgaste de cratera e entalhe dependendo do material da ferramenta e das condições da usinagem.

Outra característica das ligas de níquel é a baixa condutividade térmica, contribuindo para o aumento da temperatura na ponta da ferramenta e acelerando seu desgaste. Quando comparada à condutividade térmica de aços convencionais (~50 W/m.K) e de ferros fundidos (~46 W/m.K) com as de superligas de níquel (~10 W/m.K), observa-se que estas possuem um valor bem abaixo, o que também produz aumento significativo da temperatura na ferramenta de corte e na peça durante a usinagem. Tudo isto faz com que a usinagem destas ligas ocorra em condições de usinagem bem menores que aquelas utilizadas em ligas de aço, por exemplo, com conseqüente maior tempo de utilização de máquinas ferramenta e maior custo de fabricação. (GUIMARÃES, 2022).

2.5.1. Força de Usinagem no corte tridimensional

Para Peng et al. (2020), durante a usinagem do Inconel® ocorre o surgimento de altas forças de corte e elevadas temperaturas de corte. Além disso, ocorre uma grande

deformação plástica ao usinar superligas com ferramentas de cerâmica e o fenômeno de acoplamento termomecânico deixa as ferramentas propensas a trincas, às vezes até mesmo lascando. Portanto, os mecanismos de propagação de trincas e estimativas de desgaste são urgentemente necessários para analisar o grau de desgaste das ferramentas cerâmicas sob diferentes parâmetros de corte, o que é muito importante para alcançar alta eficiência e corte de alta qualidade. Os resultados desta pesquisa de Peng et al., (2020) mostraram que as forças de corte nas direções x e z eram mais estáveis que as forças na direção y , e o desgaste da ferramenta se intensificava com o aumento da velocidade de corte. Através desses estudos, mudanças nas forças de corte e desgaste da ferramenta são previsíveis. Além disso, a vida útil e o desempenho de corte da ferramenta de cerâmica podem ser melhorados, prevendo a geração de trincas e revelando a relação entre o desgaste da ferramenta e os parâmetros de usinagem.

Para gerar remoção de cavaco num processo de usinagem a ferramenta de corte deve empregar uma força sobre a peça. A reação da peça sobre a ferramenta é chamada força de usinagem. Porém, a direção e sentido desta força não é conhecida, sendo necessário conhecer suas componentes F_x , F_y e F_z . O conhecimento destas componentes da força de usinagem tem importância para projetos de elementos de máquinas, sistemas de fixação de ferramentas e peças, no planejamento de usinagem, na escolha dos parâmetros de corte, no conhecimento dos fenômenos do processo, na qualidade dimensional e da qualidade da superfície usinada, entre outros (VALADÃO, 2016).

Segundo Ribeiro et al. (2015), o estudo das forças de usinagem permite otimizar parâmetros de corte e assim assegurar menor gasto de energia, melhor acabamento e maior vida de ferramenta. Além disso, as forças de usinagem são determinantes para a qualidade geométrica e dimensional da superfície usinada uma vez que suas componentes podem induzir deflexões em ferramentas mais esbeltas. Como no fresamento a área da seção transversal do cavaco varia periodicamente e as forças resultantes, observadas na movimentação que ocorre entre peça e ferramenta, também variam. O material a ser usinado e seu estado de dureza; a velocidade de corte, o avanço e a profundidade de corte; o material da ferramenta; o material de recobrimento; a geometria da ferramenta escolhida; o uso ou não de fluido de corte; o desgaste da ferramenta; os efeitos térmicos; o atrito e as tensões geradas na remoção do cavaco são fatores que, em maior ou menor grau, afetam as componentes das forças de corte na

operação de fresamento. Dessa forma, pode-se afirmar que o monitoramento destas forças é útil para prever ou acompanhar o desempenho global do processo.

O conhecimento das forças de usinagem e/ou de suas componentes é a base para o projeto de uma máquina ferramenta, para a determinação das condições de corte, para a avaliação da precisão de uma máquina ferramenta, em certas condições de trabalho (deformação da ferramenta, máquina e peça), para a explicação de mecanismos de desgaste e também como um critério para a determinação da usinabilidade de peças (RIGATTI, 2010).

Segundo Machado et al. (2015), por estar no espaço tridimensional, a força de usinagem (F_U) possui três componentes básicas que agem diretamente na cunha cortante e, por conseguinte, na estrutura da máquina-ferramenta. A Figura 11 mostra a força de usinagem tridimensional e suas componentes, para os processos de torneamento e de fresamento.

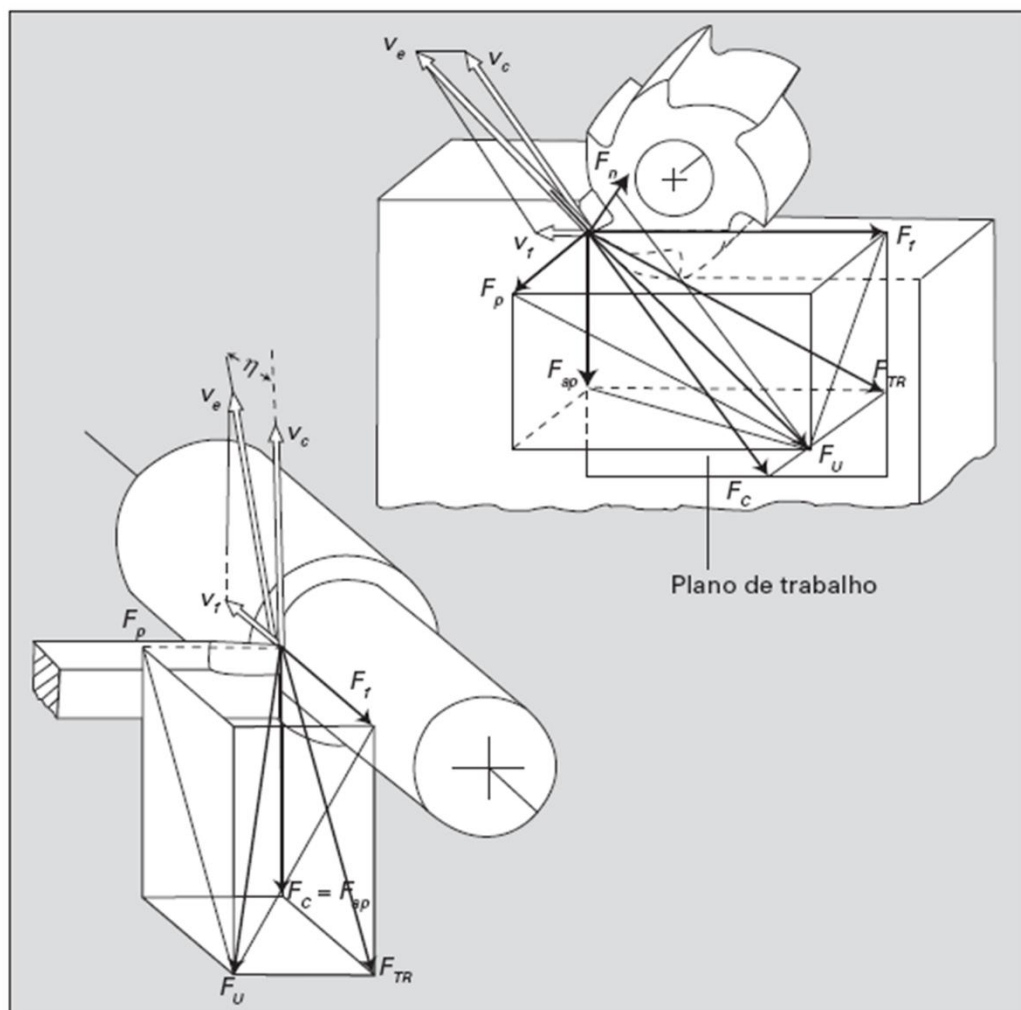


Figura 11 - Forças de usinagem e suas componentes nos processos de torneamento e fresamento
Fonte: Ferraresi (1977) apud (MACHADO et al., 2015)

Machado et al. (2015) ainda afirma que as três componentes básicas da força de usinagem são:

- FC = força de corte, ou força principal de corte, é a projeção da força de usinagem sobre o plano de trabalho, na direção de corte, dada pela velocidade de corte.
- Ff = força de avanço, é a projeção da força de usinagem sobre o plano de trabalho, na direção de avanço, dada pela velocidade de avanço.
- Fp = força passiva, ou força de profundidade, é projeção da força de usinagem perpendicular ao plano de trabalho.

Além dessas componentes básicas pode-se também identificar outras três componentes importantes:

- FTR = força ativa, é a projeção da força de usinagem sobre o plano de trabalho;
- Fn = força de compressão, é a projeção da força de usinagem sobre uma direção perpendicular à superfície principal de corte.
- Fap = força de apoio, é a projeção da força de usinagem sobre uma direção perpendicular à direção de avanço, situada no plano de trabalho.

Como a força de usinagem é normalmente decomposta nas suas três principais componentes (x, y e z), vale sempre a relação:

$$FU = \sqrt{Fap^2 + Ff^2 + Fp^2} \quad (2)$$

A Figura 12 apresenta um sistema de eixos de coordenadas, onde a força de usinagem está decomposta nas direções dos eixos cartesianos (x, y e z) para o processo de fresamento de topo. O sistema de eixos representado na Figura 12 está definido pela rotação da fresa (eixo z), pela direção do avanço (eixo x) e pelo engajamento a_e (eixo y). A componente F_x é a componente da força de fresamento na direção do movimento de avanço da ferramenta, a componente F_y é a componente da força de fresamento na direção do movimento de corte da fresa e a componente F_z é a componente da força de fresamento na direção do eixo da ferramenta (VALADÃO, 2016).

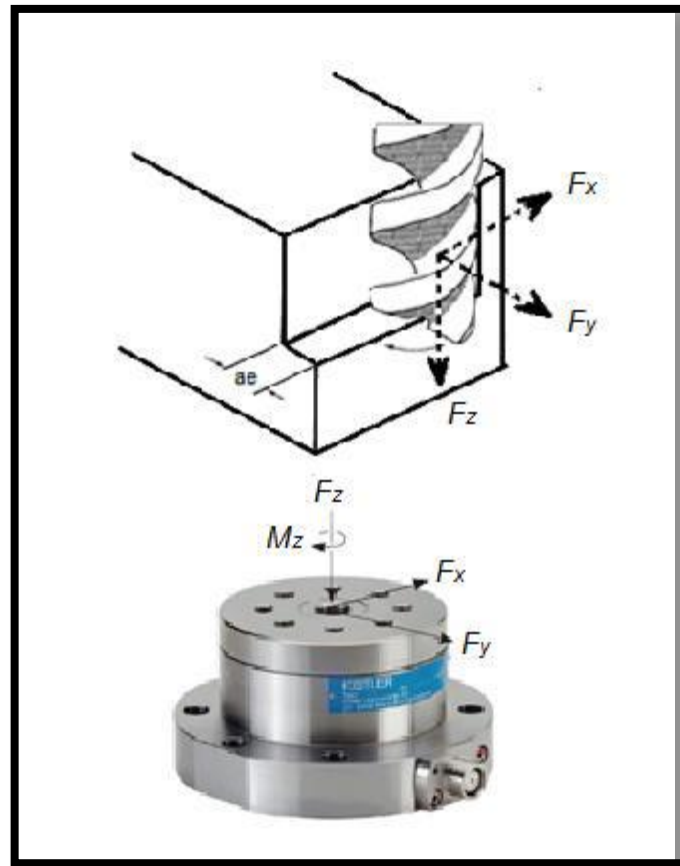


Figura 12 - Componentes da força de usinagem F_x , F_y e F_z e plataforma piezelétrica
Fonte: Valadão (2016)

A medição das componentes da força de usinagem é facilitada pelo emprego de dinamômetros piezelétricos (Figura 12) que são rígidos e apresentam uma sensibilidade adequada para os processos de usinagem. A peça a ser usinada pode ser fixada sobre a base do dinamômetro, de forma que os movimentos da fresa coincidam com os eixo do dinamômetro, como esquematizado na Figura 12 (VALADÃO, 2016).

Nesta pesquisa a peça foi posicionada no dinamômetro de forma que a força de avanço (F_f) se deu em relação ao eixo x , a força ativa (F_{ap}) se deu em relação ao eixo y e a força passiva (F_p) em relação ao eixo z . Desta forma, foi considerado as seguintes relações:

$$F_f = F_x \quad (3)$$

$$F_{ap} = F_y \quad (4)$$

$$F_p = F_z \quad (5)$$

E, portanto, a força de usinagem pode calculada pela seguinte equação:

$$FU = \sqrt{Fx^2 + Fy^2 + Fz^2} \quad (6)$$

A Figura 13 mostra um comportamento típico das componentes da força de usinagem durante um processo de fresamento de canais com uma fresa de um único gume. Devido ao movimento rotativo da fresa é possível notar que as forças variam entre valores positivos e negativos, de acordo com a posição do gume em relação à orientação do sistema de referência e à espessura de corte neste instante (VALADÃO, 2016).

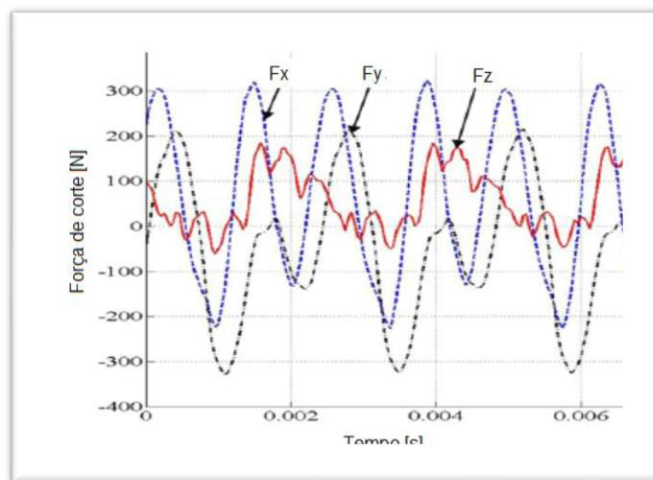


Figura 13 - Componentes da força de usinagem nas direções x, y e z
Fonte: Valadão (2016)

2.5.2. Materiais Utilizados nas Ferramentas de Corte

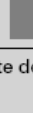
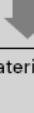
Segundo Santos (2010) os principais materiais utilizados nas ferramentas de corte são:

- ✓ Aços rápidos: A composição química destes aços incorpora C em teores mais altos que os aços carbono comuns, e Cr, Mo, W, V, Co e outros elementos com o propósito de formar carbeto que aumentam a resistência ao desgaste e melhoram as propriedades mecânicas em altas temperaturas. Podem ser fabricados pelo processo convencional de lingotamento, laminação, forjamento e sinterização. Este último pode assegurar propriedades mecânicas mais isotrópicas (SANTOS, 2010).

- ✓ Metal duro: São fabricados pela sinterização de carbeto em pó (W, Ta, Ti, e outros) com um ligante metálico (normalmente Co). Pelo controle do tamanho do grão e

da proporção e composição química dos carbetos, são obtidas diferentes classes de metal duro apropriadas a usinagem de aços, ferros fundidos, aços inoxidáveis, aços refratários, não metálicos, entre outros (SANTOS, 2010), conforme especificado na Tabela 5.

Tabela 5 - Classificação dos metais duros segundo a Norma ISO 513 (2004)

Principais classes			Classes de aplicação			
Letra de identificação	Cor de identificação	Materiais a serem usinados	Metais duros			
P	Azul	Aços: Todos os tipos de aços e aços fundidos, exceto aços inoxidáveis com estrutura austenítica	P01	P05	a	b
			P10	P15		
			P20	P25		
			P30	P35		
			P40	P45		
			P50			
M	Amarelo	Aço Inoxidável: aço inoxidável austenítico e aço duplex (austenítico/ferrítico) e aço fundido	M01	M05	a	b
			M10	M15		
			M20	M25		
			M30	M35		
			M40			
K	Vermelho	Ferro fundido: Ferro fundido cinzento, ferro fundido com grafita esferoidal, ferro fundido maleável	K01	K05	a	b
			K10	K15		
			K20	K25		
			K30	K35		
			K40			
N	Verde	Metais não ferrosos: Alumínio e outros metais não ferrosos, materiais não metálicos	N01	N05	a	b
			N10	N15		
			N20	N25		
			N30			
S	Marrom	Superligas e titânio: Ligas especiais resistentes ao calor à base de ferro, níquel e cobalto, titânio e ligas de titânio	S01	S05	a	b
			S10	S15		
			S20	S25		
			S30			
H	Cinza	Materiais duros: Aços endurecidos, ferros fundidos endurecidos, ferros fundidos resfriados	H01	H05	a	b
			H10	H15		
			H20	H25		
			H30			

a – Aumento da velocidade de corte, aumento da resistência ao desgaste do material da ferramenta.

b – Aumento do avanço, aumento da tenacidade do material da ferramenta.

Fonte: Machado et al. (2015)

✓ Metal duro revestido: O revestimento de ferramentas de metal duro ganhou uma importância muito grande, pois tal revestimento pode garantir um desempenho bem superior à ferramenta sem revestimento na usinagem de materiais ferrosos, sendo estes os materiais mais utilizados na indústria mecânica (MACHADO et al., 2015). Entre os revestimentos que são aplicados habitualmente pelos processos de PVD (*Physical Vapour Deposition*), ou CVD (*Chemical Vapour Deposition*), estão Al_2O_3 , TiN, TiC e

diamante, dentre outros, em camadas simples ou múltiplas. Para Machado et al. (2015) o TiCN é normalmente o mais requisitado como primeira camada justamente por garantir maior aderência do revestimento no substrato e de novos revestimentos sobre ele. Para garantir uma tensão residual de compressão, é comum aplicar uma operação de jateamento para remoção da última camada revestida na superfície de saída das ferramentas. Isso garante maior resistência à propagação de trincas.

✓ Cermets: Trata-se de um grupo considerado intermediário entre os metais duros e as cerâmicas. São produzidos pela sinterização de óxidos e outros compostos (TiC, TiN, TaC), ligados com Ni (ou também Co e Mo) como ligante metálico. São efetivos para usinagem de aços, resistentes ao desgaste e ao aparecimento de cratera durante a formação do cavaco contínuo (SANTOS, 2010). Os pontos fracos dos cermets são as propriedades térmicas: devido à baixa condutividade térmica e ao alto coeficiente de dilatação, o cermet tem um baixo coeficiente de resistência ao choque térmico, bem inferior ao do metal duro, daí a explicação de o cermet só ser eficiente em baixos avanços, a pequenas profundidades de corte e a altas velocidades (operações de acabamento) na usinagem de materiais ferrosos (MACHADO et al., 2015).

✓ Cerâmicas: As cerâmicas são compostas de elementos metálicos e não metálicos, geralmente, na forma de óxidos, carbonetos ou nitretos. A maioria tem estrutura cristalina, mas em contraste com os metais, as ligações entre os elementos são iônicas ou covalentes. São produzidas por sinterização de pós cerâmicos refinados em grande variedade de composições químicas; as cerâmicas para usinagem em uso atualmente são baseadas em alumina (Al_2O_3) ou em variedades de nitreto de silício (Si_3N_4). Também são utilizadas cerâmicas compostas (reforçadas com fibras cerâmicas), e cerâmicas revestidas com revestimentos cerâmicos (SANTOS, 2010). As principais características das cerâmicas incluem: são refratárias, capazes de suportar altas temperaturas sem perder resistência mecânica, frágeis, possuem alta resistência ao desgaste em operações de usinagem, baixa condutividade térmica, boa estabilidade química e térmica, boa resistência à fluência, alta resistência à compressão e baixa resistência à tração (MACHADO et al., 2015).

✓ Diamante sintético policristalino: Sintetizado a grandes pressões e temperaturas, é utilizado em ferramentas de corte e abrasivos. Encontra campo de aplicação na

usinagem de ligas de alumínio-silício e diferentes tipos de materiais compostos. A orientação randômica do PCD constitui uma melhoria com relação ao diamante natural, devido à possível presença neste de planos de clivagem (SANTOS, 2010).

✓ Nitreto Cúbico de Boro (CBN): Sintetizados a grandes pressões e temperaturas, são utilizados como ferramentas de corte e abrasivos. Utilizados na usinagem de aços temperados, ferros fundidos duros, e superligas. O CBN pode ser usado para tornear ligas de níquel, mas dificilmente compete em custo neste campo contra os insertos cerâmicos. Outra aplicação é a de tornear ligas ferrosas muito duras (> 65 HRC) (SANTOS, 2010).

Segundo Santos (2010) a usinagem convencional das ligas resistentes a altas temperaturas é feita com ferramenta de metal duro, classe K, com tempos de vida útil das ferramentas relativamente pequenos, em virtude das sobrecargas térmicas e mecânicas elevadas. As velocidades de corte, dependendo do material da peça, ficam entre 30 a 60 m/min. No entanto, arestas de corte com cantos vivos possibilitam o cisalhamento fácil dos cavacos, reduzindo a tendência ao encruamento do material.

A ferramenta de corte com revestimento adequado pode ter sua vida útil aumentada. O mercado dispõe de classes de metal duro com revestimento à base de óxido de alumínio (Al_2O_3), nitreto de titânio (TiN) e carbeto de titânio (TiC), além de revestimento de nitreto de alumínio-titânio (TiAlN). Comparando-se estes diferentes revestimentos com o metal duro, o Al_2O_3 é o mais resistente contra oxidação, porém sua dureza é reduzida. O TiC apresenta elevada dureza, a qual é reduzida em temperaturas elevadas. A relação equilibrada entre dureza e a resistência ao desgaste por calor torna o TiAlN o material mais indicado como revestimento, para usinagem de ligas à base de níquel (SANTOS, 2010).

Para Machado et al. (2015) a dureza deve ser a primeira e mais importante propriedade a ser observada para a escolha da ferramenta de corte. A Figura 14 apresenta a dureza dos principais grupos de materiais em função da temperatura. É possível observar que até mesmo o metal duro e as cerâmicas têm suas propriedades reduzidas com a temperatura, mas bem acima da apresentada pelos aços rápidos, por exemplo. Isso garante a aplicação dessas ferramentas em condições de corte bem mais severas que as que podem se submeter os aços rápidos. As propriedades de dureza e resistência ao desgaste estão, também, diretamente relacionadas com a capacidade de

imprimir altas velocidades aos processos, uma vez que esse parâmetro é o principal responsável pelo aumento de temperatura.

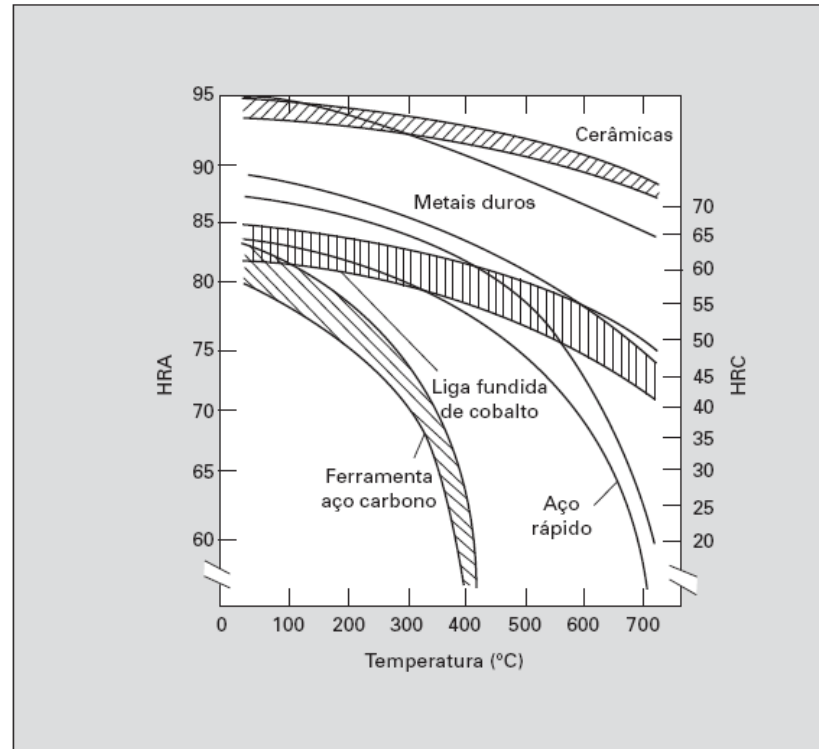


Figura 14 - Variação da dureza dos materiais das ferramentas de corte em relação à temperatura
Fonte: Komanduri (1997) apud Machado et al. (2015)

Durante o fresamento das superligas à base de níquel, o calor gerado concentra-se na aresta de corte da ferramenta com uma intensidade superior àquela atingida no fresamento de aços e ferros e ferros fundidos, visto que a condutibilidade térmica deste material é baixa. Ainda em relação à usinagem dessa liga, o atrito gerado entre a superfície de saída da ferramenta e o cavaco, além do atrito entre a superfície de folga primária e secundária da ferramenta e a peça, resultam em calor e, por conseguinte, em desgaste da ferramenta de corte durante a evolução do processo. Uma terceira fonte de calor, também importante, é o atrito interno que ocorre no plano de cisalhamento ao longo da formação do cavaco. Para diminuir o efeito da temperatura na usinagem de superligas, utiliza-se fluido de corte que pode ter ação refrigerante e/ou lubrificante (RODRIGUES; HASSUI, 2015). Os autores ainda reforçam a afirmação que a temperatura na interface cavaco-ferramenta aumenta com o acréscimo da velocidade de corte e tal parâmetro constitui o limite prático para a usinagem de materiais com alto ponto de fusão, como é o caso das superligas.

Hassui e Rodrigues (2007) realizaram ensaios de usinagem utilizando uma chapa de aço ABNT 8630 revestida com Inconel® 625. A ferramenta utilizada foi um cabeçote de faceamento (código HM 90 F90AP-D63-7-22) de 63 mm de diâmetro com 7 pastilhas com código HM 90 APCR 100304 PDFR-P. Ao longo dos ensaios foi monitorado o desgaste de flanco. A cada percurso de 200 mm da ferramenta cortando, a mesma era retirada da máquina e todas as arestas observadas num microscópio óptico. Ao fim do ensaio, as pastilhas foram guardadas para posterior observação no microscópio eletrônico de varredura. O primeiro procedimento teve por objetivo acompanhar os tipos de desgaste e sua taxa de crescimento, já o segundo objetivou um estudo mais profundo dos fenômenos de desgaste envolvidos.

Como o Inconel® 625 é um material altamente resistente ao calor, a ferramenta e o fluido de corte ficam incumbidos de dissipar a maior parte do calor gerado no processo. No trabalho de Hassui e Rodrigues (2007), outras características consideradas foram a sua propensão ao encruamento e a presença de carbonetos duros que o tornam abrasivos à ferramenta de corte. O desgaste ocorrido na superfície de folga principal foi gradativo, de forma muito lenta. Já a formação do entalhe surgiu repentinamente e progrediu rapidamente. Vale lembrar que a granulometria do metal duro apresenta partículas de tamanho submicrométrico, o que pode ter propiciado esse comportamento do desgaste de flanco. Outro ponto passível de ser observado é o fenômeno da adesão do Inconel® 625 no flanco da ferramenta. A posterior remoção desse material aderido expõe o substrato e pode acelerar o desgaste da ferramenta. Um aspecto importante observado é a influência que uma aresta exerce sobre o desgaste da outra, posicionada subsequentemente na fresa. Este comportamento é resultado da diferença admissível entre a montagem das arestas de corte em uma fresa. À medida que o batimento radial das arestas aumenta, maior o desgaste daquelas que removem um maior volume de sobremetal. Abrasão ocorreu nas superfícies de folga e de saída, nas regiões adjacentes àquelas onde ocorreu a adesão, devido aos carbonetos presentes do material que está escoando sobre a superfície.

Ainda segundo Hassui e Rodrigues (2007), os mesmos afirmam que o fresamento foi feito de forma concordante, o que implica em impactos na entrada do corte, o que também favorece a uma ruptura do revestimento da ferramenta. Para evitar esse dano na ferramenta o fresamento deve se dar de forma discordante. Desta forma o desgaste de entalhe demora mais a ocorrer e conseqüentemente a ferramenta apresenta maior vida ou possibilidade de utilização de velocidades maiores para a mesma vida.

2.5.3. Desgastes e Mecanismos de Desgaste das Ferramentas de Corte

Hutchings (1992), define desgaste como sendo a destruição de uma ou de ambas as superfícies que compõem um sistema tribológico, geralmente envolvendo perda progressiva de material. Segundo Machado et al. (2015), existem pelo menos três formas de desgaste conforme demonstrado na Figura 15:

- Desgaste de cratera (área A);
- Desgaste de flanco (área B);
- Desgaste de entalhe (áreas C e D).

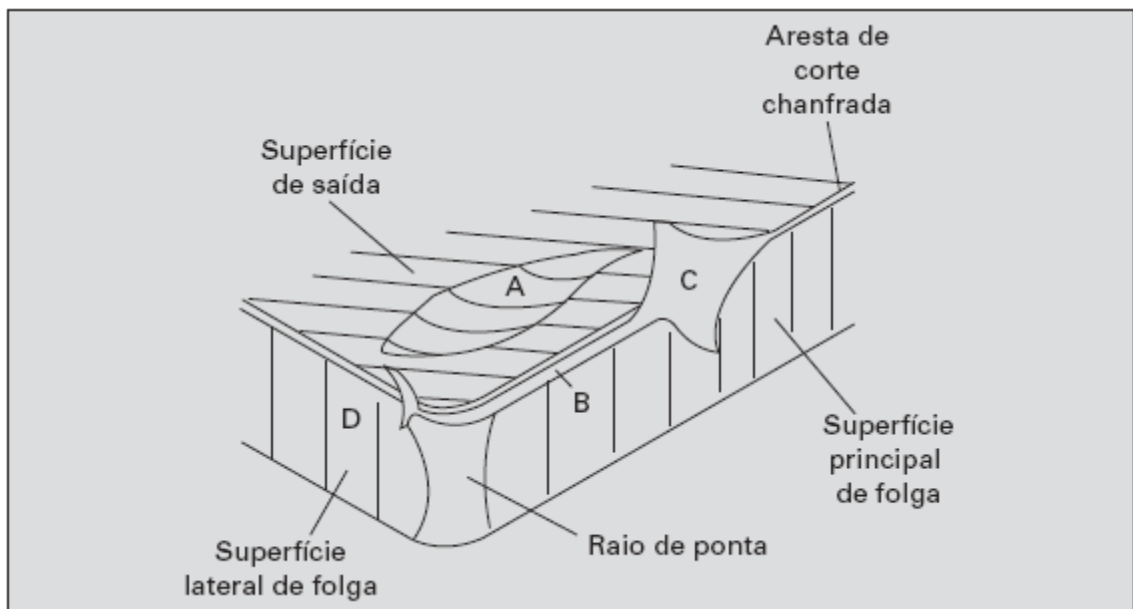


Figura 15 - Principais áreas de desgaste de uma ferramenta de corte
Fonte: Dearnley & Trent (1982) apud Machado et al., (2015)

O desgaste de cratera se manifesta na superfície de saída da ferramenta durante o processo de corte, onde a zona de deslizamento do cavaco está localizada. Esse tipo de desgaste surge da combinação dos mecanismos de abrasão e difusão e é mais comum em altas velocidades de corte devido ao aumento das temperaturas. Esse calor intenso favorece o mecanismo de desgaste por difusão, diminuindo a resistência à abrasão e, conseqüentemente, promovendo o desgaste abrasivo na forma da cratera (AMORIM, 2002).

Ainda segundo Amorin (2002) o desgaste de flanco ocorre nas superfícies de folga da ferramenta, podendo afetar tanto a aresta principal de corte quanto a secundária. Quando atinge a aresta principal de corte, provoca um aumento nas temperaturas e

forças envolvidas no processo de usinagem, podendo causar vibrações tanto na ferramenta quanto na peça. Já o desgaste na aresta secundária de corte, que é crucial para o controle dimensional e a qualidade do acabamento superficial da peça, resulta em uma superfície mal acabada e peças fora das especificações quando ocorre de forma excessiva.

É comum o desgaste de flanco ser mais pronunciado na região onde ocorre o contato com a superfície externa da peça do que nas demais regiões, o que pode ocorrer devido a várias causas, como corte de uma camada de material endurecido pelo passe anterior da ferramenta ou ainda oxidado devido às altas temperaturas, exposição ao ar ou ao fluido de corte. Este tipo de desgaste é chamado desgaste de entalhe. Apesar de nem sempre afetar o processo de corte, o desgaste de entalhe pode ser bastante prejudicial, pois o entalhe costuma ser relativamente profundo, constituindo uma região de concentração de tensões, que pode levar à quebra da ferramenta (AMORIM, 2002).

Segundo Machado et al. (2015), antes que uma dessas formas de desgaste alcance grandes proporções e coloque o processo de usinagem em risco, a ferramenta deverá ser reafiada ou, mais comumente, substituída. O tempo que a aresta de corte trabalha efetivamente antes de ser reafiada ou substituída é denominado “vida da ferramenta de corte”. A Figura 16 apresenta os parâmetros utilizados pela Norma ISO 3685 (1977) para quantificar estes desgastes. Os principais são:

- K_T = profundidade da cratera
- VB_B = desgaste de flanco médio
- $VB_{Bmáx}$ = desgaste de flanco máximo
- VB_N = desgaste de entalhe

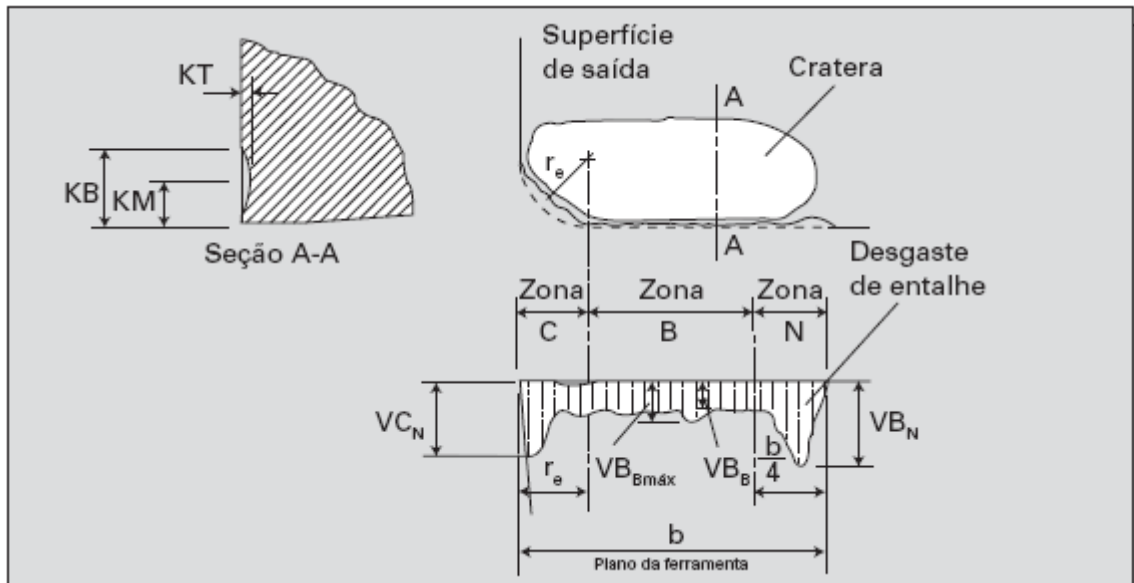


Figura 16 - Parâmetros utilizados para medir o desgaste das ferramentas de corte
 Fonte: Norma ISO 3685 (1977) apud Machado et al., (2015)

Os critérios de fim da vida recomendados pela norma ISO 3685 (1977) para ferramentas de aço rápido, metal duro e cerâmica, em operações de desbaste são:

- Desgaste de flanco médio, $VB_B = 0,3 \text{ mm}$
- Desgaste de flanco máximo, $VB_{Máx} = 0,6 \text{ mm}$
- Profundidade da cratera, $KT = 0,06 + 0,3 f$, (onde f representa o avanço de corte em mm/rev)
- Desgaste de entalhe, $VB_N = 1\text{mm}$
- Falha catastrófica

Desta maneira, quando qualquer um dos limites for ultrapassado, recomenda-se a reafiação ou substituição da ferramenta de corte (MACHADO et al., 2015).

São considerados como mecanismos de desgaste todo fenômeno distinto capaz de provocar desgaste de uma ferramenta de corte. Difusão, abrasão, oxidação e adesão são mecanismos que promovem desgastes através de deformação plástica por cisalhamento, ocorridos na usinagem de metais com alto ponto de fusão. Ocorre também a deformação por altas tensões de compressão ou entalhe cujo processo ocorre na usinagem dos materiais de alta dureza (SÁ, 2010). Para Braguini Jr. (1998) o desgaste das ferramentas de corte ocorre devido a determinados mecanismos de desgaste, que se manifestam de formas distintas.

A literatura apresenta variações na classificação dos mecanismos de desgaste nas ferramentas de usinagem; porém, grande parte dos trabalhos existentes considera

pelo menos seis mecanismos diferentes. Dificilmente o desgaste de uma ferramenta será proveniente de apenas um único mecanismo, mas sim de uma combinação entre eles (MACHADO et al., 2015).

A Figura 17 apresenta um diagrama clássico com os diversos mecanismos de desgaste em função da temperatura (MACHADO et al., 2015).

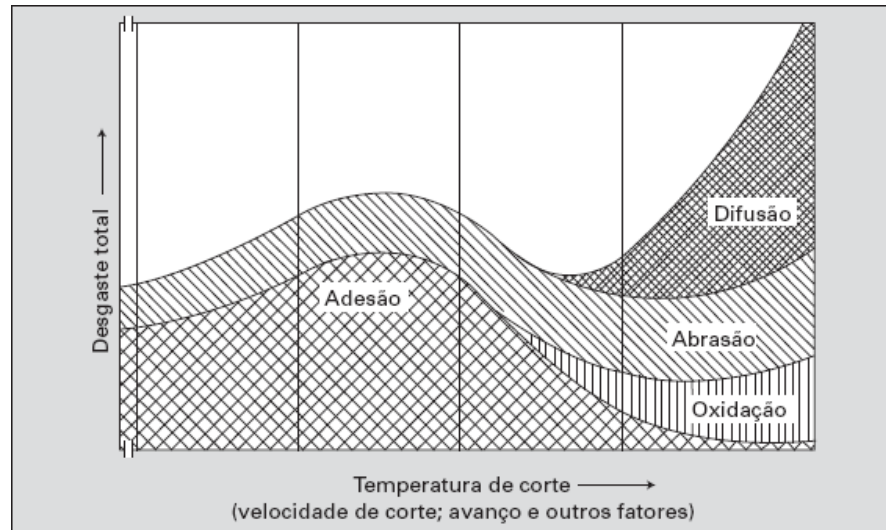


Figura 17 - Diagrama de alguns mecanismos de desgaste
Fonte: Machado et al. (2015)

Os principais mecanismos de desgaste seguem a seguir:

Desgaste por adesão ou *attrition* – Este mecanismo acontece quando sucessivas camadas do material da peça se aderem sobre a superfície da ferramenta devido à baixa temperatura e alta pressão, sendo posteriormente endurecidas devido ao encruamento. Esta estrutura rompe-se, por cisalhamento, e arranca pequenos pedaços da ferramenta ou causa a fratura da mesma. Tal desgaste é mais comum em baixas temperaturas com elevadas pressões sobre a aresta de corte. Pode também ser acelerado dependendo da afinidade química entre os materiais da peça e da ferramenta (BRAGHINI JR., 1998).

A adesão ocorre, geralmente, a baixas velocidades de corte, nas quais o fluxo de material sobre a superfície de saída da ferramenta se torna irregular. A aresta postiça de corte pode aparecer, e na sua presença o processo tem natureza menos contínua, principalmente se ela for instável. Sob tais condições, fragmentos microscópicos são arrancados da superfície da ferramenta e arrastados junto ao fluxo de material adjacente

à interface (MACHADO et al., 2015). A Figura 18 apresenta uma situação em que predomina esse mecanismo de desgaste na presença da APC.

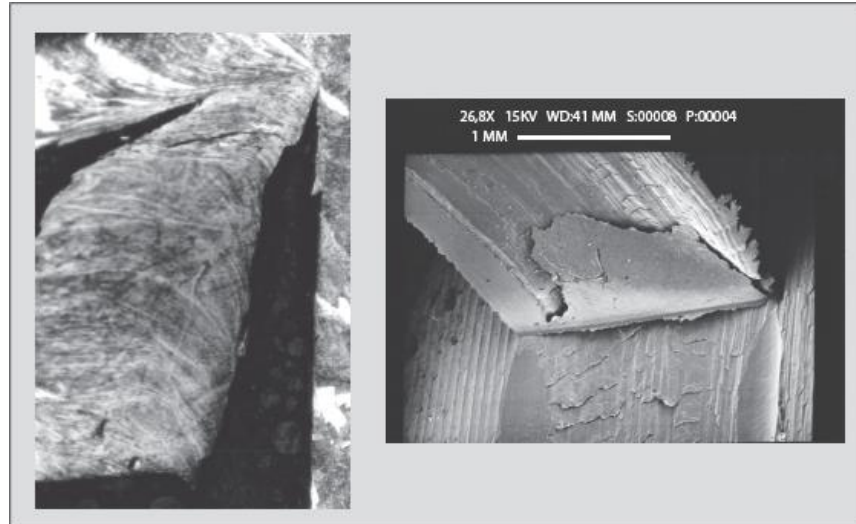


Figura 18 - Presença de APC promovendo adesão na superfície de saída e folga da ferramenta de corte

Fonte: Silva (1998) apud Machado et al. (2015)

A Figura 18 apresenta uma ferramenta de aço rápido onde a cunha de corte da ferramenta já perdeu grande parte de material. O fluxo de fragmentos de APC, de tempos em tempos, arrasta consigo grãos da ferramenta. Este mecanismo de desgaste é característico de baixas velocidades de corte. Entretanto, isso pode ser bem relativo. Se o fluxo de material que corre na superfície de saída, ou na de folga, for irregular, também a altas velocidades, isso pode favorecer a adesão. O que pode ocorrer nessa situação é a predominância de mecanismos mais fortemente dependentes da temperatura que a adesão a altas velocidades (difusão ou deformações), ofuscando a contribuição desse mecanismo de desgaste caso ele esteja presente. Como esse mecanismo se processa no nível dos grãos, no microscópio, as áreas desgastadas por adesão têm uma aparência áspera (MACHADO et al., 2015). A Figura 19 ilustra a área desgastada de uma ferramenta utilizada para usinar Ti6Al4V.

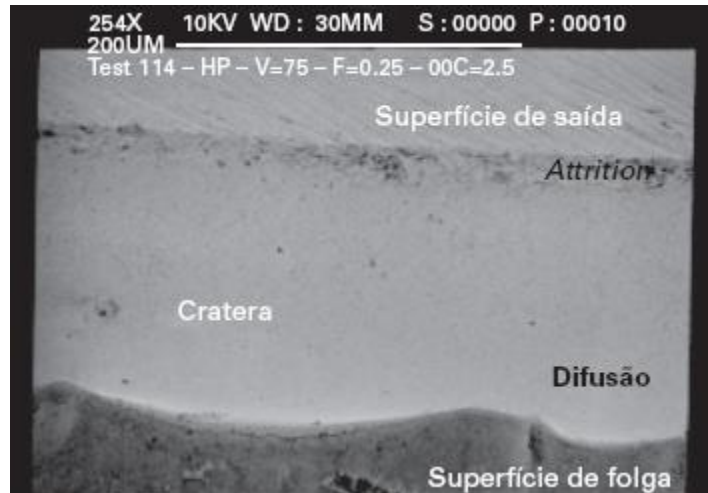


Figura 19 - Detalhe da cratera formada em ferramentas de metal duro K20 após usinar Ti6Al4V a 75 m/min

Fonte: Machado et al. (2015)

Na Figura 19 é possível perceber que na superfície de saída, onde esteve presente a zona de aderência, prevalece a difusão, com o desgaste apresentando um aspecto liso. Onde a zona de escorregamento esteve presente, observa-se o aspecto áspero, característico da adesão (MACHADO et al., 2015).

Desgaste abrasivo - Em sistemas tribológicos de modo geral o desgaste abrasivo ocorre quando o material é removido ou deslocado da superfície por: partículas duras que podem estar soltas entre duas superfícies com movimento relativo, ou que pertencem, a uma das superfícies. No caso de as partículas estarem soltas, a abrasão é considerada de “três corpos”, na qual as partículas duras são livres para rolar e escorregar entre as duas superfícies. No caso de as partículas emergirem de uma das superfícies a abrasão será considerada de “dois corpos” (HUTCHINGS; SHIPWAY, 2017).

Machado et al. (2015) afirma que em usinagem podem ocorrer os dois tipos de abrasão: a dois e a três corpos. No caso da abrasão a dois corpos, as partículas abrasivas são precipitados duros, (óxidos, carbonetos, nitretos ou carbonitretos) que, se pertencentes ao material da peça ou do cavaco, desgastam a ferramenta. No caso da abrasão a três corpos, as partículas abrasivas podem pertencer a ambos, peça e cavaco, que se desprendem por adesão e são mergulhadas no fluxo de material. O desgaste abrasivo pode envolver deformação plástica e fratura frágil, gerando perda ou deslocamento de material por microsulcamento, microcorte ou microlascamento. O

microsulcamento acarreta um deslocamento de material para as laterais do sulco formado, enquanto o microcorte e o microlascamento acarretam perda de material, gerando também sulcos. A aparência característica do desgaste abrasivo é apresentada na Figura 20.

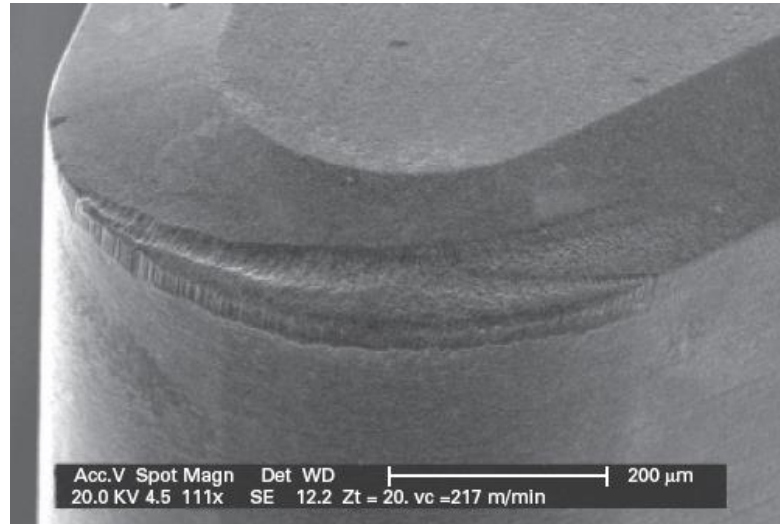


Figura 20 - Desgaste abrasivo em ferramentas de PCBN após usinar aço ABNT 5140 (DIN 19MnCr5) endurecido a 58 HRC
 Fonte: Campos (2004) apud Machado et al. (2015)

É possível observar na Figura 20 a presença de vários sulcos paralelos entre si que foram formados na direção do fluxo de material, tanto do cavaco como da peça (MACHADO et al., 2015). Segundo o autor nesse caso em particular, as partículas provêm da própria ferramenta.

A capacidade do material da ferramenta de resistir a este mecanismo de desgaste está ligada à sua dureza, à temperatura e ao ponto de fusão da mesma. Com o aumento da temperatura a dureza do material da ferramenta tende a diminuir, e isto acontece quando se aumenta a velocidade de corte e o avanço. Consequentemente a temperatura da aresta de corte aumenta, podendo este efeito ser atenuado pelo uso de uma ferramenta com alta condutividade térmica. Essa perda de dureza proporciona o arrancamento de material da ferramenta pelas partículas duras (BRAGHINI JR., 1998).

Desgaste por difusão - Esse mecanismo envolve a transferência de material, no nível atômico, e é fortemente dependente da temperatura, do tempo e da solubilidade dos elementos envolvidos na zona de fluxo (MACHADO et al., 2015). Para Braghini Jr. (1998) este mecanismo está ligado à afinidade química entre o material da ferramenta, o material da peça, a temperatura e pressão. Altas temperaturas alcançadas durante o

corte possibilitam a difusão de elementos químicos entre a peça e a ferramenta, mudando as características de ambas.

Nesse processo, o tamanho dos átomos é também muito relevante. Átomos menores que os da matriz podem formar soluções sólidas intersticiais, enquanto átomos de mesmo tamanho, em relação aos da matriz, tendem a formar soluções sólidas substitucionais, e por fim, átomos maiores que os da matriz não apresentam solubilidade para se difundir na matriz (MACHADO et al., 2015).

Para Trent e Wright (2000), nos processos de usinagem, as velocidades relativas entre ferramenta e peça ou entre ferramenta e cavaco são altas e o tempo de contato entre esses materiais é muito curto. Isso praticamente levaria o mecanismo de difusão a ser desprezível, não fosse a existência de uma zona de aderência (zona morta ou zona de fluxo) na interface ferramenta-cavaco. As temperaturas na zona de fluxo também são elevadas o suficiente (podendo chegar a 1.200 °C) para promover o processo difusivo. A renovação constante da zona de aderência, promovida pela alta taxa de deformação, garante um fluxo difusivo também constante. Se essa zona de aderência não fosse renovada, haveria o saturamento, o que funcionaria como uma barreira à difusão (MACHADO et al., 2015).

Só é concebível a existência da difusão como um mecanismo de desgaste nas ferramentas de corte durante a usinagem se existir o íntimo contato entre as duas superfícies envolvidas nesse caso, entre o cavaco e a ferramenta e entre a peça e a ferramenta. Cada par ferramenta/peça apresentará suas reações particulares, mas todos tendem a enfraquecer a ferramenta de corte, não só pela perda de elementos importantes da ferramenta para o cavaco pelo transporte atômico difusivo, mas também pela combinação com elementos do cavaco que irão envolver perda de carbonetos duros e abrasivos em troca de outros menos resistentes ao desgaste (MACHADO et al., 2015).

Para Trent e Wright (2000) e Machado et al. (2015) esse mecanismo difusivo atua tanto na superfície de saída como na superfície de folga, e a taxa de desgaste aumentará com o aumento da velocidade de corte e do avanço, pois o aumento desses parâmetros eleva a temperatura de corte, que é a fonte de energia para o mecanismo difusivo. Como se processa em nível atômico, no microscópio, as áreas desgastadas por difusão têm uma aparência lisa, como pode ser visto detalhadamente na Figura 21.



Figura 21 - Vista geral do desgaste de uma ferramenta de metal duro K20 após usar Ti6Al4V
Fonte: Machado et al. (2015)

A Figura 21 apresenta uma ferramenta de metal duro da classe ISO K20, sem revestimento, utilizada para usinar Ti6Al4V. É possível observar que ambos, o desgaste de flanco e de cratera apresentam uma textura lisa, característica da difusão.

Mecanismo de desgaste por fadiga - Pode-se manifestar de duas maneiras: fadiga mecânica - a ferramenta falha por seguidos esforços de tração e de compressão na direção da velocidade de corte; fadiga térmica - a ferramenta é sujeita a ciclos térmicos de aquecimento e resfriamento. Ambas as formas podem provocar microtrincas. Normalmente estes dois tipos de fadiga são causados pelo corte intermitente (BRAGHINI JR., 1998).

Mecanismo de Oxidação – A alta temperatura mais o oxigênio presente no ar levam a oxidação para a maioria dos materiais usinados. Tungstênio e cobalto formam um filme de óxido poroso no cavaco, os quais são mais frágeis, porém alguns óxidos como o óxido de alumínio são muito mais resistentes e duros. O desgaste normalmente ocorre na altura da profundidade de usinagem, onde a largura do cavaco termina (BRAGHINI JR., 1998).

Deformação plástica superficial por cisalhamento a altas temperaturas - Alguns autores não consideram esse como propriamente um mecanismo de desgaste; mas um processo de destruição da ferramenta de corte que Trent e Wright (2000) preferiram classificar como mecanismo. Ocorre com mais intensidade na usinagem de

metais com alto ponto de fusão como em ferramentas de aço rápido. As tensões cisalhantes na interface ferramenta/cavaco, nesses casos, são suficientemente grandes para causar deformação plástica na superfície de saída. Por conta das altas temperaturas desenvolvidas, a resistência ao escoamento do material da ferramenta próximo à interface é reduzida. Como consequência o material é cisalhado com o cavaco e arrancado da superfície da ferramenta (MACHADO et al., 2015), formando-se assim uma cratera conforme mostrado na Figura 22.

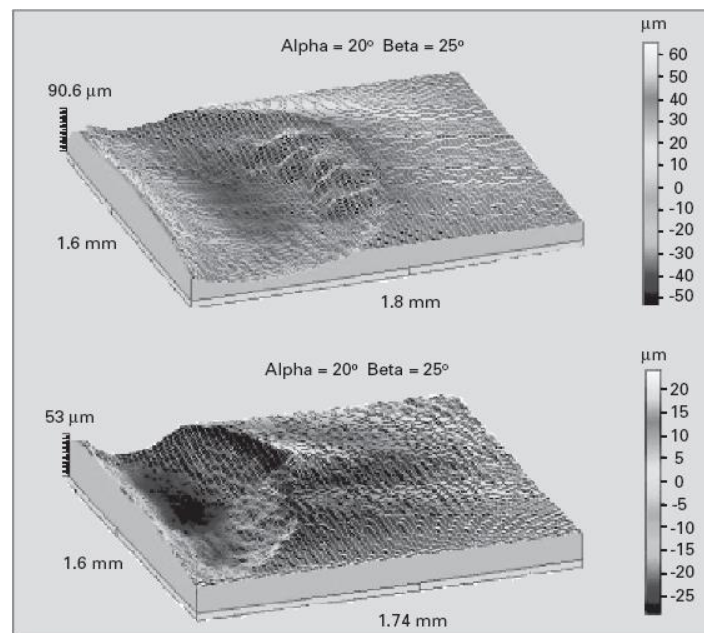


Figura 22 - Perfis de superfícies de saída de ferramentas de metal duro após usinagem de aço endurecido por 16 min: a) sem revestimento; b) revestida com TiAlN
Fonte: Ávila (2003) apud Machado et al. (2015)

Deformação plástica da aresta de corte sob altas tensões de compressão –

Para Machado et al. (2015) esse é outro mecanismo de desgaste não propriamente assim classificado, mas que se identifica mais como uma forma de desgaste. Porém, Trent e Wright (2000) preferiram classificá-la como mecanismo. A deformação plástica da aresta sob altas tensões de compressão ocorre na usinagem dos materiais de elevada dureza. As combinações de altas tensões de compressão com altas temperaturas na superfície de saída podem causar a deformação plástica em arestas de aço rápido ou metal duro. Isso geralmente ocorre a altas velocidades de corte e de avanço e leva a uma falha catastrófica. A Figura 23 apresenta uma ferramenta de corte com uma aresta que sofreu altas deformações de compressão durante o corte.

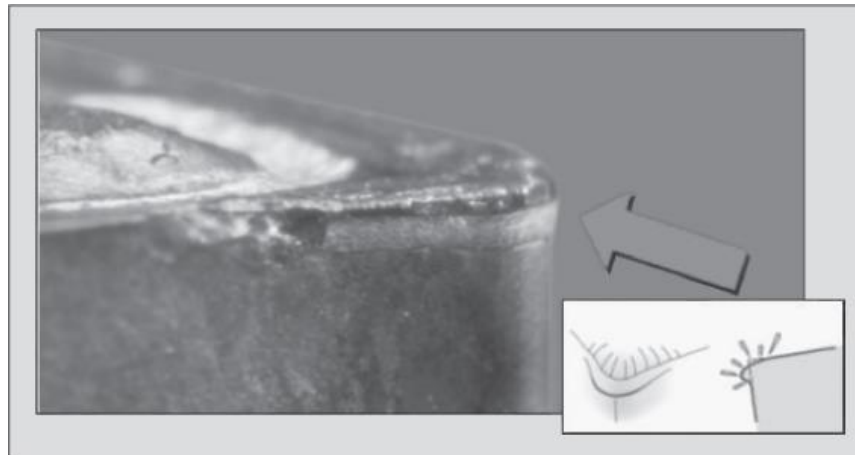


Figura 23 - Deformação plástica ocorrida na ponta da cunha de uma ferramenta de corte
 Fonte: Machado et al. (2015)

A aresta de corte é a região em que a cunha é menos resistente, e, dependendo da tensão promovida pelo cavaco a ferramenta pode entrar em colapso. É fácil entender, portanto, que quanto mais resistente for o material da peça, e quanto menos resistente for o material da ferramenta de corte, mais fácil será que a deformação plástica ocorra. Em ferramentas de metal duro, isso também pode acontecer, mas em ferramentas cerâmicas, devido às suas baixas tenacidades, não é possível ocorrer esse tipo de falha. Isso porque o campo plástico dessas ferramentas é muito pequeno. Se o limite de resistência for atingido, ela entra em ruptura imediatamente, promovendo em seguida a quebra da ferramenta e sem experimentar deformação plástica (MACHADO et al., 2015).

2.6. Rugosidade Superficial

A rugosidade superficial é uma característica crítica em diversas áreas, como engenharia, manufatura, metalurgia e ciência dos materiais. Ela descreve as irregularidades presentes na superfície de um objeto e desempenha um papel fundamental na determinação do desempenho e da funcionalidade de componentes e materiais. Nos últimos anos, tem havido avanços significativos no estudo e na medição da rugosidade superficial, impulsionados pelo desenvolvimento de técnicas e instrumentação mais precisas (WHITEHOUSE, 2010).

Segundo Whitehouse (2010), os termos rugosidade e ondulação podem causar confusão quando trata-se de análise topográfica. A rugosidade são pequenas irregularidades de uma superfície e a ondulação são os erros de forma de uma superfície

real comparada com uma superfície ideal. A Figura 24 representa a diferenciação entre rugosidade, ondulação e perfil nominal de uma superfície.

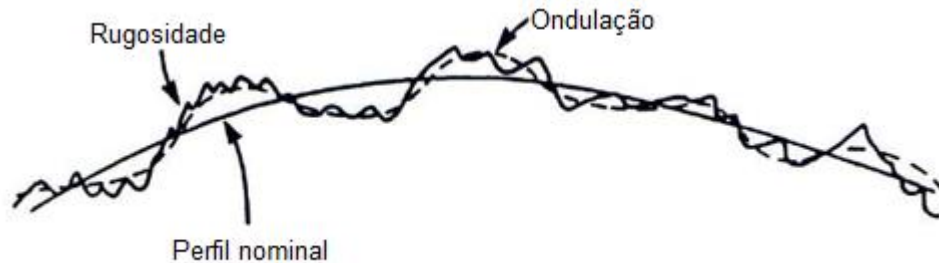


Figura 24 - Rugosidade, ondulação e perfil ideal de uma superfície
Fonte: Adaptado de Whitehouse (2010)

A medição e a análise da rugosidade superficial são realizadas por meio de parâmetros específicos, que fornecem informações quantitativas sobre as características da superfície. Os parâmetros que devem ser analisados dependem do tipo de aplicação que a superfície analisada está submetida. Segundo Placko (2016) e Whitehouse (2011) existem vários parâmetros utilizados para descrever um perfil de rugosidade, mas os principais são os seguintes:

- R_a (Rugosidade média aritmética): é a média aritmética dos desvios da linha média do perfil. O R_a é um indicador geral da rugosidade, fornecendo uma medida do desvio médio da superfície em relação a uma linha de referência;
- R_z (Altura máxima da rugosidade): é a diferença entre o valor máximo e o valor mínimo alcançados pelo perfil dentro de um comprimento de avaliação. Representa a diferença entre os pontos mais altos e mais baixos do perfil;
- R_q (Raiz quadrada da soma dos quadrados): é a raiz quadrada da soma dos quadrados dos desvios da linha média do perfil. É semelhante ao R_a , mas considera a contribuição das irregularidades de alta frequência;
- R_t (Altura total da rugosidade): é a diferença entre o valor máximo (pico mais elevado) e o valor mínimo (vale mais profundo) dentro de um comprimento de avaliação. Representa a diferença absoluta entre o ponto mais alto e o mais baixo ao longo de uma determinada distância;
- R_{max} (Altura máxima individual): é o valor máximo absoluto de um desvio positivo ou negativo em relação à linha média. Indica a maior irregularidade encontrada na superfície;
- R_y é a máxima distância pico-vale dentro do comprimento de avaliação.

Nas medições de rugosidade também é importante definir o *cut-off* (l_e), que se refere ao comprimento de amostragem, o comprimento da medição (l_m) equivalente a cinco vezes o valor do *cut-off* e o comprimento total (l_t) (Figura 25).

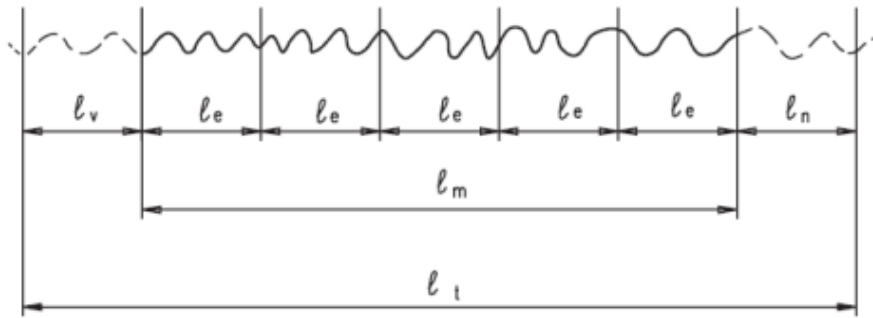


Figura 25 - Definição de *cut-off* (l_e) e comprimento de amostragem (l_m)
Fonte: Adaptado de Whitehouse (2011)

Os valores de *cut-off* são definidos em função dos valores médios da Rugosidade R_a , conforme demonstrado na Tabela 6.

Tabela 6 - Definição do *cut-off* em função da rugosidade R_a

Distância entre sulcos (mm)	l_e (mm)	l_m (mm)
De 0,01 a 0,032	0,08	0,4
De 0,032 a 0,1	0,25	1,25
De 0,1 a 0,32	0,8	4
De 0,32 a 1	2,5	12,5
De 1 a 3,2	8	40

Fonte: Adaptado de Whitehouse (2011)

3. MATERIAIS E MÉTODOS

Este capítulo trata dos materiais e métodos que foram utilizados ao longo da execução do trabalho com a descrição e detalhamento das etapas do procedimento experimental. A Figura 26 apresenta o fluxograma experimental que foi aplicado neste estudo. A metodologia utilizada neste estudo se divide basicamente em três grandes etapas, conforme segue:

- ✓ **Soldagem:** Nesta primeira etapa foi realizada a soldagem de revestimento pelo processo MIG/MAG de chapas de aço ABNT 1020 utilizadas como substrato e como metal de adição foi utilizado arame-eletrodo da classe AWS ER NiCrMo-3 (Inconel® 625) de 1,2 mm de diâmetro. A soldagem das amostras foi realizada utilizando a variação do gás de proteção e também a variação da espessura da chapa do substrato. As misturas do gás de proteção foram: Ar + 25% He e Ar + 8% CO₂. Já as espessuras das chapas utilizadas foram de 9,5 mm e 25,4 mm.
- ✓ **Caracterização:** Após a soldagem, as amostras foram cortadas e caracterizadas através de ensaios metalográficos com macrografia para medição da diluição e micrografia com microscópio óptico e MEV para análise da microestrutura, EDS, difração de raios-X e microdureza.
- ✓ **Usinagem:** Após a caracterização, os revestimentos das amostras foram usinados pelo processo de fresamento em centro de usinagem. Os parâmetros de corte definidos foram utilizados em todas as amostras, independente do gás de proteção utilizado no processo de soldagem e independente da medida da espessura do substrato. Durante o processo de corte, os esforços de corte foram medidos através da criação de um programa em LabVIEW®. Com as superfícies usinadas foi realizada a medição da rugosidade das amostras. Por fim foi realizada a medição dos desgastes das ferramentas de corte. A análise conjunta de todas essas medições trouxe informações precisas sobre a usinabilidade do Inconel® 625.

FLUXOGRAMA EXPERIMENTAL

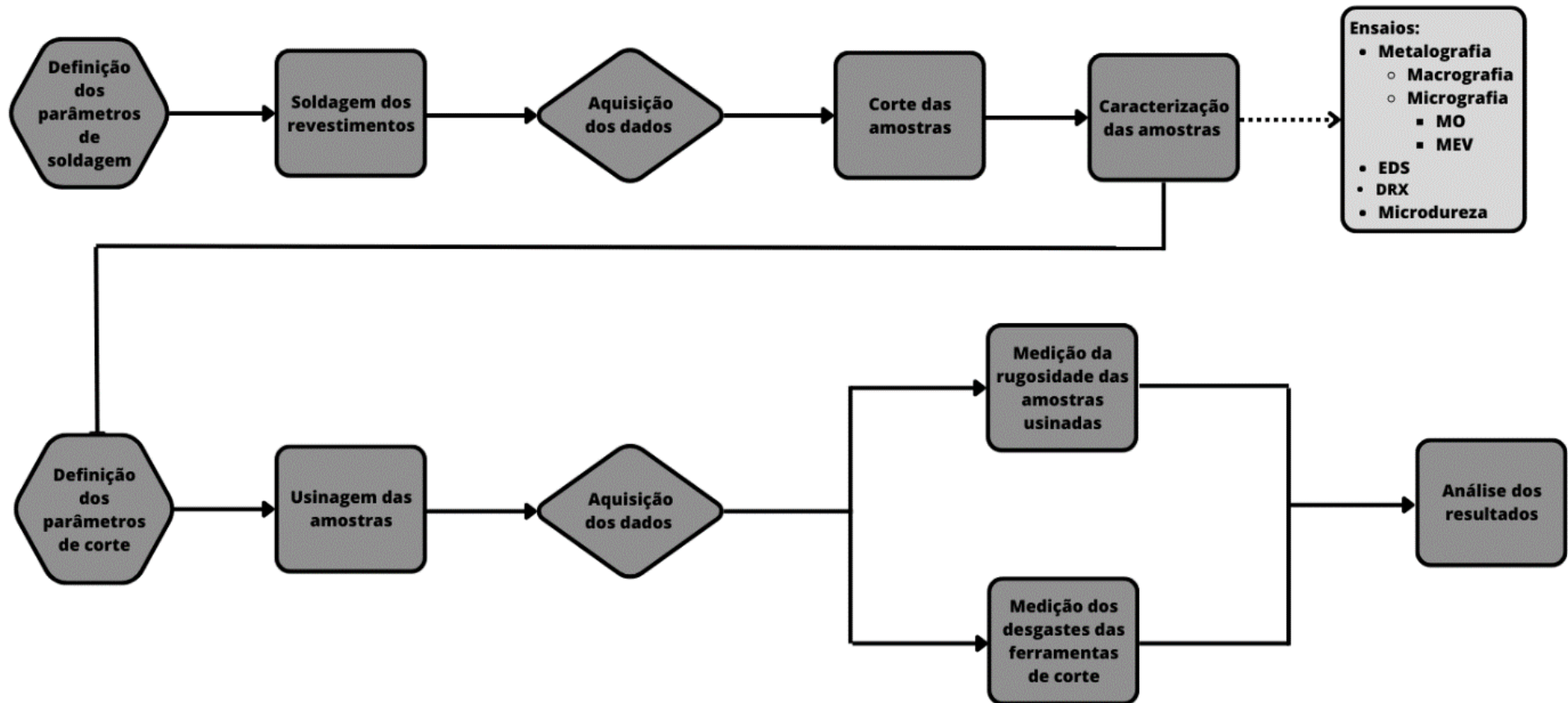


Figura 26 - Fluxograma Experimental
Fonte: O autor

A Tabela 7 apresenta a nomenclatura utilizada para as chapas que foram revestidas pelo processo de soldagem MIG/MAG.

Tabela 7 - Nomenclaturas das chapas soldadas

AH1-9,5	Chapa 1 - Espessura 9,5 mm soldada com 75% de Argônio e 25% de Hélio
AH2-9,5	Chapa 2 - Espessura 9,5 mm soldada com 75% de Argônio e 25% de Hélio
AC1-9,5	Chapa 1 - Espessura 9,5 mm soldada com 92% de Argônio e 8% de Dióxido de Carbono
AC2-9,5	Chapa 2 - Espessura 9,5 mm soldada com 92% de Argônio e 8% de Dióxido de Carbono
AH1-25,4	Chapa 1 - Espessura 25,4 mm soldada com 75% de Argônio e 25% de Hélio
AH2-25,4	Chapa 2 - Espessura 25,4 mm soldada com 75% de Argônio e 25% de Hélio
AC1-25,4	Chapa 1 - Espessura 25,4 mm soldada com 92% de Argônio e 8% de Dióxido de Carbono
AC2-25,4	Chapa 2 - Espessura 25,4 mm soldada com 92% de Argônio e 8% de Dióxido de Carbono

Fonte: Próprio autor.

3.1. Planejamento Experimental

Esta seção apresenta de forma resumida como foi realizado o planejamento experimental e o quantitativo de amostras para cada etapa da pesquisa.

- **Soldagem** – Foram revestidas um total de 8 (oito) chapas de aço SAE 1020 com duas variações de gases de proteção (Ar + 8% CO₂ e Ar + 25% He) e duas variações de espessuras (9,5 mm e 25,4 mm), conforme descrito na Tabela 7.
- **Taxa de resfriamento** – As taxas de resfriamento foram medidas utilizando termopares e sistema de aquisição de sinais. Foram medidas as taxas de resfriamento de todas as chapas soldadas, totalizando 8 (oito) amostras. Os termopares foram posicionados a aproximadamente 2 mm da margem do cordão de solda.
- **Microdureza** – Foram realizados 5 (cinco) medições de perfil de microdureza para cada amostra soldada. As medições foram realizadas na seção transversal do cordão de solda, partindo do topo do cordão até chegar ao substrato. A distância entre os pontos de medição foi de 0,3 mm.

- **Diluição** – Para o cálculo da diluição foram realizados 3 (três) macrografias para cada condição de soldagem. As amostras foram lixadas, polidas e atacadas com reagente eletrolítico com 2,5 V em água destilada + 10% de ácido crômico por 20 s. Após este processo, as amostras foram analisadas e medidas no software *Image J*.
- **Microestrutura** – Para analisar a microestrutura foram realizados um total de 8 (oito) metalografias, uma para cada amostra soldada. As amostras foram lixadas, polidas e atacadas com reagente eletrolítico com 2,5 V em água destilada + 10% de ácido crômico por 20 s. Após este processo, as amostras foram analisadas no MEV/EDS.
- **Difração de Raios-X (DRX)** – Para os ensaios de DRX foram realizados 4 (quatro) amostras. Com o objetivo de dinamizar o trabalho no CEME-SUL as amostras não foram duplicadas.
- **Forças de Usinagem** – As amostras foram cortadas e pré-usinadas nas dimensões de 32 x 32 mm. Foram realizados 5 (cinco) ensaios para cada chapa soldada, somando um total de 40 (quarenta) ensaios de usinagem. Em cada amostra foram usinados 3 (três) passes de 0,5 mm cada. Desta forma, em cada amostra foi gerado um rebaixo de 1,5 mm de profundidade. As Forças de Usinagem foram medidas através de sistema de aquisição de sinais e software *LabVIEW®*.
- **Desgastes das Ferramentas de Corte** – Cada conjunto de 3 (três) insertos foi utilizado para usinar um bloco de 5 (cinco) amostras da mesma condição de soldagem, totalizando 8 (oito) conjuntos de ferramentas e somando 24 (vinte e quatro) insertos analisados. Os desgastes das ferramentas de corte foram medidos com o auxílio de microscópio óptico e software *Image J*.
- **Rugosidade** – As superfícies usinadas tiveram sua rugosidade medida através de rugosímetro e avaliados os parâmetros Ra, Ry e Rz. Para cada amostra usinada foram realizadas 5 (cinco) medições de rugosidade para cada parâmetro, somando um total de 200 (duzentas) medições em cada parâmetro de rugosidade.

3.2. Soldagem de Revestimento

Os materiais definidos para a realização desta pesquisa foram especificados tomando como base os estudos de Tavares (2016) e Souza (2019) realizados anteriormente no LaPES – Laboratório de Pesquisa em Engenharia de Soldagem da FURG. Nesta etapa da pesquisa foram realizadas as deposições dos revestimentos através do processo de soldagem MIG/MAG. Como substrato foram utilizadas quatro chapas de aço ABNT 1020 com dimensões de aproximadamente 300 x 300 x 9,5 mm e quatro chapas de aço ABNT 1020 com dimensões de aproximadamente 300 x 300 x 25,4 mm. Como metal de adição foi utilizado arame-eletrodo AWS ER NiCrMo-3 (Inconel® 625) de diâmetro 1,2 mm. Como gás de proteção foram escolhidos a mistura inerte Ar + 25% He e a mistura ativa Ar + 8% CO₂, ambas utilizando uma vazão de 15 l/min. Para a soldagem foi utilizada uma fonte inversora multiprocesso do fabricante Lincoln Electric modelo Power Wave 455/SST regulada para se trabalhar no modo MIG/MAG convencional.

Utilizou-se a técnica de tecimento para se obter uma baixa convexidade do cordão de solda. Para a movimentação da tocha foi utilizado um braço robótico com seis graus de liberdade da marca Motoman modelo HP20D com controlador modelo DX100, que permitia regular o tecimento (frequência e amplitude) e a velocidade de soldagem. Adicionalmente, o sistema de translação utilizado garante a manutenção constante dos valores da distância bico de contato peça (DBCP) e da velocidade de soldagem.

Para a medição dos valores dos parâmetros de soldagem (tensão e corrente de soldagem) foi utilizado um equipamento eletrônico de monitoramento (sistema de aquisição de sinais). Este equipamento possibilitou medir os valores da corrente e tensão com taxa de aquisição dos sinais de 5 KHz. A fim de se obter os parâmetros iniciais de soldagem foram realizados testes preliminares do tipo cordão sobre chapa a fim de definir a velocidade de alimentação, velocidade de soldagem, distância do bico contato peça (DBCP), corrente, tensão e vazão do gás de proteção. Com base nestes testes preliminares os parâmetros de soldagem definidos estão demonstrados na Tabela 8. Estas definições foram de extrema importância para manter a uniformidade da soldagem durante todo o processo.

Tabela 8 - Parâmetros e condições de soldagem

	I_{nom} ~(A)	U_r (V)	V_{sold} (mm/s)	V_{alim} (mm/s)	DBCP (mm)	Q (l/min)
AC-25,4	220	25	4,17	1,17	17	15
AC-9,5						
AH-25,4						
AH-9,5						

Onde: I_{nom} = corrente nominal; U_r = tensão de referência; V_{sold} = velocidade de soldagem;

V_{alim} = velocidade de alimentação; DBCP = Distância bico de contato peça; Q = vazão do gás de proteção.

Fonte: Próprio autor

Para evitar a distorção em excesso das chapas soldadas foi utilizado um dispositivo para fixação do substrato conforme Figura 27. Este dispositivo foi fixado na mesa de soldagem através de parafusos de fixação. Já as chapas do substrato foram travadas ao dispositivo com auxílio de barras parafusadas em suas extremidades e sempre no sentido do cordão de solda.



Figura 27 - Suporte para fixação das placas de teste

Fonte: Próprio autor

O revestimento foi depositado em apenas uma camada, suficiente para executar os ensaios de usinagem posteriormente. Sempre entre um cordão e outro foi colocado uma sobreposição de 50% aproximadamente. Segundo Souza (2019), entre um cordão

e o próximo deve ser estabelecida uma temperatura de interpasses menor do que 40 °C com intuito de não influenciar na taxa de resfriamento. Para este controle foi utilizado um termômetro digital com infravermelho conforme demonstrado na Figura 28.



Figura 28 - Medição de temperatura
Fonte: Próprio autor

Para a medição da taxa de resfriamento foram utilizados termopares Tipo K, fixados a cerca de 2 mm da margem do cordão de solda conforme demonstrado na Figura 29. Os termopares foram soldados pela técnica da solda ponto (descarga capacitiva) com o auxílio de uma fonte de alimentação com uma tensão elétrica de 30 V e um banco de capacitores. Para aquisição dos sinais foi utilizado uma placa de aquisição da marca *Nationals Instruments*® modelo NI USB-9162, onde foram adquiridas as temperaturas pelo tempo de 600 s com taxa de aquisição de 2 Hz.



Figura 29 - Fixação dos termopares
Fonte: Próprio autor

Para o cálculo da taxa de resfriamento foi utilizado a metodologia $\Delta T_{8/5}$, onde foram coletadas as diferenças do tempo de resfriamento entre as temperaturas T_i (800 °C) e T_f (500 °C). Divide-se então a diferença de temperatura (300 °C) pela diferença do tempo em segundos coletados nas temperaturas de 800 e 500 °C. Desta forma obtemos a taxa de resfriamento $\Delta T_{8/5}$ para cada amostra apresentado na Equação (7). Estas temperaturas são utilizadas na literatura em função das zonas de transformações de fases do material.

$$\Delta T_{8/5} = \frac{T_i (^{\circ}\text{C}) - T_f (^{\circ}\text{C})}{\Delta t (s)} \quad (7)$$

3.3. Caracterização das Amostras

Após o processo de soldagem dos revestimentos, as amostras passaram pelo processo de caracterização através de análise de perfil de microdureza, análise da diluição através de macrografia, análise microestrutural através de micrografia óptica e MEV e difração de raio-X.

3.3.1. Ensaio de Microdureza

O ensaio de microdureza Vickers foi realizado com o objetivo de determinar o perfil da dureza do revestimento de Inconel® e correlacionar com os demais ensaios realizados, principalmente os ensaios de usinabilidade. As medições foram realizadas a partir do topo do revestimento em direção ao substrato. O equipamento utilizado é um microdurômetro *Micro Hardness Tester* de marca SHIMADZU modelo HMV-2T localizado no PPMec/FURG. Para este ensaio foi utilizado 1 Kgf de carga com o tempo de 10 segundos em cada medição a uma distância de 0,3 mm entre as mesmas.

3.3.2. Macrografia

Para a realização das macrografias as amostras foram lixadas obedecendo à seguinte ordem granulométrica das lixas: 120, 220, 320, 400 e 600. Depois de terminada esta etapa, as amostras foram polidas com pasta de diamante de 3 µm e 1 µm utilizando álcool etílico como lubrificante e em seguida atacadas com reagente eletrolítico com 2,5 V em água destilada + 10% de ácido crômico por 20 s. Depois de atacadas, as amostras

foram analisadas através de um microscópio metalúrgico de baixa magnificação – Lupa da marca Leica modelo S6D com auxílio do programa *ImageJ* no Laboratório de Metalografia do PPMec da FURG. O objetivo foi realizar o cálculo da diluição na seção transversal das amostras das placas revestidas com Inconel® 625. Foram realizadas três medidas de diluição nas seções em diferentes posições das amostras.

3.3.3. Micrografia

Para analisar a microestrutura do revestimento de Inconel® 625 foram realizados ensaios de metalografia onde as amostras foram observadas em microscópio óptico e em microscópio eletrônico de varredura (MEV). Para realizar a micrografia as amostras foram lixadas obedecendo a seguinte ordem granulométrica das lixas: 120, 220, 320, 400, 600 e 1200. Depois de terminada esta etapa, as amostras foram polidas com pasta de diamante de 3 μm e 1 μm e a seguir atacadas com reagente eletrolítico com 2,5 V em água destilada + 10% de ácido crômico por 20 s. Depois de atacadas, as amostras foram analisadas através de um microscópio óptico de luz refletida com sistema de análise de imagens da marca Olympus GX 51S pertencente ao laboratório de metalografia do PPMec da FURG e também no MEV/EDS JEOL JSM – 6610LV do Centro de Microscopia Eletrônica da Zona SUL – CEMESUL também da FURG, com o intuito de identificar as microestruturas das amostras em cada parâmetro estudado.

Para analisar a composição química pontual ou por área das amostras foi utilizada a espectroscopia por energia dispersiva – EDS, a fim de obter o conhecimento das concentrações dos elementos químicos presentes nas distintas fases do revestimento.

3.3.4. Difração de Raios-X (DRX)

Para identificar as diferentes fases cristalinas presentes no revestimento de Inconel® 625 foram realizados ensaios de difração de raios-X (DRX). Os ensaios foram realizados no Centro de Microscopia Eletrônica da Zona SUL – CEMESUL da FURG em um difratômetro da marca Bruker modelo D8 Advance. As amostras foram cortadas nas dimensões de 10 x 10 x 10 mm, lixadas até a lixa de granulometria 600. Utilizando como referência o trabalho de Souza (2019) foram utilizados os seguintes parâmetros: tensão de 40 kV, corrente de 40 mA, comprimento de onda (λ) de 1,5418 Å, ângulo de varredura de 10° a 120° com passo de 0,05° e tempo de 1 s. Para realizar a interpretação desses

espectros foi utilizado o programa X'Pert HighScore 2.0 e também comparados com a literatura existente.

3.4. Usinagem dos Revestimentos de Inconel®

Após a caracterização das amostras soldadas, as peças foram usinadas pelo processo de fresamento no laboratório de usinagem do IFRS – Campus Rio Grande. Foi utilizado um centro de usinagem de três eixos da marca Veker modelo MVK-800 com controle numérico SIEMENS 828-D (Figura 30), potência de 20 kVA, rotação máxima do fuso 10.000 RPM, guias lineares com avanço máximo de 30 m/min e precisão de deslocamento dos eixos 0,001 mm.



Figura 30 - Centro de Usinagem Veker
Fonte: Próprio autor

Primeiramente as amostras foram cortadas em uma serra-fita horizontal e a seguir foram usinadas em uma fresadora universal com as dimensões de 34 x 34 mm mantendo sua altura original do substrato + revestimento, conforme demonstrado na Figura 31. Foram usinadas cinco amostras de cada chapa soldada, somando um total de 40 (quarenta) amostras usinadas no centro de usinagem. Em cada amostra foram realizados três passes com 0,5 mm de profundidade de corte em cada passe, totalizando um rebaixo de 1,5 mm de altura final em cada amostra. Foi utilizado fluido de corte sintético, biodegradável e emulsionável da marca JEFLUB Lubricorte-400.

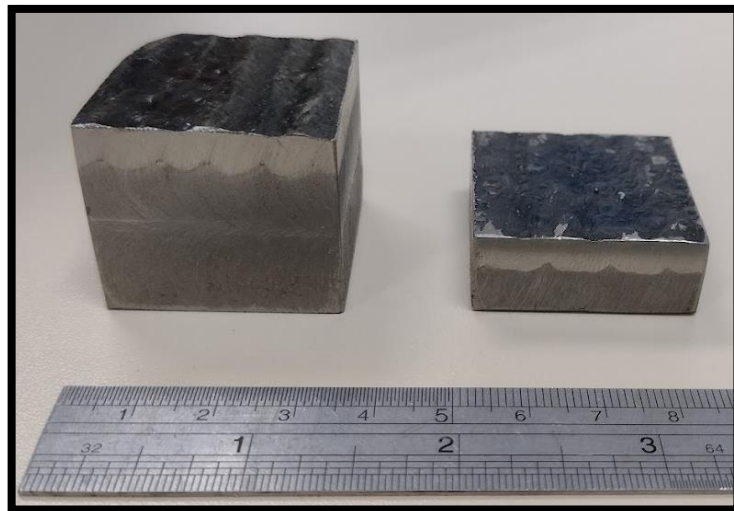


Figura 31 - Amostras preparadas para o ensaio de usinabilidade
Fonte: Próprio autor

Para a usinagem das peças foi utilizado um cabeçote fresador tipo fresa de topo modelo 90GR BT999-25-3L-APLX10-AL da marca Black Tools conforme Figura 32. Este cabeçote é uma fresa de topo com três insertos intercambiáveis com diâmetro do corte de 25 mm. Já como ferramenta de corte foram utilizados insertos intercambiáveis para fresamento de metal duro modelo APKT 1003 PDTR LT30 – PVD, da marca Lamina Technologies conforme demonstrado na Figura 33. Esta ferramenta possui duas arestas de corte e é conhecida por sua alta eficiência de corte, excelente acabamento superficial e longa vida útil. É especialmente indicado para usinagem em altas velocidades de corte e avanço, o que a torna uma ferramenta bastante utilizada em processos de produção em série na indústria metalmeccânica.



Figura 32 - Fresa de topo com insertos intercambiáveis
Fonte: Próprio autor

A Figura 33 apresenta uma ferramenta de corte de metal duro com conceito Multi-Mat^{®2} projetada para ser utilizada em operações de torneamento, fresamento e mandrilhamento de materiais como aços, ferros fundidos, ligas de alumínio, ligas de níquel, entre outros. Possui revestimento de nitreto de titânio-alumínio (TiAlN) modificado com alumínio, cromo e outros elementos, com estrutura multicamadas otimizando assim sua dureza, resistência ao desgaste e tenacidade. O tipo de deposição desse revestimento se dá por PVD (*Physical Vapor Deposition*) *Hyper-pulse*, especialmente desenvolvido pela fabricante para ser aplicado em insertos de metal duro para melhorar a sua performance de corte em operações de usinagem.



Figura 33 - Inserto APKT 1003 PDTR LT30
Fonte: Próprio autor

Além das informações já citadas anteriormente, esta ferramenta é própria para a usinagem de aços em geral, ferros fundidos e aços endurecidos. Possibilita uma profundidade de corte máxima de 5,4 mm, velocidade de corte máxima de 50 m/min e avanço de 0,14 mm/dente. Estes dados são recomendados pelo fabricante para a usinagem das superligas de níquel. Portanto, essa ferramenta é uma alternativa às ferramentas cerâmicas para usinagem dos revestimentos de Inconel[®].

3.4.1. Aquisição das Forças de Usinagem

De forma esquemática está representado na Figura 34 o sistema de aquisição de sinais que foi montado durante este trabalho, sendo composto por: um dinamômetro

² Marca registrada da empresa Lamina Technologies para representar o conceito de usinagem de diversos tipos de materiais com a mesma ferramenta.

piezelétrico (célula de carga); um amplificador de sinais; placa de conversão de sinais; notebook equipado com programa de aquisição de sinais em ambiente LabVIEW®.

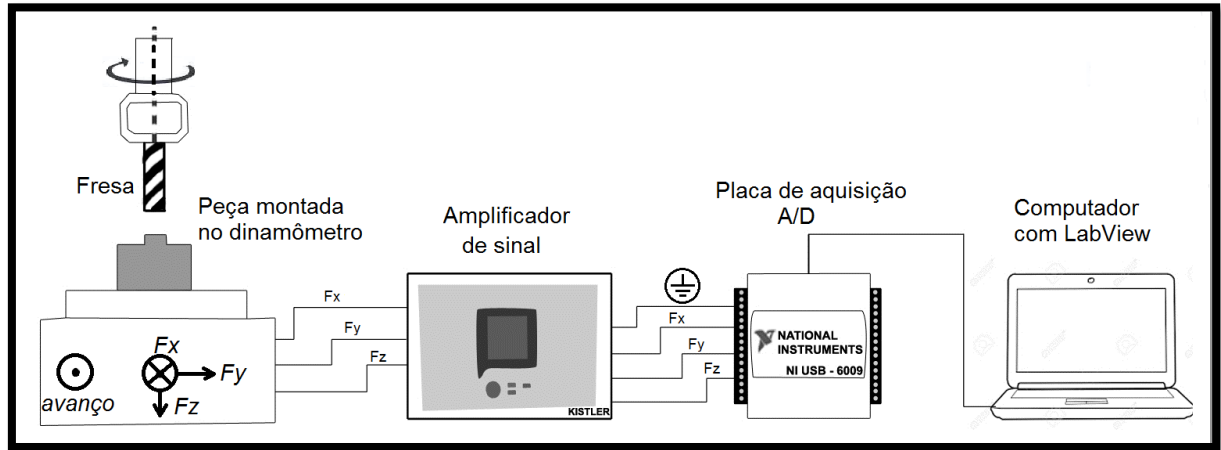


Figura 34 - Diagrama esquemático do sistema de aquisição de sinais
Fonte: Valadão (2016)

No dinamômetro demonstrado na Figura 35-A, foram utilizados três canais de força (F_x , F_y e F_z). A sensibilidade de cada canal foi ajustada conforme os níveis de força esperados em cada processo. O dinamômetro foi montado de forma que seus eixos coordenados coincidiram com os eixos de referência da máquina. Os eixos de referência para medição das forças em relação ao deslocamento da ferramenta são: a força F_x (F_f) possui direção do avanço no plano de trabalho, a força F_z (F_p) a direção do eixo da ferramenta e perpendicular ao plano de trabalho e a força F_y (F_{ap}) é perpendicular a ambas anteriores e também pertencente ao plano de trabalho.

A faixa da escala de força no amplificador demonstrado na Figura 35-B foi regulada baseada em testes preliminares e atribuída em cada canal, de forma que a faixa não ficasse nem muito pequena e nem muito grande. Esta etapa do trabalho é importante para que não se perca nenhum dado no momento da aquisição. Também foi utilizada uma placa de aquisição de sinais A/D da NATIONAL INSTRUMENTS modelo NI USB-6009 (Figura 35-C) com capacidade total de aquisição de 48 kHz, configurada através do software LabVIEW®, instalado no microcomputador.



Figura 35 - A) Dinamômetro piezelétrico (célula de carga); B) Amplificador de sinais; C) Placa de aquisição de sinais
Fonte: Próprio autor

Para realizar a calibração do sistema de aquisição de sinais, verificou-se primeiramente se o conjunto estava em perfeito funcionamento. Logo a seguir, a célula de carga foi colocada na máquina de ensaio de tração/compressão INSTRON EMIC 23-300 no Laboratório de Ensaios Mecânicos da FURG e foi aplicada sobre a mesma várias cargas no sentido do eixo z (Figura 36-A) e foram anotados os valores indicados na leitura do amplificador correspondente a cada força aplicada na máquina. Para os demais eixos (x e y) foi utilizado um dinamômetro manual de mola para verificar a calibração. O mesmo foi fixado na mesa de uma fresadora junto com a célula de carga e através de um dispositivo com uma base e um sistema de porca e parafuso (Figura 36-B e C), as forças foram sendo ajustadas no dinamômetro e os valores indicados na leitura do amplificador foram anotados.

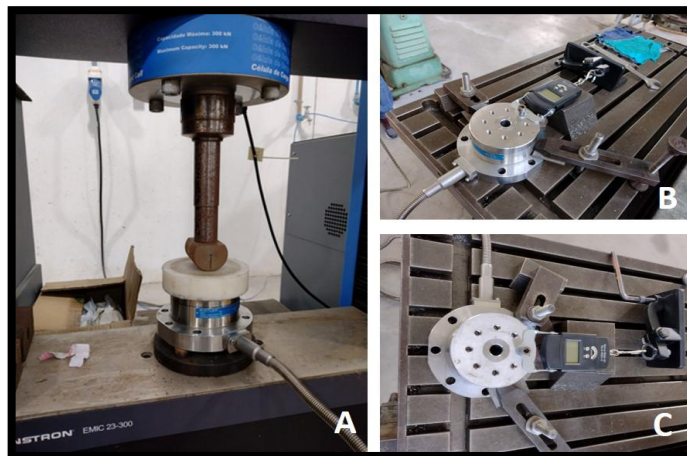


Figura 36 - Calibração do sistema de aquisição de sinais: A) Eixo z; B) Eixo y; C) Eixo x.
Fonte: Próprio autor

Os dados referentes a cada eixo foram tabelados e assim definidas as equações de calibração para os eixos x, y, z (Apêndice A). Somente após a calibração e ajuste dos dados foi possível começar os testes de usinagem.

A Figura 37 apresenta o sistema de orientação dos eixos coordenados em relação ao sistema ferramenta-peça. Também é apresentado nessa imagem, o sistema de fixação das amostras através de uma morsa fixada através de parafusos em cima do dinamômetro.

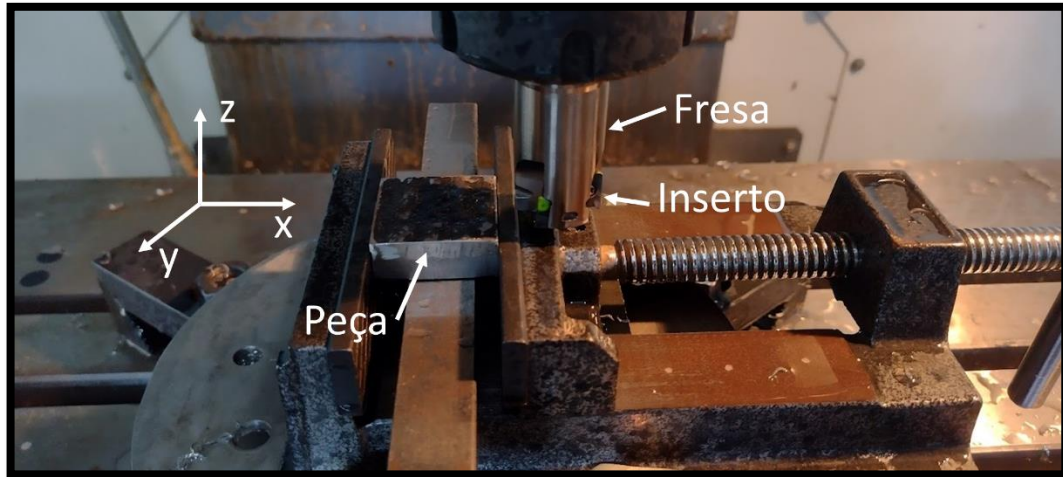


Figura 37 - Esquema de referenciamento dos eixos coordenados em relação ao sistema ferramenta-peça
Fonte: Próprio autor.

3.4.2. Criação de Instrumento Virtual em ambiente LabVIEW®

O LabVIEW® é uma linguagem de programação gráfica em um ambiente de desenvolvimento integrado projetado para criar aplicações que lidam com aquisição, processamento e visualização de dados. Baseado em programação intuitiva, o que significa que o código é criado por meio de diagramas de blocos que representam o fluxo do programa, tornando o LabVIEW® uma ferramenta versátil para a criação rápida de aplicações de controle e aquisição de dados, bem como para a realização de análises de dados em tempo real.

Um instrumento virtual (VI) no LabVIEW® é composto basicamente por duas partes: diagrama de blocos (Figura 38) e painel frontal (Figura 39). O diagrama de blocos é a parte principal de um VI, onde o usuário pode criar a lógica do programa usando blocos de função. Cada bloco representa uma operação específica, como adição, subtração, multiplicação, divisão, controle de fluxo, aquisição de dados, entre outras. O diagrama de blocos também inclui estruturas de controle de fluxo, como loops e estruturas condicionantes, permitindo controlar a execução do programa com base em condições específicas. Já o painel frontal é a interface gráfica do usuário que permite a interação com o programa desenvolvido. É a área onde os controles são alocados para

permitir que o usuário interaja com o VI. Desta forma é possível personalizar a aparência do VI conforme as necessidades do usuário. O painel frontal também pode exibir gráficos, tabelas, imagens e outros elementos visuais para apresentar os resultados do processamento do programa.

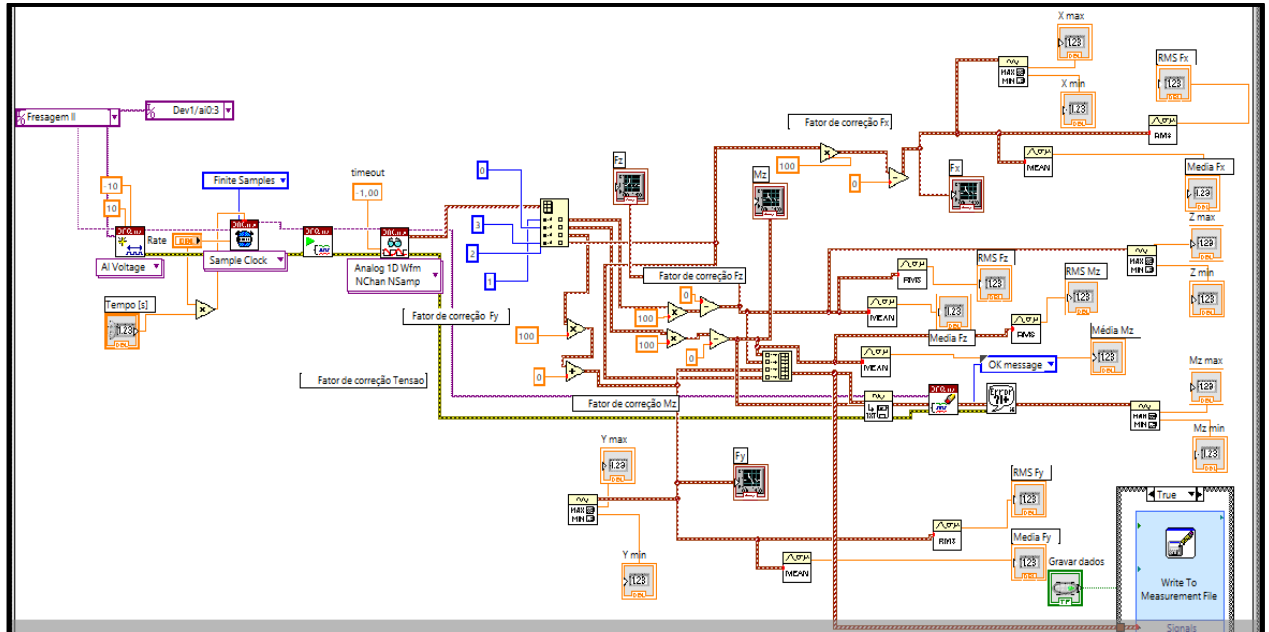


Figura 38 - Diagrama de blocos
Fonte: Próprio autor

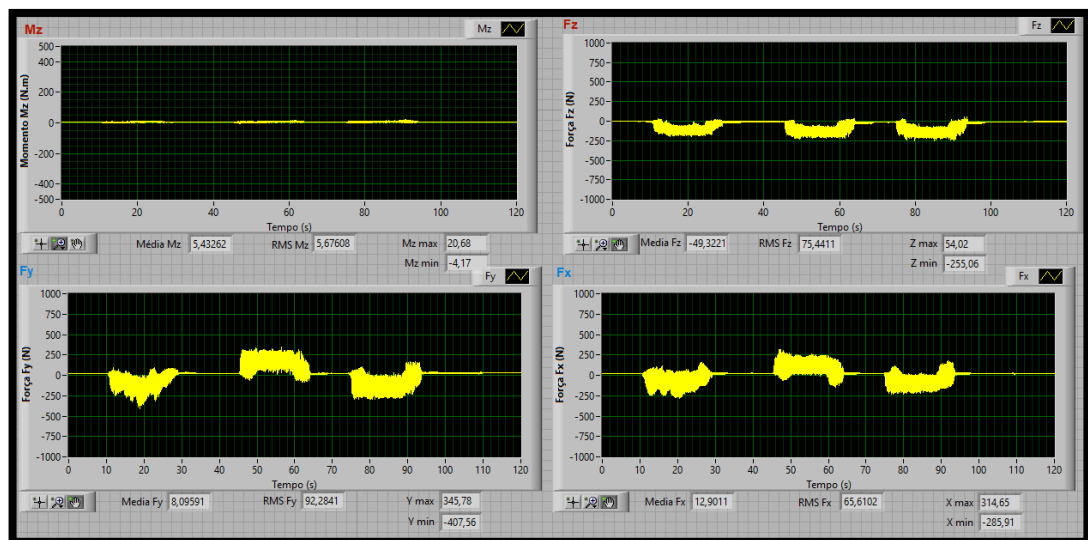


Figura 39 - Painel Frontal
Fonte: Próprio autor

Para este trabalho foi criado um VI onde buscou-se priorizar a captação das forças de corte (F_x , F_y e F_z) e também do momento M_z , utilizando quatro canais da placa de aquisição de sinais. Utilizou-se 500 Hz de frequência de aquisição, o que significa que

foi coletado um dado a cada 0,002 s, com tempo total de aquisição de 120 s. Estes parâmetros foram definidos utilizando o painel frontal do VI conforme demonstrado na Figura 40. Foram realizadas algumas amostras testes a fim de se obter os parâmetros finais para a realização dos ensaios de usinabilidade. Também foi definido no painel frontal a identificação das médias das forças (ou momento) em cada eixo, bem como seus valores máximos e mínimos.

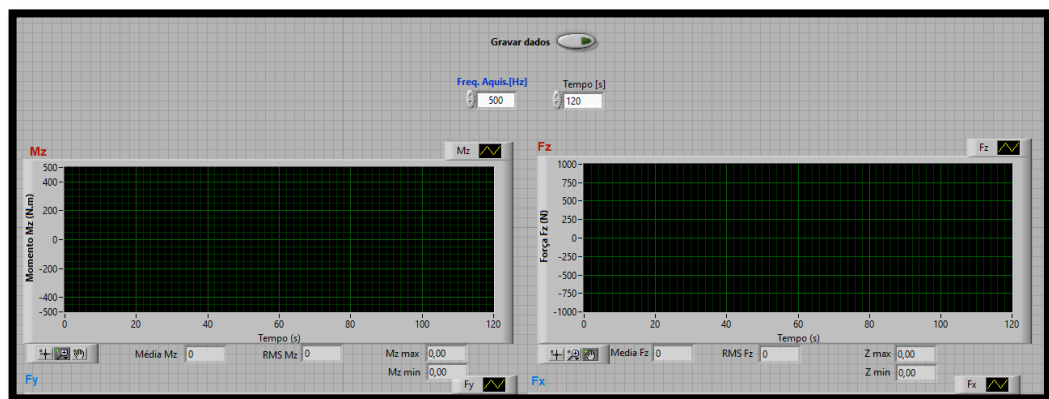


Figura 40 - Pré-set da frequência e tempo de aquisição

Fonte: Próprio autor

No diagrama de blocos foi criada uma sequência lógica para a aquisição dos dados, desde a identificação da placa e de seus canais para cada eixo, as equações de ajuste para a calibração da célula de carga, a identificação das forças máximas, mínimas e médias e também a geração dos gráficos relacionados às forças de corte.

3.4.3. Programa de Usinagem CNC

Para a realização dos ensaios de usinabilidade foi criado um programa na linguagem “G” conforme Figura 41. Com base nos dados dos parâmetros de corte fornecidos pelo fabricante e também nos testes realizados anteriormente, foram definidos os seguintes parâmetros: $V_c = 50$ m/min; $f = 0,08$ mm/d; $a_p = 0,5$ mm; $S = 636$ rpm e $F = 150$ mm/min, onde:

- V_c = Velocidade de corte (m/min)
- f = avanço por dente (mm/d)
- a_p = Profundidade de corte (mm)
- S = Rotação do eixo árvore (rpm)
- F = Velocidade de avanço (mm/min)

Para os cálculos de rotação do eixo árvore e da velocidade de avanço da ferramenta de corte, foram utilizadas respectivamente as Equações (8) e (9).

$$S = \frac{V_c \cdot 1000}{d \cdot \pi} \quad (8)$$

Onde:

d = diâmetro da fresa

$$F = S \cdot f \cdot z \quad (9)$$

Onde:

z = número de dentes ou insertos da fresa

```
WORKPIECE(,,"","BOX",112,0,-25,-80,-20,25,-80,-25)
G53G0Z0D0
G54G90G17G94
T3M6D1
S636M3
G0X0Y0Z0
G1Z-.5F150
M8
X-80
Z-1
X0
Z-1.5
X-80
Z10
G0X0Y150Z300
M9
M30
```

Figura 41 - Programa CNC para ensaios de usinabilidade
Fonte: Próprio autor

3.4.4. Medição do Desgaste das Ferramentas de Corte

A medição do desgaste das ferramentas de corte foi realizada através do *software Image J* com o auxílio de um microscópio metalúrgico de baixa magnificação (Lupa) da marca Leica modelo S6D no Laboratório de Ensaios Mecânicos e Metalúrgicos – LABEMM do Campus Rio Grande do IFRS. As medições dos desgastes de flanco se deram na aresta principal de corte e na superfície de folga principal. Também foram realizadas imagens da superfície de saída da ferramenta de corte com o intuito de observar outro tipo de desgaste, como por exemplo o desgaste de cratera. O objetivo destas medições não foi quantificar os valores dos desgastes, mas sim identificar e comparar os tipos de desgastes em todas as condições de soldagem e usinagem utilizados neste trabalho.

3.4.5. Medição da Rugosidade

Após os ensaios de usinagem as amostras tiveram suas superfícies analisadas através da medição da rugosidade com o auxílio de um rugosímetro da marca Mitutoyo modelo SJ-201P, disponível no Laboratório de Usinagem da FURG conforme Figura 42.



Figura 42 - Medição da rugosidade
Fonte: Próprio autor

Neste trabalho optou-se pela medição dos parâmetros R_a , R_y e R_z e foi definido o *cut-off* de 0,8 mm (λ_c) e comprimento total da avaliação correspondente a cinco *cut-off*, equivalendo a 4,00 mm (l_m).

4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

Neste capítulo são apresentados os resultados obtidos nas diferentes etapas do trabalho, assim como a discussão pertinente referente aos mesmos. Este trabalho buscou avaliar os efeitos na usinabilidade do revestimento de duas principais linhas de investigação: a variação da espessura das chapas utilizadas como substrato (9,5 e 25,4 mm) e a variação do gás de proteção utilizados na soldagem (Ar + 25% He e Ar + 8% CO₂).

4.1. Análise dos Revestimentos Soldados

Nesta seção serão analisados os dados referentes às taxas de resfriamento durante o processo de soldagem dos revestimentos, correlacionando-os com diluição, microestrutura e microdureza. Na Tabela 9, são apresentados os dados referentes aos valores de tensão e corrente de soldagem médios monitorados via sistema de aquisição durante as deposições.

Tabela 9 - Média dos valores de corrente e tensão de soldagem

Amostras	I_m (A)*	U_m (V)**
AH1 - 9,5	211	25,8
AH2 - 9,5	217	26,0
AH1 - 25,4	226	26,1
AH2 - 25,4	215	25,9
AC1 - 9,5	221	26,2
AC2 - 9,5	221	26,2
AC1 - 25,4	216	26,2
AC2 - 25,4	220	26,1

*corrente média de soldagem; **tensão média de soldagem

Fonte: Próprio autor

Percebe-se na Tabela 9 que a média dos valores referente à corrente de soldagem manteve-se com maior estabilidade na soldagem dos revestimentos utilizando a mistura ativa Ar + CO₂ como gás de proteção em relação aos revestimentos que utilizaram a

mistura inerte Ar + He. Com relação à espessura das chapas, não houve variação significativa de corrente e tensão.

4.1.1. Taxa de Resfriamento e Diluição

A transferência de calor da soldagem para o meio se dá por convecção e radiação pelo topo do cordão e por condução através da chapa do substrato na direção transversal ao cordão, sendo a condução a forma mais eficiente (SOUZA, 2019). A taxa de resfriamento em um processo de soldagem afeta a diluição na medida em que determina o tempo em que o metal de adição e o metal de base interajam e se misturam. Uma taxa de resfriamento rápida resulta em menor tempo para a difusão e mistura adequada, o que pode levar a uma diluição menor. Da mesma forma, uma taxa de resfriamento lenta permite um maior tempo para a difusão e mistura, resultando em uma maior diluição.

Na Figura 43 são apresentadas as curvas de resfriamento para todas as amostras de forma individuais. Os termopares foram fixados na face da chapa onde foram depositados os cordões do revestimento, a aproximadamente uma distância de 2 mm da margem do cordão de solda. O tempo de medição considerado neste processo foi de 600 s, suficiente para as chapas atingirem valores próximos a 40 °C e iniciar um novo cordão de revestimento.

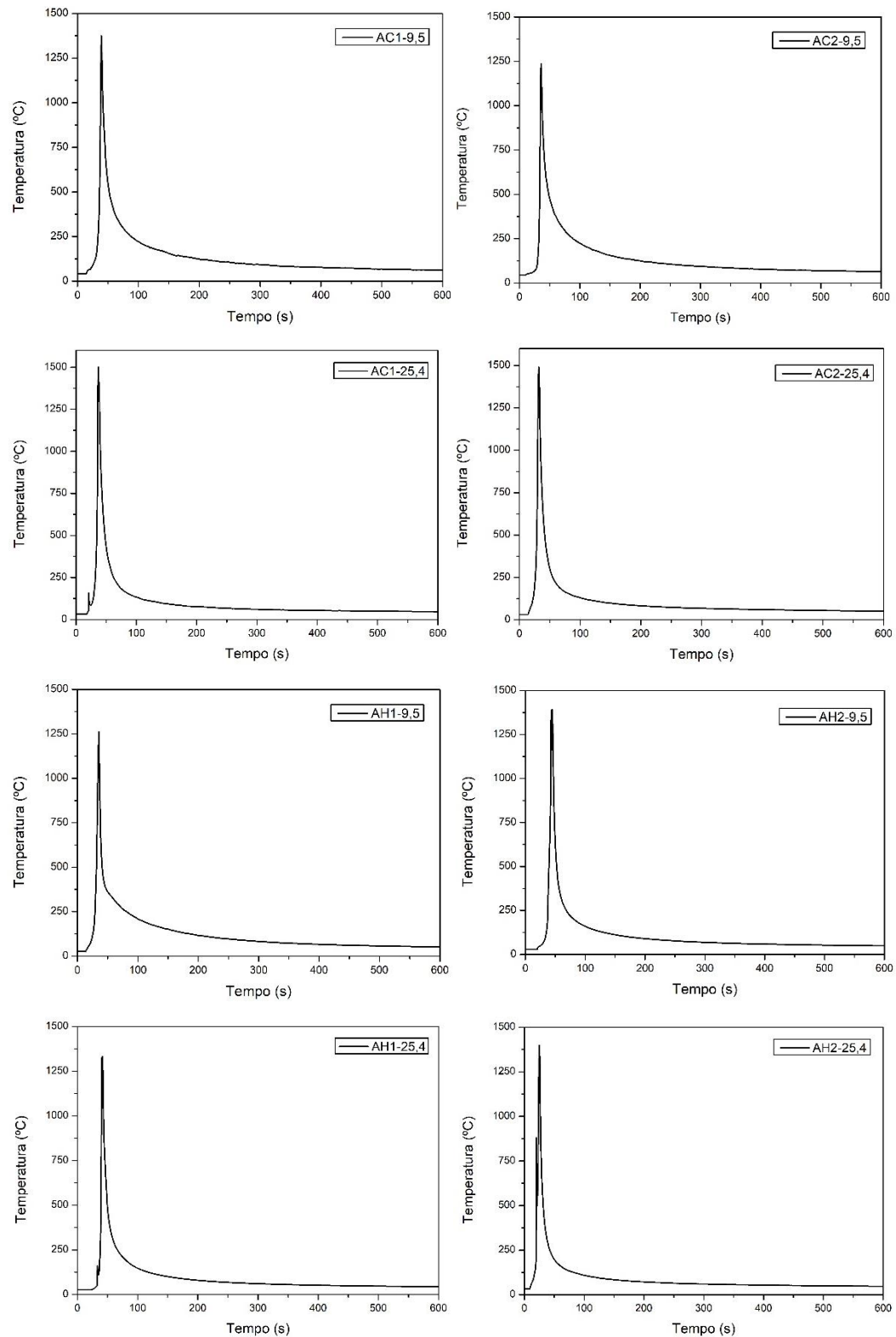


Figura 43 - Curvas individuais de resfriamento das amostras
 Fonte: Próprio autor

A taxa de resfriamento em soldagem pelo processo MIG/MAG com os gases He e CO₂ pode variar dependendo das proporções e do fluxo dos gases utilizados. Como o

gás He é inerte, isto é, não reage quimicamente com o metal de adição ou o substrato, este é utilizado frequentemente em combinação com o gás Ar em soldagens MIG/MAG com a finalidade de melhorar a estabilidade do arco elétrico. O He possui uma alta condutividade térmica e baixa densidade, o que facilita a dissipação de calor durante a soldagem. Como resultado, o resfriamento pode ser mais rápido quando o He é usado como componente do gás de proteção. Isso pode levar a uma solidificação mais rápida da poça de fusão e, potencialmente, a uma taxa de resfriamento mais alta. Já, por outro lado, o CO₂ é um gás ativo que pode interagir quimicamente com o metal de adição e o substrato. É frequentemente utilizado em soldagens MIG/MAG para aumentar a penetração do cordão de solda. Tem uma condutividade térmica mais baixa em comparação com o He, o que pode resultar em uma taxa de resfriamento mais lenta. A presença de CO₂ pode retardar o resfriamento da zona fundida e da região adjacente, permitindo um maior tempo para a difusão entre o metal de adição e o substrato. Os autores Tatagiga, Gonçalves e Paranhos (2012) descrevem essa fenomenologia em seus estudos.

A Figura 44 apresenta as curvas de resfriamento das amostras representando a velocidade de resfriamento entre as temperaturas de 800 a 500 °C.

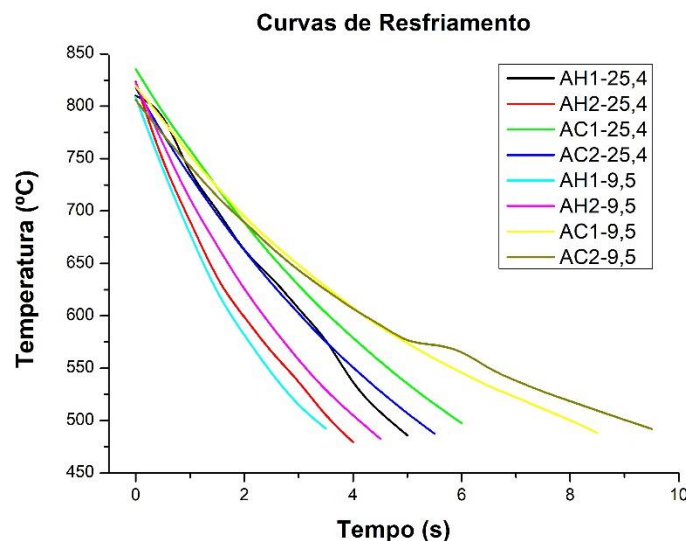


Figura 44 - Curvas de resfriamento Δt_{8-5}
Fonte: Próprio autor.

Pode-se observar na Figura 44 que as curvas que atingiram a temperatura de 500 °C no menor tempo, foram as curvas referentes as amostras que utilizaram He na mistura do gás de proteção. Em resumo, o uso do He como componente do gás de proteção em soldagens MIG/MAG pode resultar em uma taxa de resfriamento mais

rápida, enquanto o uso de CO₂ pode resultar em uma taxa de resfriamento mais lenta. No entanto, é importante ressaltar que outros fatores, como a velocidade de soldagem, a corrente de soldagem e a geometria da junta, também podem influenciar na taxa de resfriamento durante a soldagem MIG/MAG, porém estes parâmetros não foram avaliados neste trabalho.

A Figura 45 apresenta os valores calculados para a taxa de resfriamento Δt_{8-5} . Como já citado anteriormente, as maiores taxas de resfriamento se deram nas amostras soldadas com He na mistura do gás de proteção. Já as amostras contendo CO₂ na mistura resfriaram mais lentamente obtendo menores taxas de resfriamento.

Em relação a espessura das chapas e os resultados obtidos neste trabalho não podemos afirmar que haja variação significativa na taxa de resfriamento Δt_{8-5} , visto que ao comparar apenas as chapas soldadas com a mistura Ar + He, não se obteve resultados confiáveis para afirmar que as chapas mais grossas teriam uma taxa de resfriamento mais alta, ou seja resfriando mais rápido, conforme identificado por boa parte dos autores da literatura. Já, nas amostras que utilizaram Ar + CO₂, pode-se confirmar que as chapas de 25,4 mm de espessura tiveram as taxas de resfriamento mais altas que as chapas de 9,5 mm, obtendo assim o resfriamento de forma mais rápida.

Nos estudos de Tian-Yi Liu et al., (2017) os autores trabalharam com simulações utilizando o método de elementos finitos e também não obtiveram variações significativas nas taxas de resfriamento em chapas grossas (15 mm e 25 mm). Os mesmos sugerem que para que as taxas de resfriamento tenham maiores variações, a espessura das chapas deve ser mais fina, consideradas chapas de duas dimensões (2D).

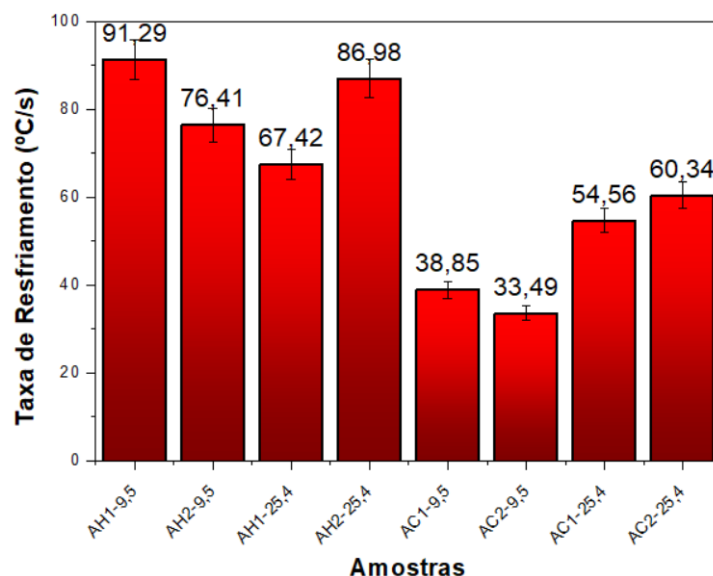


Figura 45 - Taxas de Resfriamento
Fonte: Próprio autor

Se apenas for considerado a média entre as amostras que foram duplicadas, podemos observar na Figura 46, que nas chapas onde foi utilizado a mistura de proteção Ar + 25% He, não houve variação significativa e que as taxas de resfriamento são estatisticamente iguais. Por outro lado, nas chapas que utilizaram Ar + 8% CO₂ na mistura de proteção, as chapas de espessura 25,4 mm obtiveram média das taxas de resfriamento mais altas em relação as chapas de 9,5 mm.

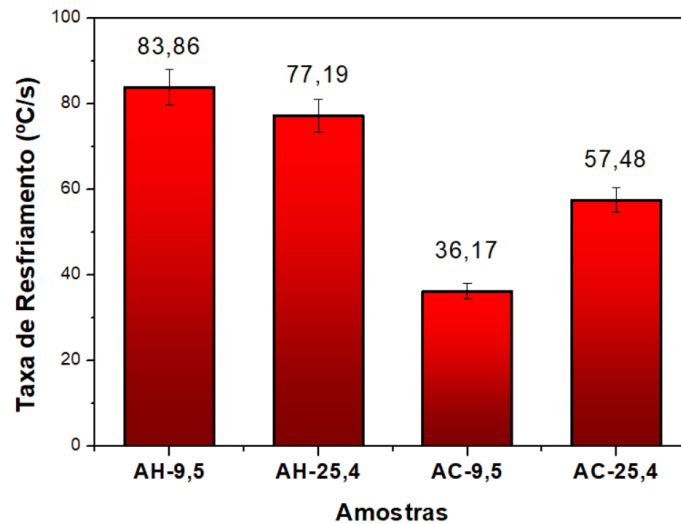


Figura 46 - Média das taxas de resfriamento
Fonte: Próprio autor.

Outros fatores também podem influenciar na diluição e na taxa de resfriamento, como a corrente de soldagem, a velocidade de soldagem, o tipo de substrato e o metal de adição. Deste modo, é importante considerar todos esses fatores em conjunto para controlar adequadamente a diluição durante o processo de soldagem e obter as propriedades desejadas no cordão de solda. A diluição ocorre quando o substrato se funde parcialmente e se mistura com o metal de adição. Conforme ocorre o aumento da área fundida, para uma mesma taxa deposição de material, maior será a diluição. A taxa de resfriamento e a diluição estão interligadas no processo de soldagem, já que ambas, influenciam a microestrutura e as propriedades da zona afetada pelo calor e da poça de fusão. Cabe salientar que a diluição é a quantidade percentual do substrato que penetra na composição do metal de solda durante a soldagem, ou seja, é uma relação geométrica entre a área fundida e a área de material depositado.

A Figura 47 apresenta as macrografias realizadas para calcular os percentuais de diluição para cada amostra.

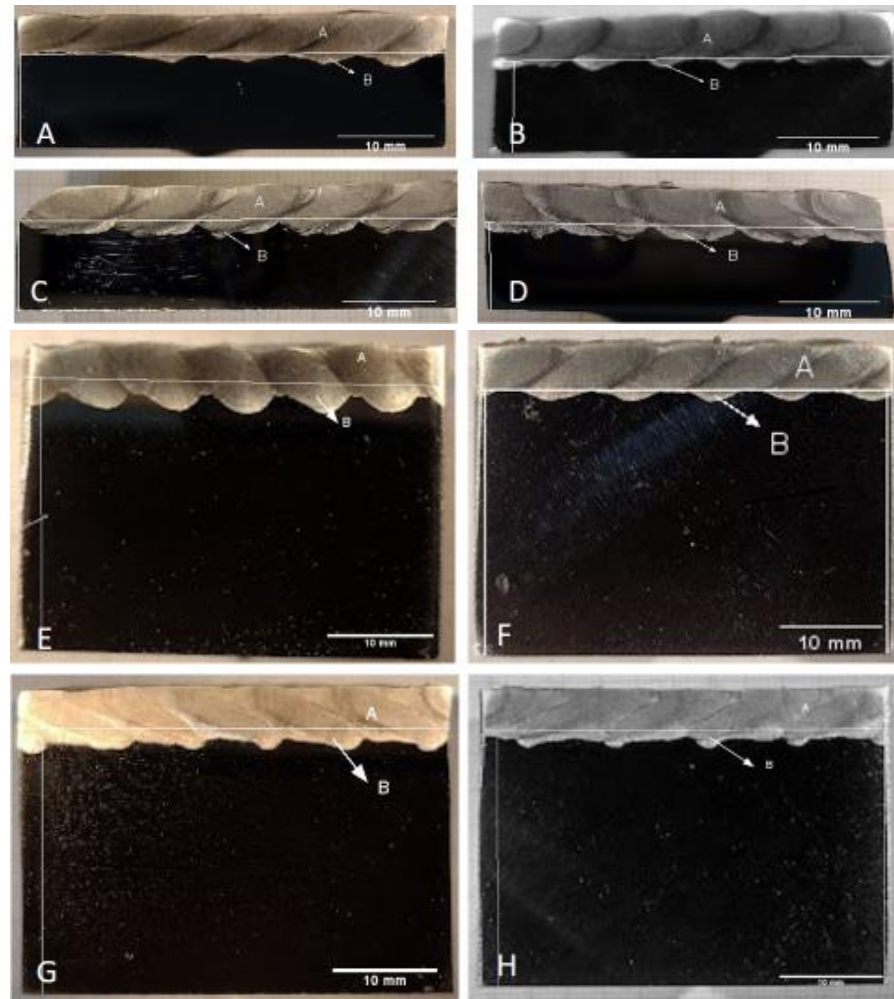


Figura 47 - Macrografias para determinação da diluição: A) AH1-9,5; B) AH2-9,5; C) AC1-9,5; D) AC2-9,5; E) AH1-25,4; F) AH2-25,4; G) AC1-25,4; H) AC2-25,4
Fonte: Próprio autor.

Conforme mostrado na Figura 47 foi traçada uma linha paralela à base do substrato com distância igual à espessura do material, ou seja, 9,5 mm e 25,4 mm respectivamente, e com o auxílio do *software Image J* foram calculadas as áreas que continham metal de solda acima e abaixo da linha de referência. Em termos percentuais a diluição é a razão entre a área abaixo da linha de referência e a área total de metal de solda. Para auxiliar na visualização e captação das imagens as amostras foram atacadas quimicamente com reagente eletrolítico a 2,5 V em água destilada + 10% de ácido crômico por 20 s.

Os resultados desta pesquisa referente a diluição (Figura 48), demonstraram que de forma geral conforme ocorre o aumento da taxa de resfriamento e consequentemente a junta soldada resfria mais rapidamente a diluição tende a ser reduzida. Isso ocorre porque o resfriamento rápido impede que o metal de adição se misture completamente

com o substrato. Portanto, uma taxa de resfriamento mais alta tende a resultar em um percentual menor de diluição. Em contrapartida taxas de resfriamento mais baixas, significam um resfriamento mais lento da junta soldada, o que ocasionou em maiores valores de diluição. Consequentemente, um resfriamento mais lento, resulta em o metal de adição ter mais tempo para se misturar com o substrato, resultando em uma diluição maior na zona fundida.

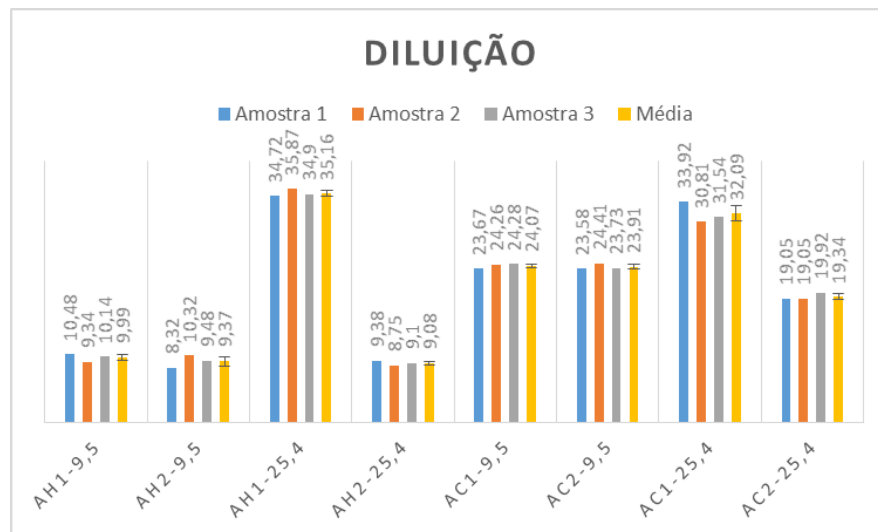


Figura 48 - Gráfico do cálculo da diluição (%)
Fonte: Próprio autor.

Cabe destacar que a taxa de resfriamento e a diluição são fatores interdependentes que influenciam nas características e na microestrutura da junta soldada. Quando a diluição é muito alta pode afetar negativamente as propriedades mecânicas, a resistência à corrosão e a microestrutura da junta soldada. Sempre é importante encontrar um equilíbrio entre a diluição almejada e uma taxa de resfriamento controlada, e desta forma obter uma boa qualidade da junta soldada.

Em soldagem de revestimentos a diluição é um fator crítico do processo já que afeta as propriedades mecânicas e o desempenho do revestimento e se não for controlada com rigidez, pode diminuir muito a vida útil do material, ou até mesmo impossibilitar a sua utilização.

É importante destacar que os valores de diluição com revestimentos de Inconel® podem variar muito e se tornam dependentes de vários fatores, incluindo os parâmetros de soldagem, a geometria da junta soldada, as propriedades do substrato e do tipo de processo de soldagem utilizado. Não existe um valor padrão de diluição para todas as aplicações de revestimento com Inconel®. Em geral, os valores de diluição aceitáveis

podem variar de 5% a 30%, dependendo do tipo de projeto e dos requisitos específicos para a execução do mesmo. Nos estudos de Silva et al., (2012), onde foi realizado um revestimento em deposição de uma camada de arame AWS ER-NiCrMo-3, o qual corresponde à liga Inconel® 625 como metal de adição e como substrato foi utilizado o aço ASTM A516 Gr.60, com processo de soldagem TIG, foram calculados valores para entre 15% e 18% de diluição. Por sua vez, na pesquisa de Moreira (2018), foram encontrados valores entre 28% e 38% para a diluição em processo de soldagem MIG/MAG, também utilizando revestimentos de Inconel® 625, porém em substrato de aço SAE 4340.

Nesta relação entre a taxa de resfriamento e a diluição cabe destacar a importância de ajustar as práticas de resfriamento e os parâmetros de soldagem para obter a diluição desejada e garantir a integridade e as propriedades adequadas da junta soldada.

4.1.2. Análise da Microestrutura

A Figura 49 apresenta a microestrutura realizada via MEV e análises pontuais da composição química via EDS para a amostra soldada com Ar + 25% He em substrato de 9,5 mm de espessura. Na Figura 50 é apresentada a microestrutura e análises pontuais da composição química da amostra soldada com Ar + 25% He em substrato de 25,4 mm de espessura. Já na Figura 51 é apresentada a microestrutura e análises pontuais da composição química da amostra soldada em Ar + 8% CO₂ em substrato de 9,5 mm de espessura. Na Figura 52 é apresentada a microestrutura e análises pontuais da composição química da amostra soldada com Ar + 8% CO₂ em substrato de 25,4 mm de espessura.

Conforme demonstrado nestas figuras, as amostras soldadas com Ar + 8% CO₂ possuem uma quantidade de Fe bem mais elevada do que as amostras soldadas com Ar + 25% He. Esta maior quantidade de Fe na composição química do revestimento se explica pela maior diluição apresentada nessas amostras, transferindo assim maior quantidade de Fe do substrato para o metal de solda. Também pode-se observar que os precipitados (regiões mais claras) apresentam quantidades um pouco maiores de elementos como Nb e Mo e conseqüentemente quantidades menores de Cr e Ni. Isto se deve devido à segregação destes elementos durante a solidificação do metal de solda. Este fenômeno também é comprovado nos estudos de Manikandan et al. (2014), que

estudou os efeitos da taxa de resfriamento na formação da fase Laves na liga de Inconel® 718, e também por Souza et al. (2020), que estudou os efeitos da energia de soldagem sobre a microestrutura do Inconel® 625.

Estes resultados indicando percentuais maiores de Mo e Nb em alguns precipitados, sugerem a hipótese de que podem ser precipitados do tipo MC (Mo, Nb, Ti) C, fase Laves (Ni, Fe, Cr)₂ (Nb, Mo), fase γ' Ni₃ (Nb, Mo) e fase δ (Ni₃Nb). Estes precipitados estão sugeridos nas pesquisas de Souza et al. (2020) e na pesquisa de Li et al. (2019), onde os autores estudaram a evolução microestrutural e propriedades mecânicas da liga de Inconel® 718 após diferentes tipos de tratamentos térmicos. Apesar destas fases não terem sido identificadas no DRX, por comparação das imagens com os autores citados sugere-se a presença destes precipitados no presente estudo, principalmente nas amostras soldadas com a mistura inerte Ar + 25% He.

Como já citado na revisão bibliográfica a presença dessas fases não são incomuns nas ligas de Inconel® e dependem muito do processo de solidificação ao qual a liga foi submetida. Em geral, o aparecimento destas fases pode ser benéfico para o material, contribuindo para a resistência mecânica e estabilidade térmica da liga. Porém se encontradas em excesso podem influenciar negativamente aumentando a fragilidade do material e diminuindo sua resistência a corrosão.

Na Figura 52 pode-se perceber a presença de micro trincas na sua microestrutura. O aumento da precipitação de Nb e Ti nos contornos das dendritas e devido à formação de constituintes eutéticos de baixo ponto de fusão, pode levar à formação de trincas (CAMPOS et al., 2009). Nos estudos de Yoon et al. (2002) os autores descrevem que a suscetibilidade à formação de trincas a quente aumenta com a diminuição da relação C/Nb, ou seja, com o aumento dos percentuais de Nb a formação de trincas está mais propensas a acontecer. Os autores também citam que conforme aumentam os valores da diluição essa relação também diminui e as trincas a quente podem aparecer na microestrutura.

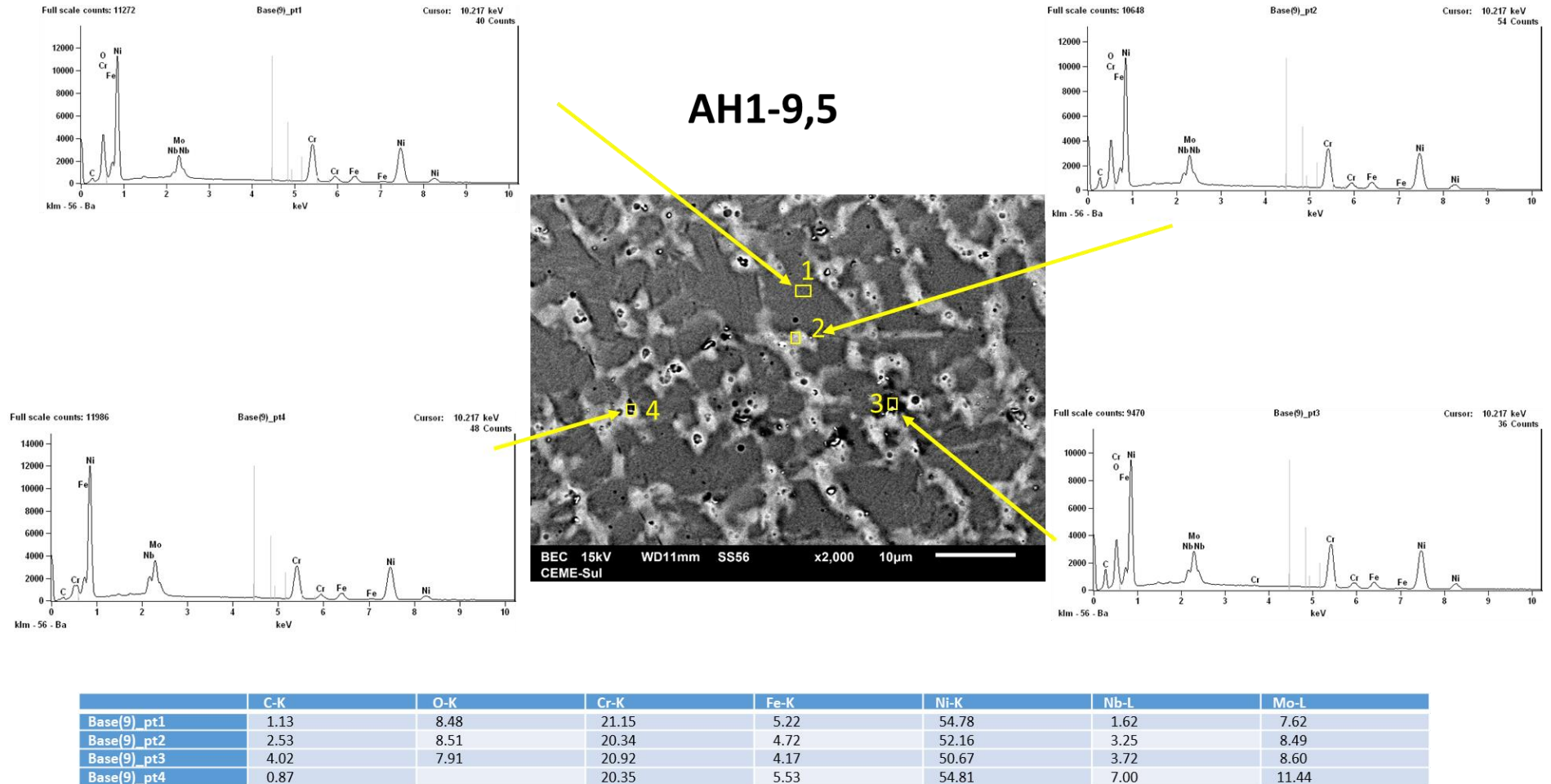
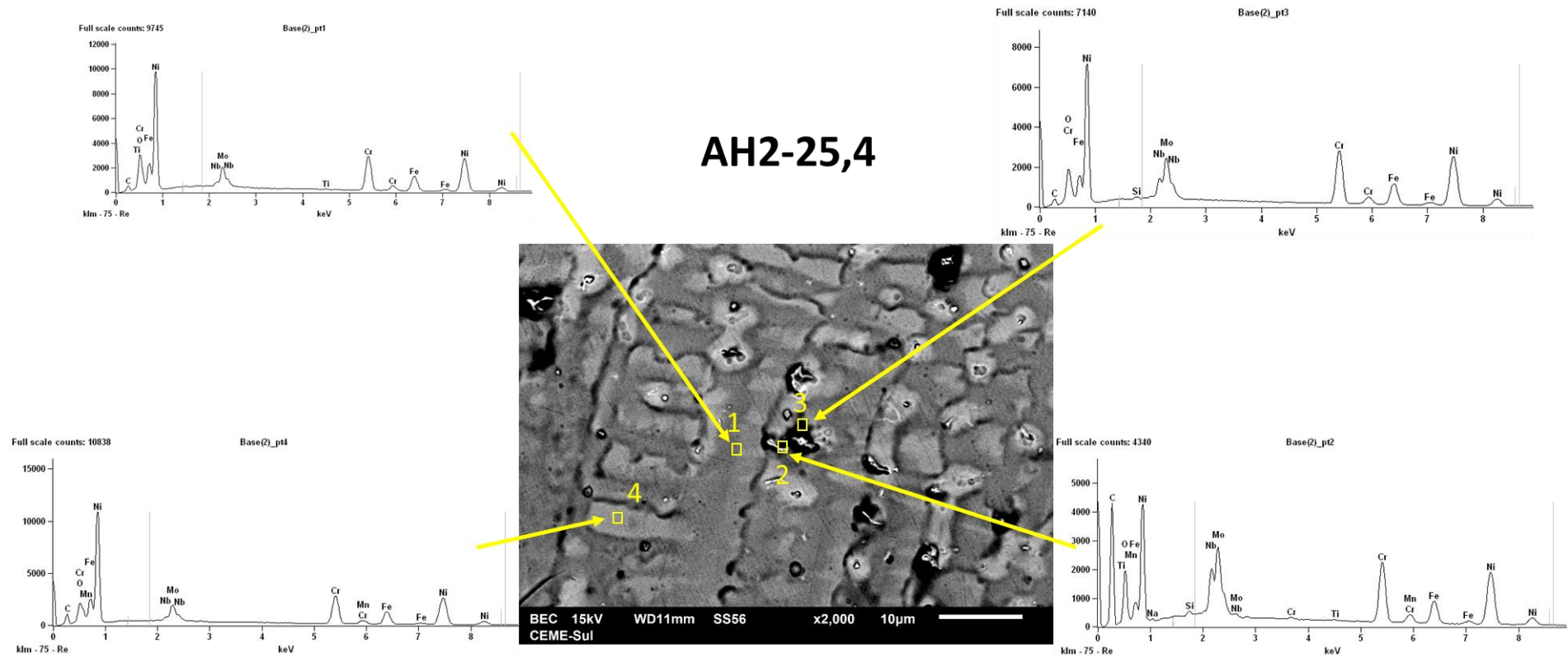


Figura 49 - Composição química pontual por meio de análises em MEV-EDS
 Fonte: Próprio autor.



	C-K	O-K	Na-K	Si-K	Ti-K	Cr-K	Mn-K	Fe-K	Ni-K	Nb-L	Mo-L
Base(2)_pt1	1.67	5.96			0.16	19.38		13.30	51.37	1.30	6.86
Base(2)_pt2	12.50	6.40	0.15	0.30	0.14	16.17	0.46	9.23	38.59	7.16	8.91
Base(2)_pt3	1.18	4.06		0.20		19.84		12.36	49.90	4.17	8.30
Base(2)_pt4	3.25	2.94				19.43	0.33	13.06	52.67	1.45	6.86

Figura 50 - Composição química pontual por meio de análises em MEV-EDS
Fonte: Próprio autor.

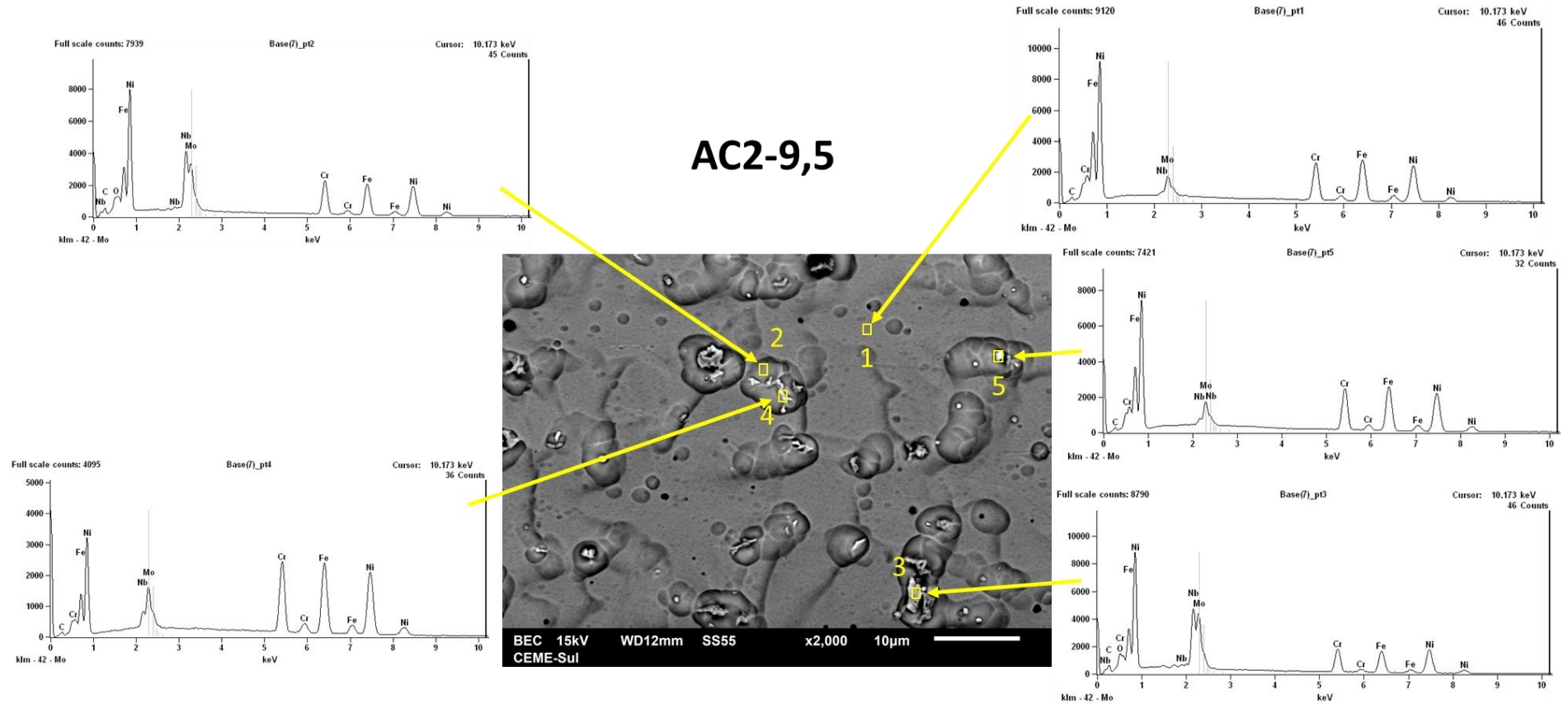
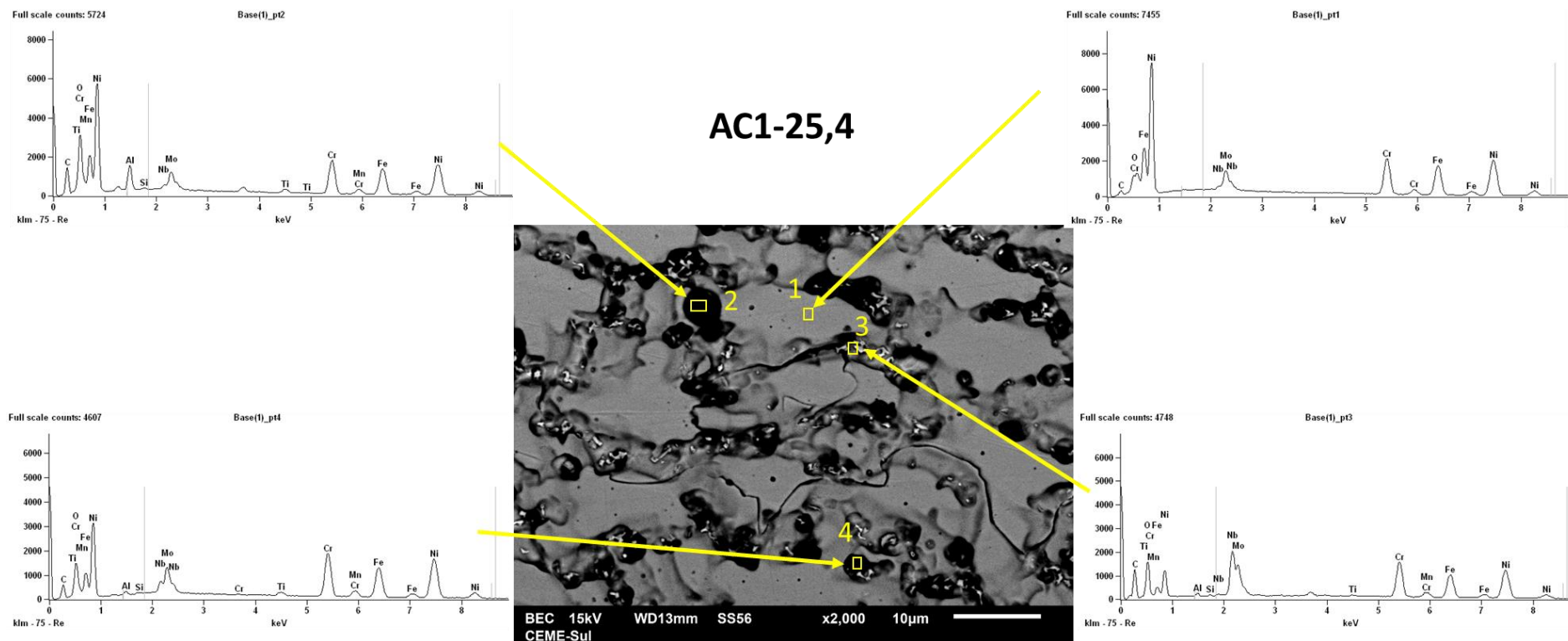


Figura 51 - Composição química pontual por meio de análises em MEV-EDS
Fonte: Próprio autor.



	C-K	O-K	Al-K	Si-K	Ti-K	Cr-K	Mn-K	Fe-K	Ni-K	Nb-L	Mo-L
Base(1)_pt1	1.11	0.93				17.91		22.42	50.55	0.92	6.14
Base(1)_pt2	5.61	8.94	2.83	0.16	1.02	15.30	0.35	18.87	41.00	1.12	4.78
Base(1)_pt3	5.97	7.39	0.19	0.09	0.25	15.77	0.54	16.52	36.17	12.58	4.53
Base(1)_pt4	2.56	4.72	0.33	0.14	0.96	17.51	0.52	19.45	45.12	2.81	5.87

Figura 52 - Composição química pontual por meio de análises em MEV-EDS
Fonte: Próprio autor.

O mapeamento dos elementos químicos que constituem uma liga permite visualizar a distribuição espacial desses elementos em uma amostra. Desta forma é possível identificar se determinados elementos químicos estão concentrados em regiões específicas ou se estão distribuídos de forma uniforme na amostra. Estas informações são importantes para se conhecer e chegar as conclusões necessárias referentes ao comportamento deste material referente suas propriedades finais. Além disso, esse mapeamento é importante para detectar impurezas ou contaminantes na liga.

Nas Figuras 53, 54, 55 e 56 são apresentados os mapeamentos dos elementos químicos realizados através de EDS. Nesta etapa do trabalho o objetivo foi atentar principalmente para os mapas de Nb e Mo, a fim de procurar maiores evidências da existência das segundas fases precipitadas como Laves, γ'' , δ e carbonetos tipo MC.

Percebe-se na Figura 53 (amostra soldada com Ar + 25% He em substrato de 9,5 mm), a presença mais concentrada em forma lamelar (Laves) e agulhas (γ'' e δ) tanto de Nb como Mo em regiões interdendríticas. As imagens foram comparadas com os resultados da pesquisa de Manikandan et al. (2015) e Liu et al. (2020), onde os mesmos estudaram a formação da fase Laves da liga de Inconel® e os autores identificam este tipo de formação lamelar e agulhada interdendríticas com segregação de Nb e Mo como sendo a formação das fases Laves, γ'' e δ . Portanto, sugere-se como hipótese que se trata destas fases, embora como já citado anteriormente estas não tenham sido identificadas na difração de raios-X que será discutida posteriormente.

A Figura 54 apresenta a amostra soldada com Ar + 25% He em substrato de 25,4 mm, percebe-se a presença do Nb de forma homogênea na amostra. Já o Mo e o C estão presentes em pequenas concentrações em formato de nódulos, o que Stevens et al. (2017) sugere ser a presença de precipitados de carbonetos do tipo MC. Na pesquisa de Manikandan et al. (2015) os autores ainda sugerem que a presença de C acaba por dificultar a formação da fase Laves e formar os precipitados do tipo MC.

Com relação à Figura 55 que se refere à amostra soldada com Ar + 8% CO₂ em substrato de 9,5 mm, percebe-se também a presença Mo concentrado em formato nodular, porém também é possível identificar a presença de Nb no mesmo formato, o que é característico de carbonetos do tipo MC como foi discutido anteriormente.

E por fim na Figura 56 que apresenta o mapa da amostra soldada com Ar + 8% CO₂ em substrato de 25,4 mm, percebe-se a presença de Nb e Mo com maiores concentrações. Trata-se de regiões interdendríticas ricas nestes elementos citados, mas que possivelmente não se trata de fase Laves nesta amostra.

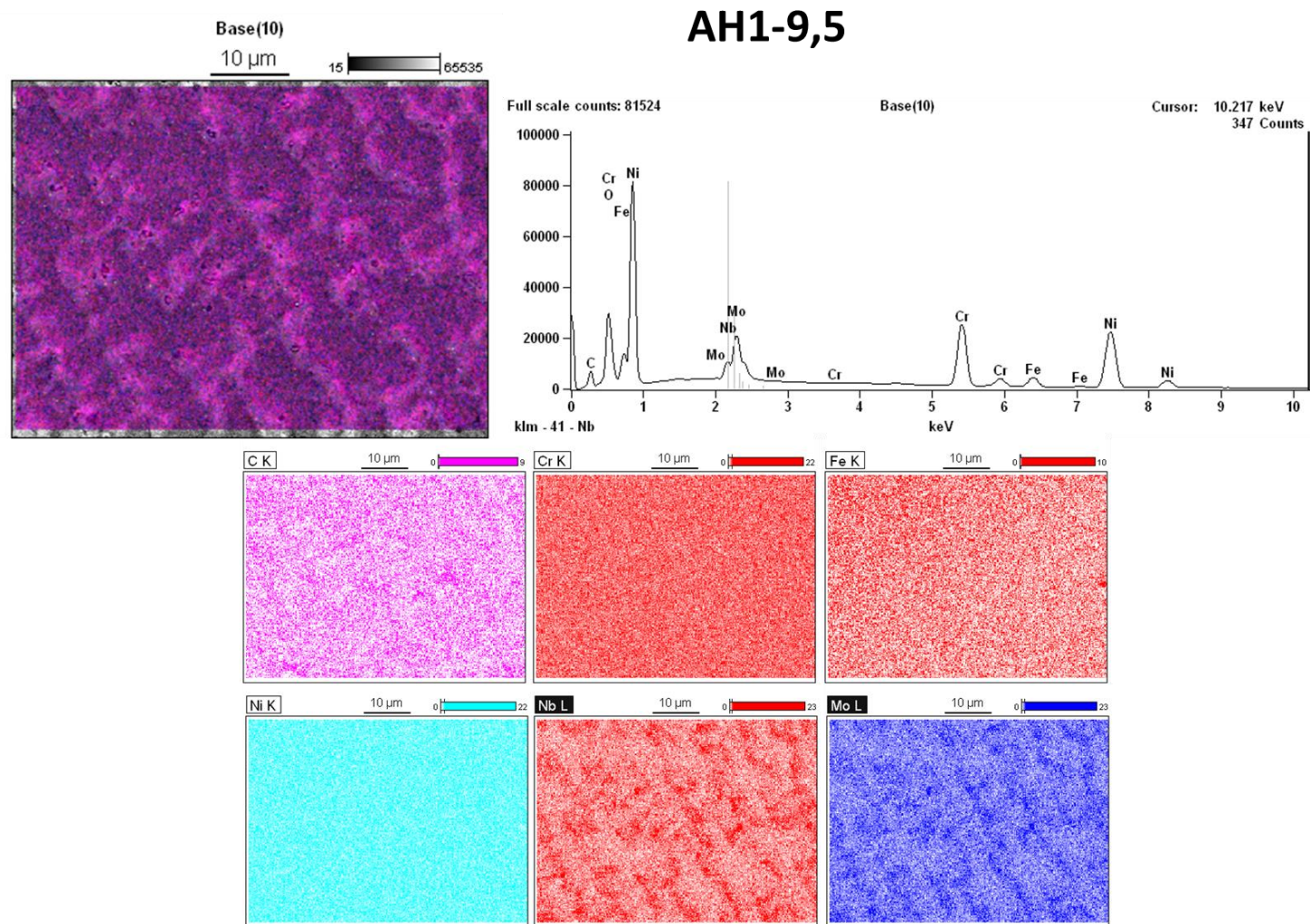


Figura 53 - Mapa dos elementos químicos encontrados por meio de MEV-EDS
 Fonte: Próprio autor.

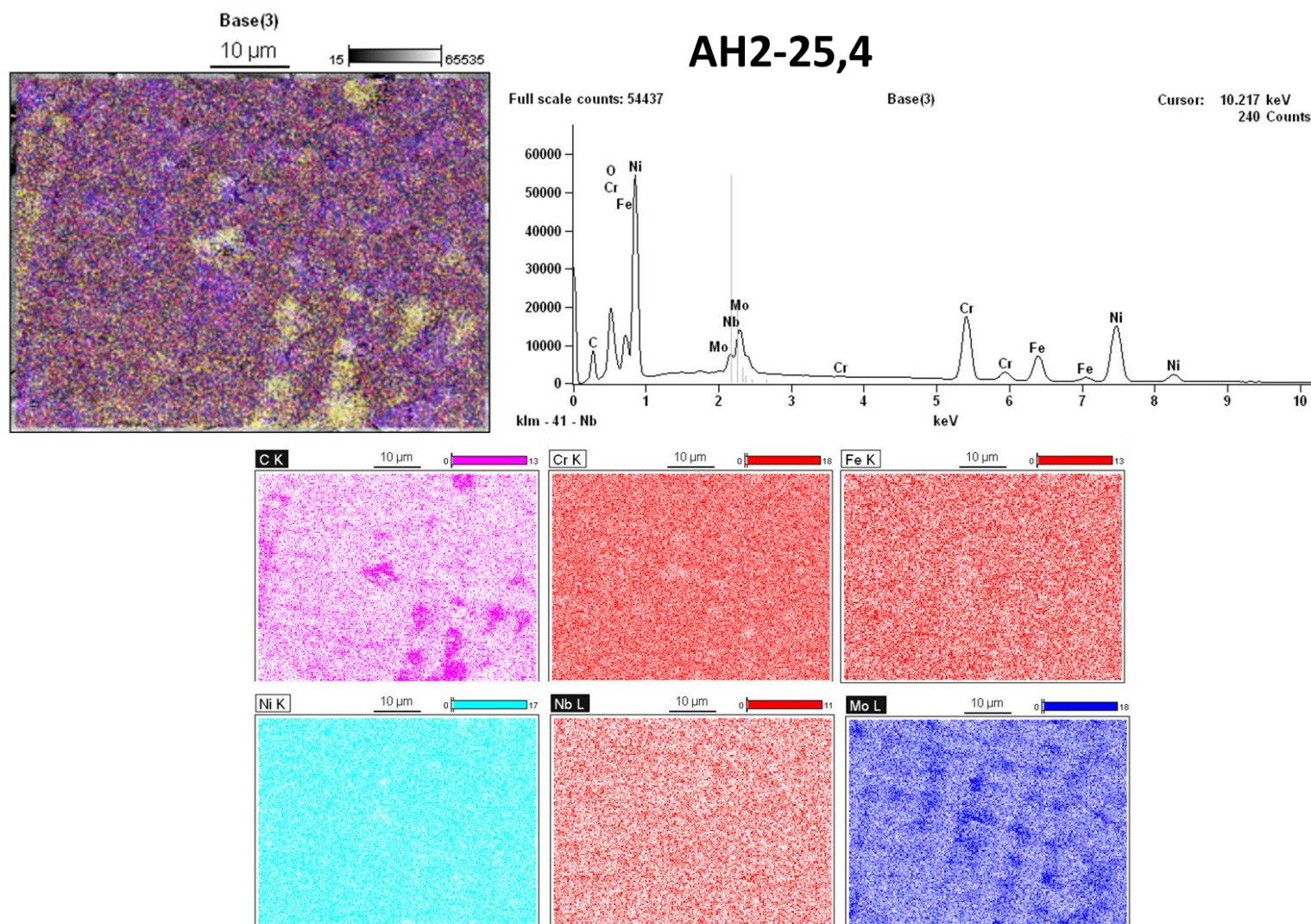


Figura 54 - Mapa dos elementos químicos encontrados por meio de MEV-EDS
Fonte: Próprio autor.

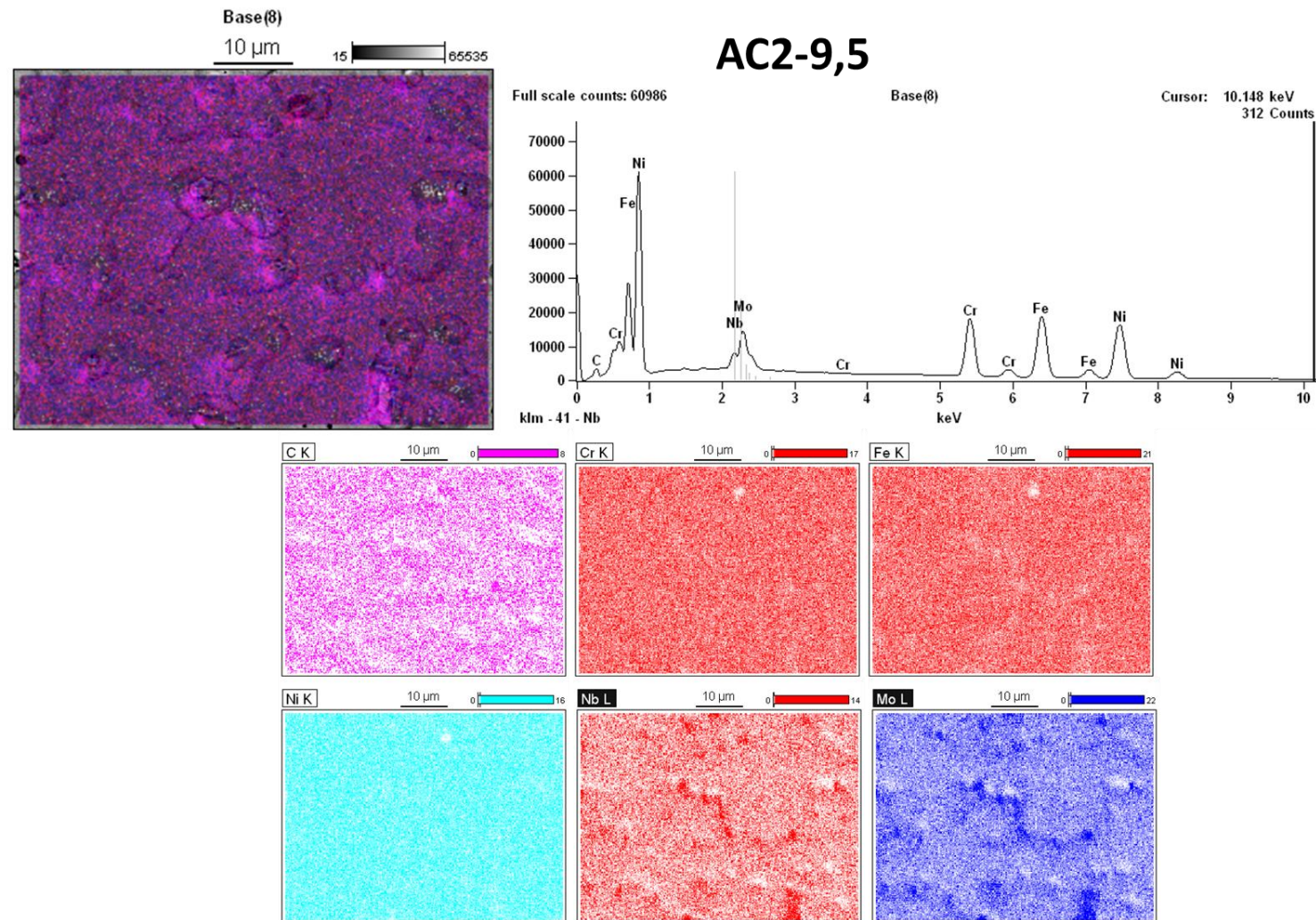


Figura 55 - Mapa dos elementos químicos encontrados por meio de MEV-EDS
 Fonte: Próprio autor.

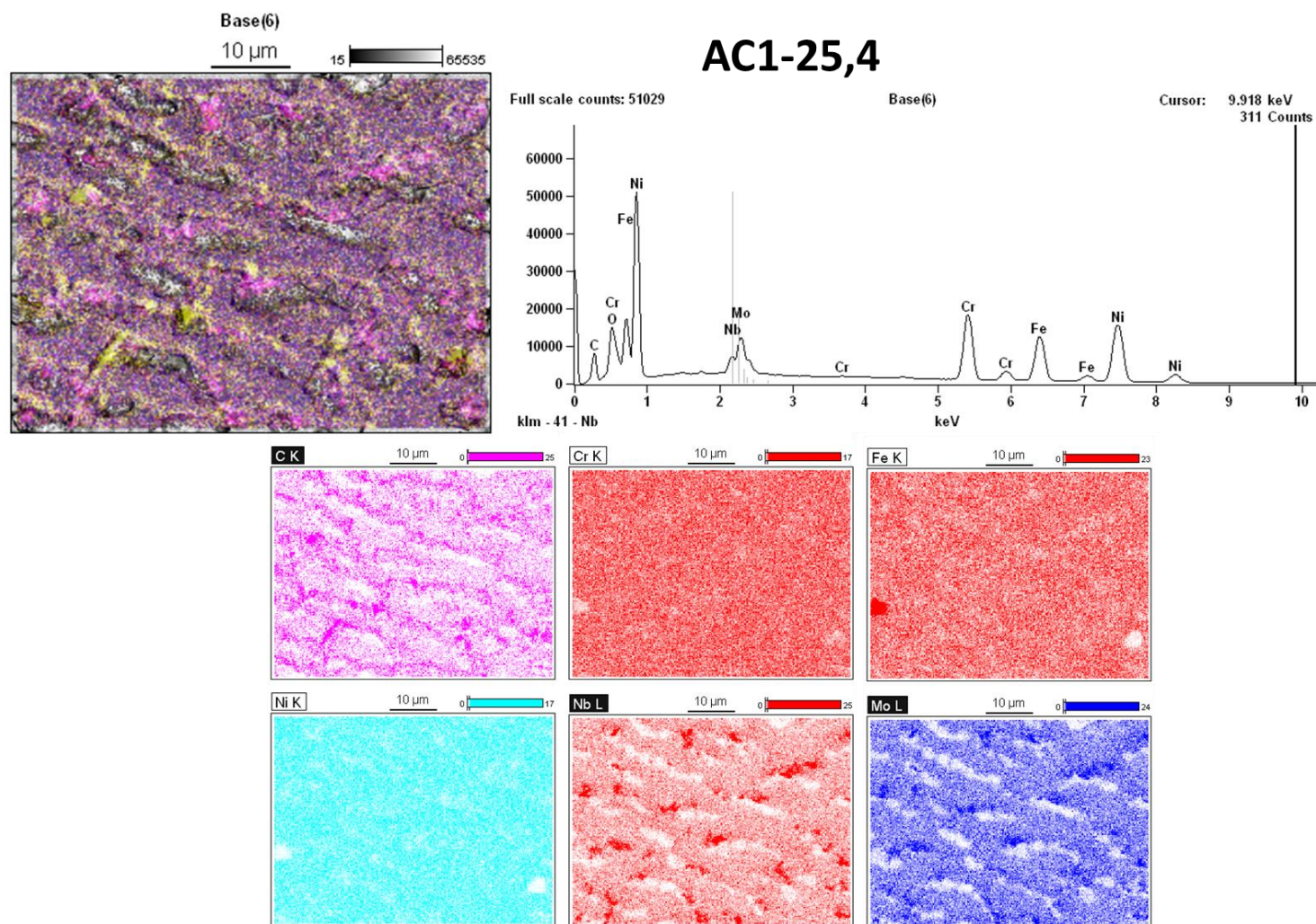


Figura 56 - Mapa dos elementos químicos encontrados por meio de MEV-EDS
Fonte: Próprio autor.

As análises referentes à difração de raios-X revelaram que as amostras obtidas nesta pesquisa apresentam resultados consistentes com a literatura existente. A identificação dos picos do difratômetro permitiu determinar os parâmetros de rede do material.

A liga de Inconel® 625 apresenta picos característicos nos difratogramas que correspondem à sua fase γ -Ni de estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC). Os picos (111), (200), (220), (311), (222) e (400) correspondem à difração dessa fase, composta principalmente de Ni e Cr, com a adição de outros elementos, como Mo e Nb.

A Figura 57 apresenta os difratogramas obtidos para a caracterização dos revestimentos soldados nesta pesquisa.

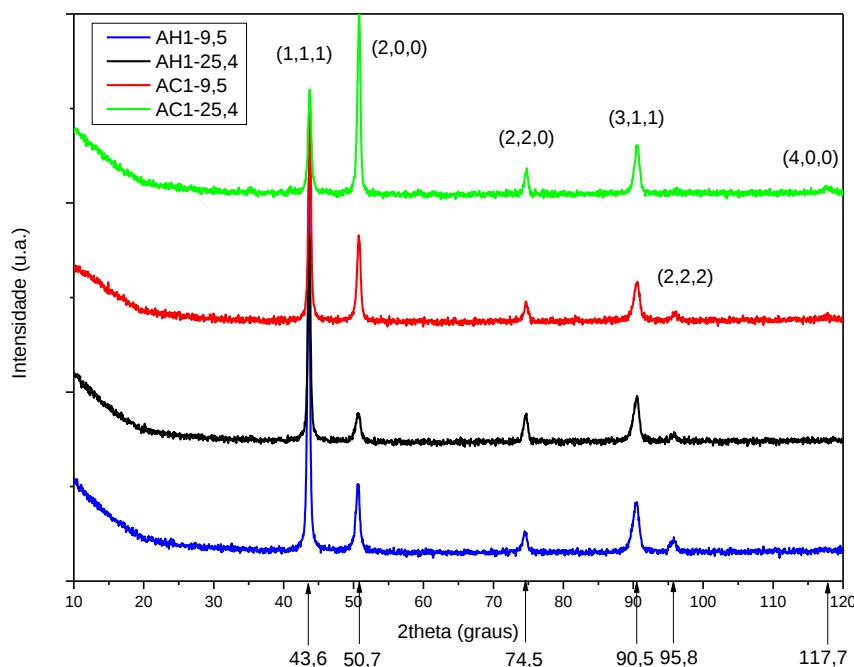


Figura 57 - Difratograma dos revestimentos
Fonte: Próprio autor.

Os picos localizados no difratograma são muito próximos aos picos definidos por Souza et al. (2020), onde os autores estudaram a variação da energia de soldagem em revestimentos soldados de Inconel® 625. Os autores desta pesquisa localizaram as fases γ -Ni, Fe_3Ni_2 e carbonetos do tipo Cr_{23}C_6 , não localizando demais fases características do Inconel® 625, como as segundas fases γ'' e a fase Laves nos seus difratogramas.

Porém, nos estudos Badrish et al. (2019), onde os autores investigaram o comportamento da deformação a quente da liga de Inconel® 625 os autores citam que as fases secundárias citadas anteriormente podem se sobrepor a picos mais facilmente

identificáveis e passarem despercebidas nos difratogramas. Como exemplo da fase γ' no pico (311) ou o pico (200) se sobrepondo a achados de fase γ'' (Ni_3Nb). Estas informações também podem ser comparadas com os resultados obtidos nos difratogramas de Li et al. (2019) que estudou as propriedades mecânicas e a microestrutura do Inconel® fabricado por fusão a laser e submetidos a vários tratamentos térmicos. Os autores também localizaram estas fases secundárias nos picos (111), (200) e (220).

Os resultados obtidos através das análises dos mapas de elementos químicos via MEV-EDS sugerem a presença das fases δ , γ'' , Laves e carbonetos do tipo MC nas amostras desta pesquisa, o que não foi evidenciado de forma clara nos difratogramas. Porém, após a discussão anterior sugere-se como hipóteses que estas fases estão presentes principalmente nas amostras soldadas com Ar + He e não foram identificadas porque os picos estão sobrepostos juntos a fase γ -Ni. É importante salientar que a presença e a proporção dessas fases secundárias podem variar muito dependendo das condições às quais a liga foi submetida.

4.2. Análise dos Resultados de Microdureza

Para os ensaios de microdureza Vickers as amostras foram lixadas e polidas transversalmente em relação ao sentido do cordão de solda. Foram realizadas 5 amostras para cada chapa soldada, resultando em um total de 40 amostras avaliadas. Em cada amostra foram realizadas 15 medições com distância de 0,3 mm entre as mesmas, sempre partindo da superfície em direção ao substrato. Para a criação do perfil de microdureza foi realizada a média entre as 5 amostras para cada ponto. As Tabelas com os resultados completos para todos os pontos encontram-se no Apêndice B. Para fazer uma relação mais fidedigna com a usinabilidade dos revestimentos, foram destacados nos gráficos as regiões de usinagem, ou seja, 1,5 mm em relação à superfície do revestimento.

Os gráficos da Figura 58 apresentam os resultados dos perfis de microdureza Vickers para as chapas soldadas com Ar + 25% He com substratos de 9,5 mm e 25,4 mm de espessura. Percebe-se de uma forma geral que os valores das microdureza apresentam decréscimos conforme as medições aproximam-se do substrato. Isto se deve ao resfriamento das chapas se darem de forma mais rápida na superfície e também pela diluição do material que pode se dar de forma mais acentuada quanto mais próximo

estiver do substrato, ou seja, a microestrutura do revestimento tende a ser mais afetada devido a parcela de metal do substrato se diluir no revestimento afetando propriedades mecânicas fundamentais como por exemplo a resistência a corrosão e também sua dureza. Considerando apenas a região usinada as médias entre as cinco amostras e as médias entre os cinco primeiros pontos de medição, apresentaram nas chapas AH1-9,5, AH2-9,5, AH1-25,4 e AH2-25,4 respectivamente $245,7 \pm 3,6$ HV, $223,6 \pm 4,7$ HV, $218,4 \pm 3,4$ HV e $217 \pm 4,2$ HV, conforme demonstrado no gráfico da Figura 60. E se for considerado apenas as médias entre as duas repetições de soldagem têm-se AH-9,5 com $234,6 \pm 11$ HV e AH-25,4 com $217,7 \pm 0,7$ HV. Desta forma percebe-se que nas chapas soldadas com Ar + 25% He com substrato de 9,5 mm de espessura, obtiveram maiores resultados de microdureza em relação às chapas com substrato de 25,4 mm de espessura. Este resultado é esperado já que a microestrutura das amostras AH-9,5 apresentou maiores quantidades de segundas fases sugeridas como δ , γ'' e Laves, e confirmados em função das maiores Forças de Usinagem nas amostras AH-9,5, que serão discutidos posteriormente.

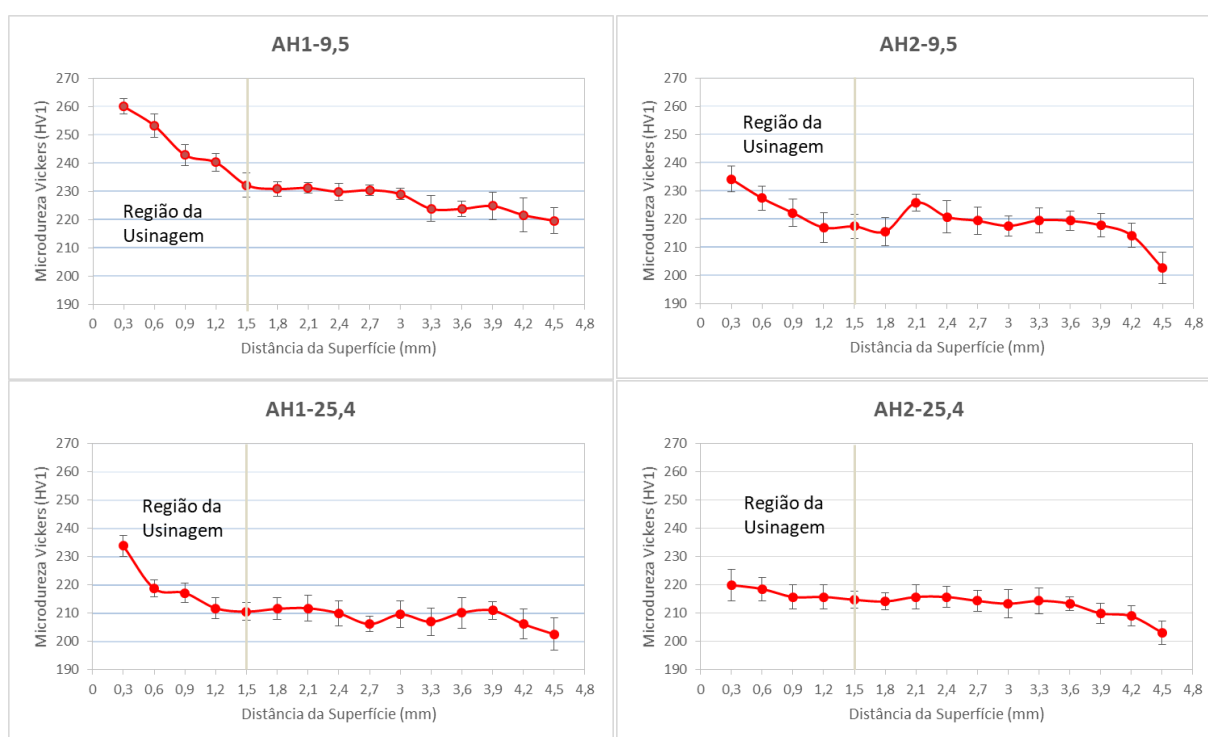


Figura 58 - Gráficos de perfis de Microdureza Vickers para as amostras soldadas com Ar + 25% He
Fonte: Próprio autor

Os gráficos da Figura 59 apresentam os perfis resultantes de microdureza Vickers para as chapas soldadas com Ar + 8% CO₂ com substratos de 9,5 mm e 25,4 mm de

espessura. Os valores das microdureza também apresentaram decréscimos conforme as medições aproximaram-se do substrato. Considerando a região usinada as médias entre as cinco amostras e as médias entre os cinco primeiros pontos de medição, apresentaram nas chapas AC1-9,5, AC2-9,5, AC1-25,4 e AC2-25,4 respectivamente $171,2 \pm 3,9$ HV, $191,1 \pm 3,2$ HV, $208,8 \pm 2,6$ HV e $205,7 \pm 3,4$ HV, conforme demonstrado no gráfico da Figura 60. Já, as médias entre as duas repetições de soldagem têm-se AC-9,5 com $181,2 \pm 9,9$ HV e AC-25,4 com $207,3 \pm 1,54$ HV. Desta forma percebe-se que nas chapas soldadas com Ar + 8% CO₂ com substrato de 9,5 mm de espessura, obtiveram menores resultados de microdureza em relação às chapas com substrato de 25,4 mm de espessura. Este resultado é esperado em função das menores diluições e também porque a microestrutura das amostras com 25,4 mm de substrato apresentou maiores quantidades de regiões interdendríticas ricas em Nb e Mo o que pode ter elevado um pouco os valores das microdurezas. Estes resultados também são confirmados em função das menores Forças de Usinagem nas amostras AC-9,5.

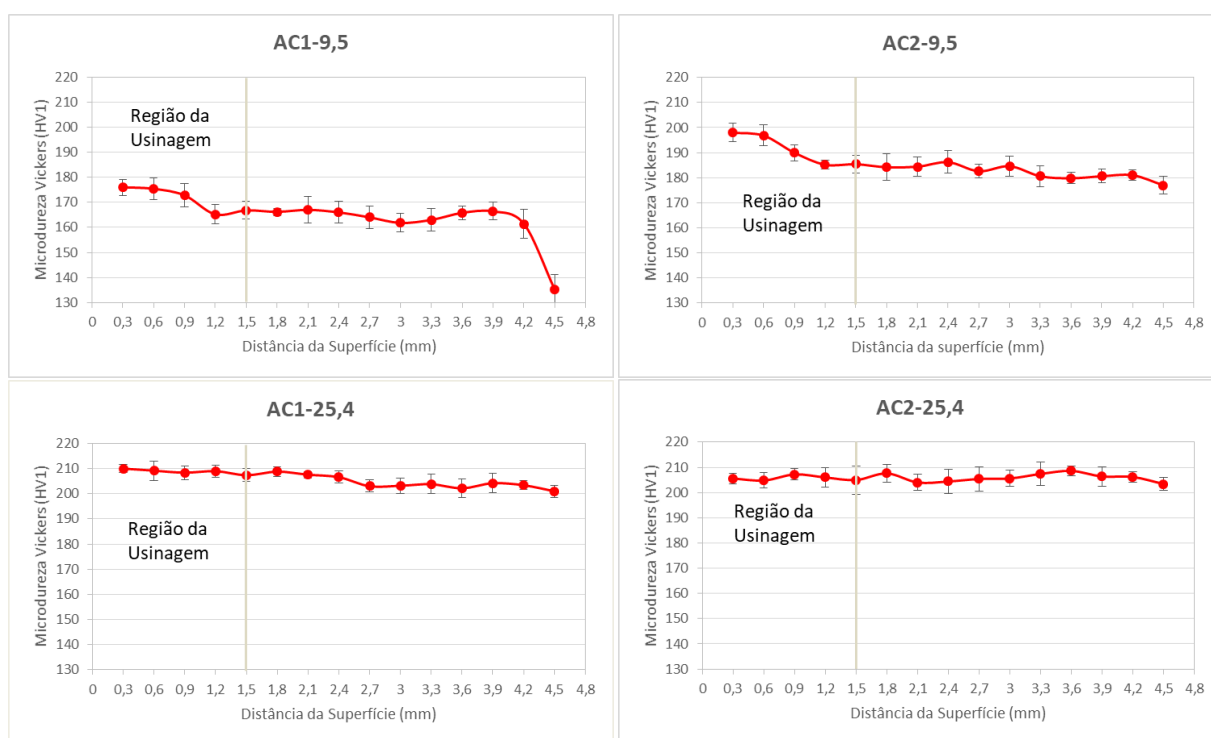


Figura 59 - Gráficos de perfis de Microdureza Vickers para as amostras soldadas com Ar + 8% CO₂
Fonte: Próprio autor.

De uma forma geral também pode-se observar (Figura 60) que as amostras que foram soldadas com a mistura Ar + 25% He, tiveram maiores valores de Microdureza Vickers do que as amostras soldadas com Ar + 8% CO₂. Como já discutido anteriormente, esta diferença de microdureza pode se dar em função da utilização do He

como gás de proteção, devido a sua alta taxa de condutividade térmica e baixa densidade, fez com que as chapas resfriassem com maior rapidez, aumentando a taxa de resfriamento, diminuindo a diluição, fazendo com que na sua microestrutura apresentasse maiores quantidades de fases precipitadas e carbonetos ocasionando assim maiores durezas e consequentemente maiores Forças de Usinagem que serão discutidas posteriormente.

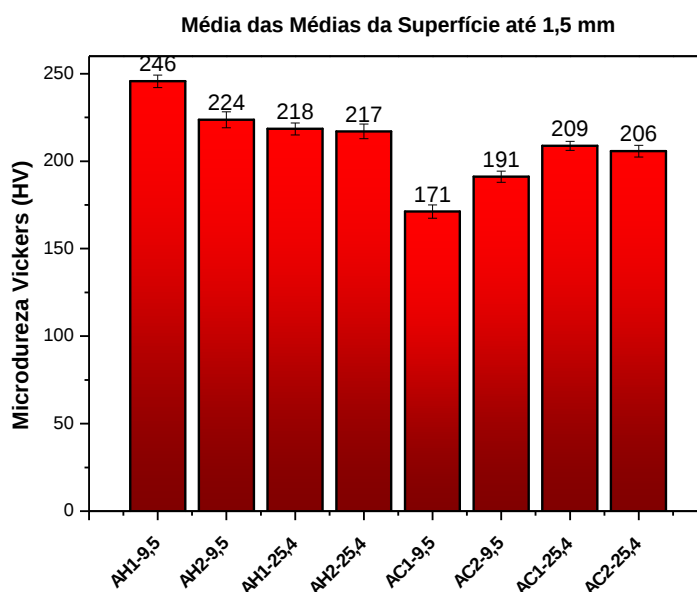


Figura 60 - Média das microdurezas nas superfícies das amostras
Fonte: Próprio autor.

No trabalho de Moreira (2018), o autor realizou um estudo sobre os perfis de microdureza em revestimentos soldados de Inconel® 625 em substratos de aço SAE 4340, onde obteve-se valores entre 210 HV e 260 HV próximos à superfície da solda, o que corrobora com os resultados de microdureza encontrados neste trabalho. Já Guimarães (2022), de uma forma geral, encontrou nanodurezas médias entre 4 e 5 GPa, que equivalem respectivamente a 407,9 e 509,8 HV em chapas soldadas de Inconel® 625 em substratos de aço SAE 4340.

4.3. Análise das Forças de Usinagem

Nesta pesquisa optou-se por estudar a Força Máxima de Usinagem adquirida através de monitoramento de sinais como já citado anteriormente no decorrer do trabalho. A força máxima de usinagem foi calculada através da soma vetorial das componentes F_x , F_y , F_z (F_f , F_{ap} , F_p) máximas. Este equacionamento foi realizado via software *Excel* e a aquisição foi realizada no software LabVIEW® com frequência de

aquisição de 500 Hz, o que resulta em uma coleta de um dado a cada 0,002 s durante um tempo total de 120 s.

A Tabela 10 apresenta os resultados calculados das Forças Máximas de Usinagem por cada amostra usinada. A tabela também apresenta a média destas Forças Máximas de Usinagem, a média por condição de soldagem e a média das maiores Forças Máximas de Usinagem por condição de soldagem. Também é apresentado os resultados do desvio padrão para cada condição.

Tabela 10 - Resultados da Forças de Usinagem Máximas por amostra, Média das Forças de Usinagem por chapa, Média das Forças de Usinagem Máximas por condição e Média das Maiores Forças de Usinagem Máximas

maximas

Condições	Amostras		FU Máx (N)	Média das FU Máx (N)	σ	Média das Médias FU Máx (N)	σ	Média das Maiores FU Máx (N)	σ
AH-9,5	AH1-9,5	1	399,8	642,0	205,9	648,7	6,7	1108,0	42,7
		2	452,0						
		3	559,3						
		4	647,9						
		5	1150,8						
	AH2-9,5	1	413,6	655,4	236,5				
		2	467,1						
		3	494,2						
		4	836,8						
		5	1065,3						
AH-25,4	AH1-25,4	1	411,5	430,0	16,1	504,7	74,7	563,8	103,9
		2	437,7						
		3	408,1						
		4	459,9						
		5	432,7						
	AH2-25,4	1	517,2	579,5	55,1				
		2	513,0						
		3	570,4						
		4	667,7						
		5	629,0						
AC-9,5	AC1-9,5	1	434,9	454,4	34,3	454,3	0,0	502,3	0,3
		2	426,9						
		3	415,4						
		4	492,5						
		5	502,0						
	AC2-9,5	1	397,8	454,3	38,4				
		2	414,8						
		3	458,4						
		4	497,8						
		5	502,6						
AC-25,4	AC1-25,4	1	445,2	463,0	14,8	478,5	15,5	504,9	22,9
		2	443,7						
		3	479,6						
		4	464,3						
		5	482,0						
	AC2-25,4	1	519,8	494,0	31,1				
		2	512,3						
		3	527,8						
		4	464,5						
		5	445,9						

Fonte: Próprio autor.

Nas colunas da Tabela 10 estão representadas as condições de soldagem, as duas chapas soldadas para cada condição e também as cinco amostras usinadas para cada chapa. É importante salientar que as amostras foram usinadas em ordem numérica crescente, ou seja, cada bloco de cinco amostras foi usinado com as mesmas ferramentas de corte, sendo a amostra 01 com as ferramentas novas e a amostra 05 com as ferramentas mais desgastadas. Os dados da

Tabela 10 serão analisados posteriormente conforme demonstrado em cada gráfico que será apresentado.

Para verificar se há diferenças significativas entre os efeitos dos fatores estudados (gás de proteção, espessura da chapa e efeito da ordem das usinagens), optou-se por submeter os dados a análise de variância (ANOVA), permitindo a comparação dos efeitos principais e de suas interações, através do Teste-F. Normalmente utiliza-se nível de significância igual ou superior a 95%, ou seja, um resultado com pequeno Valor-P, (inferior a 0,05) é considerado estatisticamente significativo.

Na Tabela 11 são apresentados os resultados da ANOVA, na qual foi considerado a duplicação das chapas (Blocos), efeito principal do gás de proteção (X1), efeito principal da espessura (X2) e efeito principal da ordem das usinagens das amostras no uso das ferramentas (X3). Também foram analisadas as interações entre os efeitos principais (X1X2), (X1X3), (X2X3) e (X1X2X3).

Tabela 11 - ANOVA Considerando a estrutura fatorial

Fonte de variação	GL*	SQ**	QM***	Valor F	Valor P
Bloco	1	23502	23502	6,3	0,02
Efeito principal do Gás de proteção (X1)	1	102309	102309	27,2	0,00
Efeito principal da espessura (X2)	1	35866	35866	9,5	0,01
Efeito principal da ordem uso da ferramenta (X3)	4	241039	60260	16,0	0,00
Efeito da interação dupla: X1X2	1	89972	89972	23,9	0,00
Efeito da interação dupla: X1X3	4	187863	46966	12,5	0,00
Efeito da interação dupla: X2X3	4	186246	46561	12,4	0,00
Efeito da interação tripla: X1X2X3	4	72405	18101	4,8	0,01
Resíduo	19	71430	3759		
Total	39	1010631	25914		
Média experimental	521,56				
CV% Experimental	11,8				

* Graus de liberdades; ** Soma dos quadrados; ***Quadrado médio

Fonte: Próprio autor.

É possível verificar, a partir da análise da Tabela 11, que foram significativos os efeitos principais e interações realizados, visto que o Valor-P é inferior a 0,05 para todos os efeitos principais e interações. Observa-se também que a maior influência foi observada para o gás de proteção (isolado ou em combinação com os demais fatores).

A Figura 61 apresenta a média das Forças de Usinagem Máximas entre as cinco amostras para cada chapa soldada. A chapa AH1-9,5 obteve média de $642 \pm 205,9$ N e a chapa AH2-9,5 obteve média de $655,4 \pm 236,5$ N. Percebe-se um valor alto de desvio padrão devido à grande variação da Força de Usinagem principalmente nas amostras 04 e 05, o que pode ser demonstrado de forma mais clara na Figura 62. Isso se deve ao alto desgaste no gume das ferramentas que aconteceu de forma mais acentuada quando ocorreu a usinagem nas amostras de espessura 9,5 mm com a utilização de He na mistura do gás de proteção. Esse resultado justifica-se devido o He possuir uma alta taxa de condutividade térmica e menor densidade, ocasionando um resfriamento mais brusco da região soldada, fazendo com que as taxas de resfriamento fossem mais altas nessas amostras gerando maiores quantidades de precipitados e segundas fases como já apresentado e discutidos anteriormente.

As amostras das chapas AH1-25,4 e AH2-25,4, obtiveram média de $430 \pm 16,1$ N e de $579,5 \pm 55,1$ N respectivamente. Na amostra AH1-25,4 não houve grandes variações nas Forças de Usinagem Máximas, o que sugere-se que as ferramentas não desgastaram com tanta severidade como ocorreu nas amostras de 9,5 de espessura. Isso pode ser justificável devido a sua alta diluição, que pode ter ocasionado o “empobrecimento” das propriedades da liga de Inconel®. Já a chapa AH2-25,4 apresentou Forças de Usinagem Máximas maiores em relação a chapa anterior. Esse resultado se deve a maior taxa de resfriamento e a menores diluição no momento da soldagem, o que também pode ter ocasionado a presença de segundas fases e precipitados tipo MC.

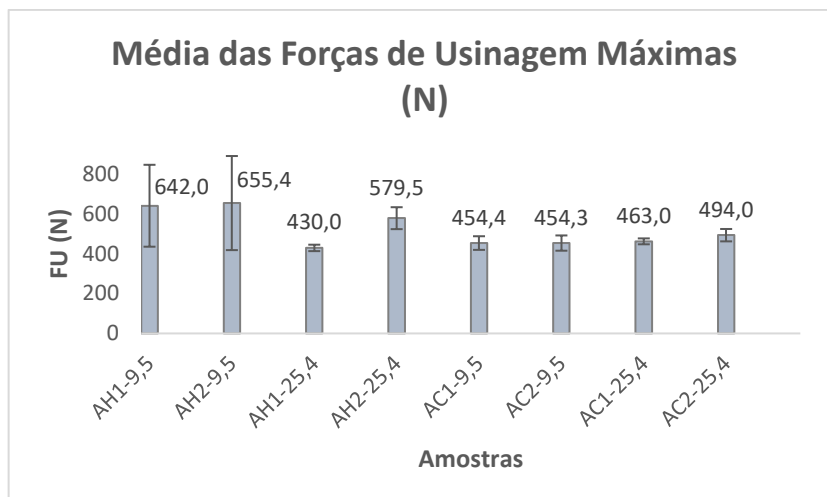


Figura 61 - Média das Forças de Usinagem Máximas
Fonte: Próprio autor

Ainda sobre a Figura 61 pode-se perceber pouca variação significativa com relação às Forças de Usinagem Máximas nas amostras soldadas com Ar + 8% CO₂. As chapas AC1-9,5, AC2-9,5, AC1-25,4 e AC2-25,4 obtiveram respectivamente 454,4 ± 34,3 N, 454,3 ± 38,4 N, 463 ± 14,8 N e 494 ± 31,1 N. De uma forma geral, as chapas que utilizaram CO₂ na composição do gás de proteção tiveram média de Forças de Usinagem Máximas menores que as chapas que utilizaram He. Estes resultados justificam-se devido as maiores diluições e menores taxas de resfriamento nessas amostras, o que ocasionou microestruturas com menores quantidades de fases precipitadas sugeridas como hipóteses que sejam fases δ, γ" e Laves.

Na Figura 62 são apresentados os gráficos referentes à variação da Força de Usinagem Máxima por amostra em cada condição de soldagem. Como já citado anteriormente, observa-se claramente nas amostras AH1-9,5 e AH2-9,5 que as Forças de Usinagem Máximas aumentam muito, principalmente nas amostras 04 e 05. Com relação à chapa AH1-9,5 a amostra 04 tem um aumento de 62% na Força de Usinagem Máxima em relação à amostra 01, passando de 399,8 N para 647,9 N e a amostra 05 tem aumento de aproximadamente 188% em relação à amostra 01, atingindo 1.150,8 N de Força de Usinagem Máxima. Na chapa AH2-9,5 os resultados são muito parecidos com os anteriores. A amostra 04 possui aumento de 102% na Força de Usinagem Máxima em relação à amostra 01, passando de 413,6 N na amostra 01 para 836,8 N na amostra 04. Já na amostra 05 a Força de Usinagem Máxima aumentou em torno de 158%, chegando a 1.065,3 N. Estes aumentos bruscos nas Forças de Usinagem são típicos de acontecer quando a ferramenta apresenta falhas nas arestas de corte necessitando de um esforço maior para executar o mesmo corte, visto que o gume da

ferramenta já não está afiado como estava no início. A temperatura na zona de corte aumenta e consequentemente ocorre maior desgaste ainda da ferramenta.

Com relação as chapas AH1-25,4 e AH2-25,4 não se percebe este aumento de forma tão brusca como nas chapas anteriores, e em algumas amostras ocorre até mesmo uma diminuição da Força de Usinagem. Na chapa AH1-25,4 a amostra onde se obteve a maior Força de Usinagem Máxima foi a 04, onde houve um aumento de aproximadamente 12% em relação a amostra 01, passando de 411,5 N na amostra 01 para 459,9 N na amostra 04. Na chapa AH2-25,4 a amostra 04 também foi a responsável pela maior Força de Usinagem Máxima, com aumento de aproximadamente 29% em relação a amostra 01, passando de 517,2 N na amostra 01, para 667,7 N na amostra 04.

Nas chapas AC1-9,5 e AC2-9,5 também não houve desgaste excessivo das ferramentas a ponto de aumentar drasticamente as Forças de Usinagem. Na chapa AC1-9,5 a amostra onde se obteve a maior Força de Usinagem Máxima foi a amostra 05, com aumento de aproximadamente 15% em relação a amostra 01, passando de 434,9 N para 502 N na amostra 05. Na chapa AC2-9,5 a amostra que obteve a maior Força de Usinagem Máxima também foi a amostra 05, com aumento de cerca de 26% em relação a amostra 01, passando de 397,8 N na amostra 01 para 502,6 N na amostra 05.

Já as chapas AC1-25,4 e AC2-25,4 apresentaram a menor variação das Forças de Usinagem Máximas. Na chapa AC1-25,4 houve variação de apenas 8% comparando a amostra 05 em relação a amostra 01, passando de 445,2 N para 482 N na amostra 05. Já na chapa AC2-25,4, a amostra onde se obteve a maior Força de Usinagem Máxima foi a 03, com variação de 1,5% em relação a amostra 01, passando de 519,8 N para 527,8 N na amostra 03. Percebe-se também uma queda da Força de Usinagem nas amostras 04 e 05 que pode ser justificada devido às maiores diluições dessas chapas.

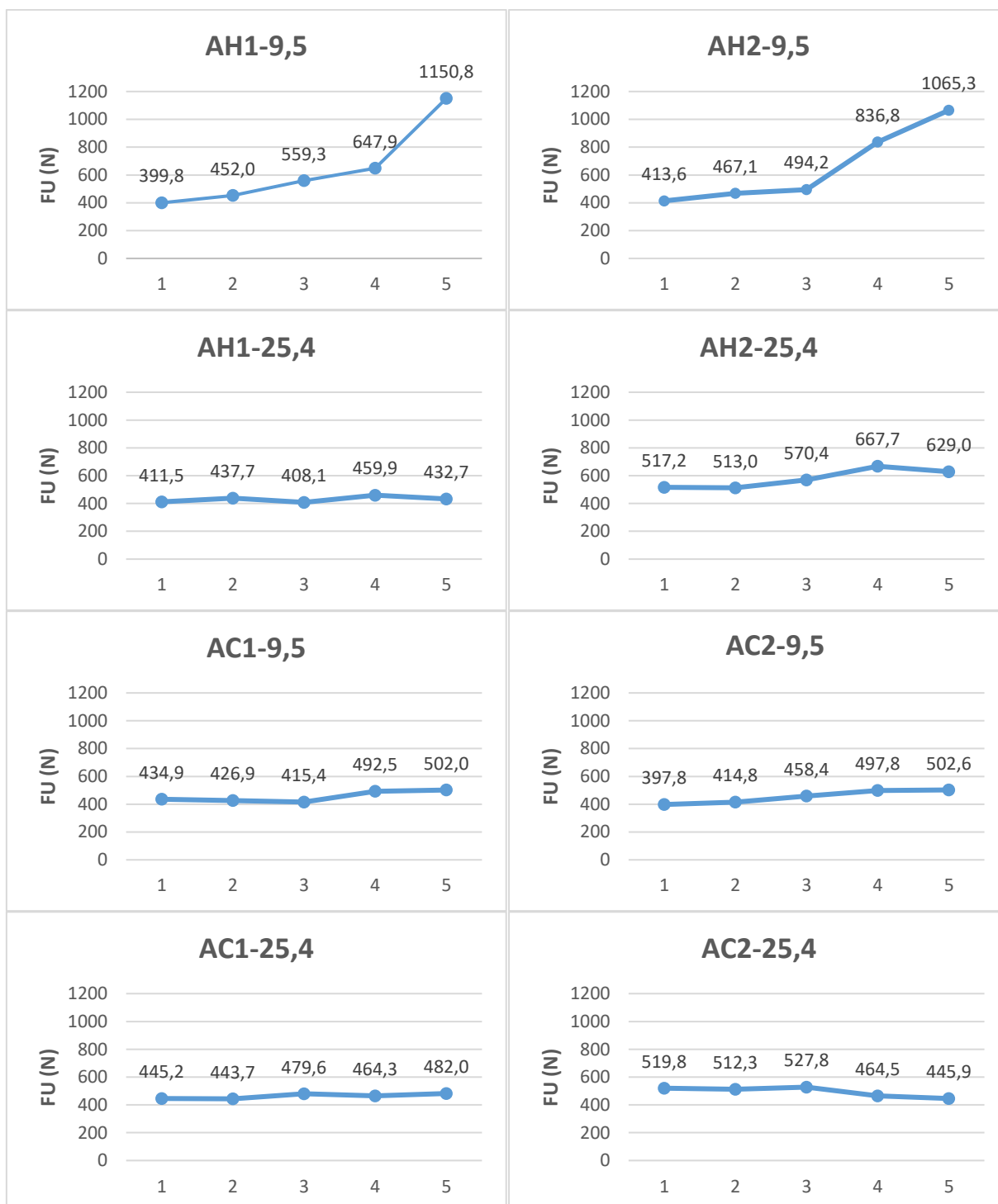


Figura 62 - Variação das Forças de Usinagem Máximas por Amostra
Fonte: Próprio autor.

Nas próximas figuras estão demonstradas as comparações da Média das Forças de Usinagem Máximas e também da maior Força de Usinagem Máxima por amostra, com relação à espessura do substrato e em relação ao tipo de gás de proteção utilizado durante a soldagem.

Conforme apresentado na Figura 63 percebe-se que ao comparar a Média das Forças de Usinagem Máximas em relação à espessura do substrato, as amostras soldadas com Ar + 25% He de espessura 9,5 mm tiveram maior média dos valores de Força de Usinagem Máxima em relação às amostras de 25 mm de espessura. Isto se deve à menor diluição e a microestrutura com maiores precipitações de segundas fases como δ , γ'' e Laves e também maior dureza das amostras de espessura 9,5 mm. Como já citado anteriormente, nos estudos de Tian-Yi Liu et al., (2017), não houveram mudanças significativas na taxa de resfriamento com relação a espessura do substrato. Segundo estes autores, para que ocorra uma diferença significativa nas taxas de resfriamento a diferença entre as espessuras das chapas dos substratos devem ser maiores.

Devido ao gás He apresentar uma alta taxa de condutividade térmica e uma baixa densidade (FERNANDES et al., 2009), acredita-se que o He auxilia na condução do calor para as chapas no momento da soldagem, fazendo com que a temperatura no momento da soldagem aumente e que desta forma facilite a formação das fases Laves, γ'' e δ . Mas, devido a sua alta condutividade térmica, também é o responsável pelo resfriamento mais rápido das chapas, aumentando ainda mais a possibilidade da geração destas segundas fases citadas.

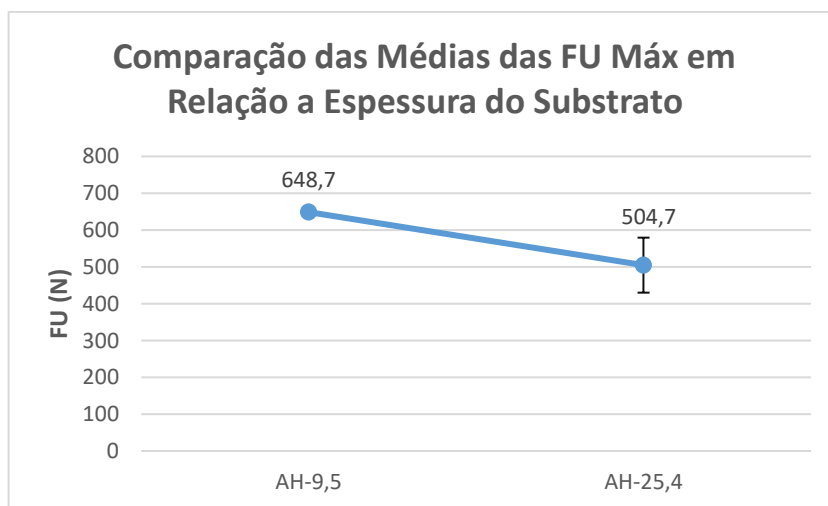


Figura 63 - Comparação das Médias das FU Máx em Relação a Espessura do Substrato: AH-9,5 x AH-25,4
Fonte: Próprio autor.

Comparando a Média das Forças de Usinagem Máximas das chapas soldadas com Ar + CO₂ como gás de proteção em relação à espessura do substrato, percebe-se uma variação muito pequena das amostras de 9,5 mm para as de 25,4 mm de espessura.

As diluições para estas duas chapas foram muito próximas, com taxas de resfriamento um pouco maiores para as chapas de 25,4 mm, microestruturas com maiores regiões interdendríticas ricas em Nb e Mo nas chapas de 25,4 mm e consequentemente a microdureza um pouco mais elevada, o que justifica o gráfico da Figura 64 apresentar uma leve diferença para o aumento da Força de Usinagem para a espessura de 25,4 mm.

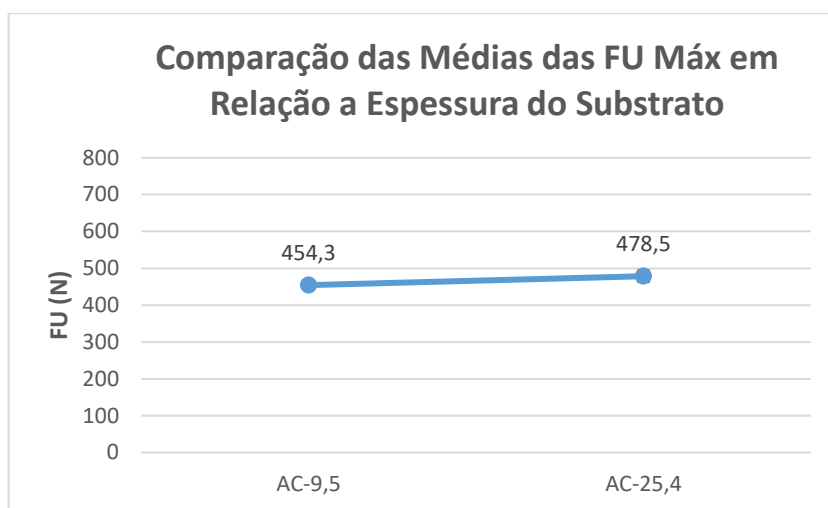


Figura 64 - Comparação das Médias das FU Máx em Relação a Espessura do Substrato: AC-9,5 x AC-25,4
Fonte: Próprio autor.

Na Figura 65 é apresentado a variação das médias das Forças de Usinagem Máximas em relação ao gás de proteção para as chapas de 9,5 mm de espessura. Percebe-se claramente na Figura 65 que as chapas que foram soldadas com a mistura Ar + 25% He alcançaram maiores valores médios nas Forças de Usinagem em relação às chapas soldadas com a mistura ativa Ar + 8% CO₂. Como já foi citado anteriormente, o gás He possui alta taxa de condutividade térmica e baixa densidade, o que acabou refletindo em uma taxa de resfriamento mais alta em relação às chapas soldadas com Ar + 8% CO₂. Sugere-se que essa alta taxa de resfriamento, conforme já discutido anteriormente pode ter ocasionado a presença de carbonetos e formação de segundas fases precipitadas na sua microestrutura, fazendo com que os resultados de microdureza também fossem maiores, o que justifica esta diferença na média das Forças de Usinagem Máximas entre as duas chapas.

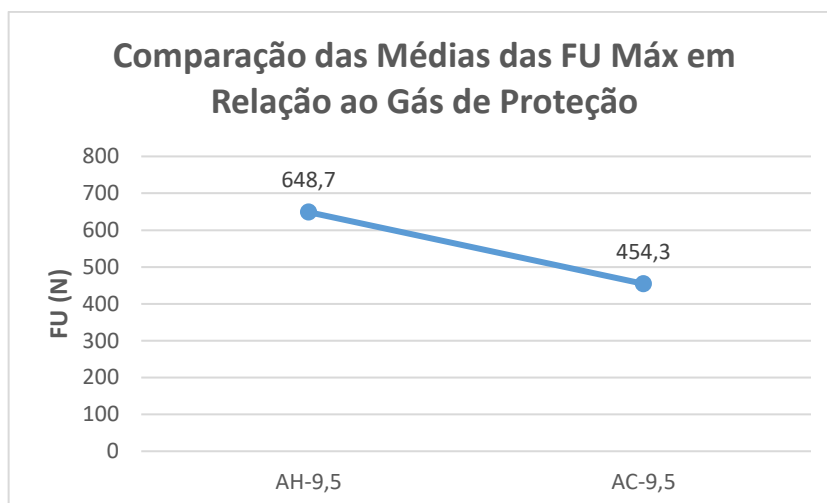


Figura 65 - Comparação das Médias das FU Máx em Relação ao Gás de Proteção:
AH-9,5 x AC-9,5
Fonte: Próprio autor.

Na Figura 66 é apresentada a comparação das médias das Forças de Usinagem Máximas em relação ao gás de proteção para as chapas com 25,4 mm de espessura. Nesta relação comparativa não houve variação significativa considerando as chapas de 25,4 mm soldadas com as misturas Ar + 25% He e Ar + 8% CO₂. Embora as taxas de resfriamento tenham sido diferentes, a média dos valores da diluição e de microdureza foram muito próximos, o que justificam esta proximidade entre os resultados das chapas de 25,4 mm.

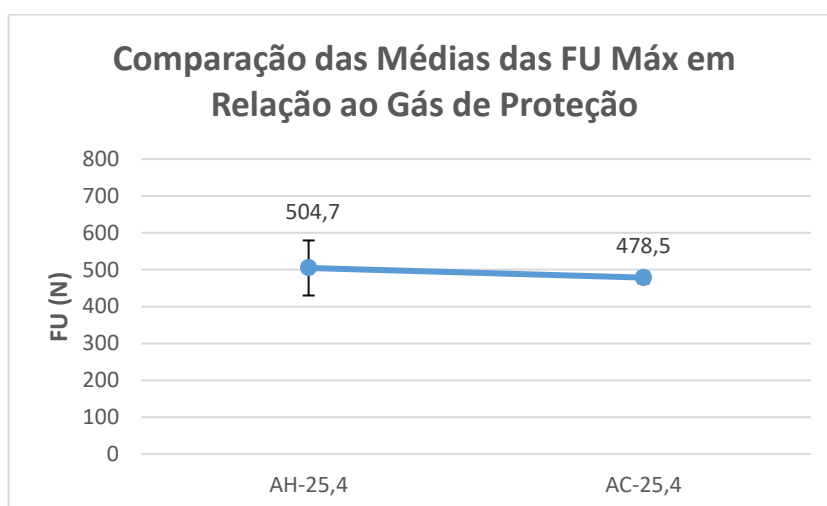


Figura 66 - Comparação das Médias das FU Máx em Relação ao Gás de Proteção:
AH-25,4 x AC-25,4
Fonte: Próprio autor.

Nas figuras seguintes estão apresentados os gráficos que representam as maiores Forças de Usinagem Máximas entre a média das amostras que tiveram os maiores resultados por condição de soldagem.

A Figura 67 apresenta a comparação entre a média das amostras com os maiores valores das Forças de Usinagem Máximas em relação à espessura do substrato. Percebe-se claramente no gráfico que as amostras de chapas soldadas com Ar + 25% He de espessura 9,5 mm alcançaram valores muito maiores em relação às chapas de 25 mm de espessura. Como já discutido anteriormente, cabe destacar que especificamente nestas amostras (AH-9,5) houve desgaste excessivo das ferramentas de corte, o que culminou com a aquisição de grandes esforços de corte, especialmente nas amostras 04 e 05 para esta condição. Isto se deve a maior presença de segundas fases precipitadas do tipo δ , γ'' e Laves na sua microestrutura e também maiores microdurezas nas amostras de 9,5 mm de espessura como já explicado anteriormente.

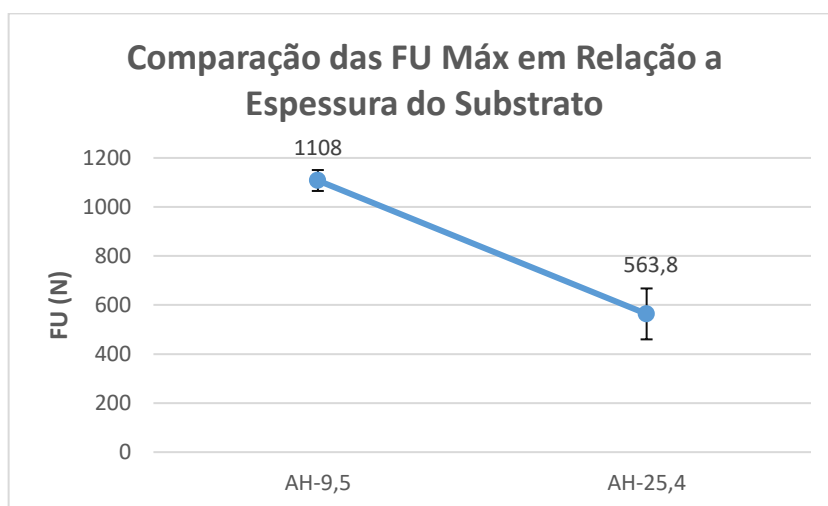


Figura 67 - Comparação das FU Máx em Relação a Espessura do Substrato: AH-9,5 x AH-25,4
Fonte: Próprio autor.

A Figura 68 apresenta a comparação entre a média das amostras com as maiores Forças de Usinagem Máximas em relação à espessura do substrato para as chapas que foram soldadas com Ar + 8% CO₂ como gás de proteção. É possível perceber no gráfico que não houve variação significativa entre as amostras com 9,5 mm e 25,4 mm de espessura. Embora as amostras com o substrato de 25,4 mm tenham apresentado maior taxa de resfriamento, microdureza um pouco mais elevada e a sua microestrutura tenha apresentado maiores regiões interdendríticas ricas em Nb e Mo, os resultados apresentarem valores muito próximos para as Forças de Usinagem Máximas. Este resultado corrobora com a microestrutura encontrada e indica realmente que estas regiões ricas em Nb e Mo não são fases precipitadas e sim apenas regiões interdendríticas com alto teor destes elementos.

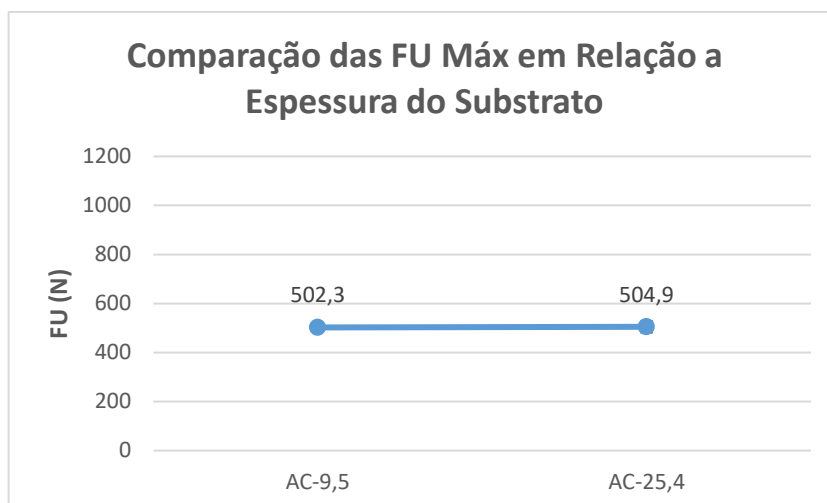


Figura 68 - Comparação das FU Máx em Relação a Espessura do Substrato: AC-9,5 x AC-25,4
Fonte: Próprio autor.

Na Figura 69 é apresentado uma comparação entre a média das amostras com as maiores variações das Forças de Usinagem Máximas em relação ao gás de proteção para as chapas de 9,5 mm de espessura. É possível observar na Figura 69 que as chapas que foram soldadas com a mistura Ar + 25% He atingiram maiores valores de Forças de Usinagem Máximas em relação às chapas soldadas com a mistura ativa Ar + 8% CO₂. Como já foi citado anteriormente, o gás He possui alta taxa de condutividade térmica e baixa densidade o que acabou refletindo em uma taxa de resfriamento mais alta em relação às chapas soldadas com Ar + 8% CO₂. Sugere-se que essa alta taxa de resfriamento modificou a microestrutura ocasionando a presença de carbonetos e formação de segundas fases precipitadas na sua microestrutura, fazendo com que os resultados de microdureza também fossem maiores, o que justifica esta diferença nas Forças de Usinagem Máximas entre as duas chapas.

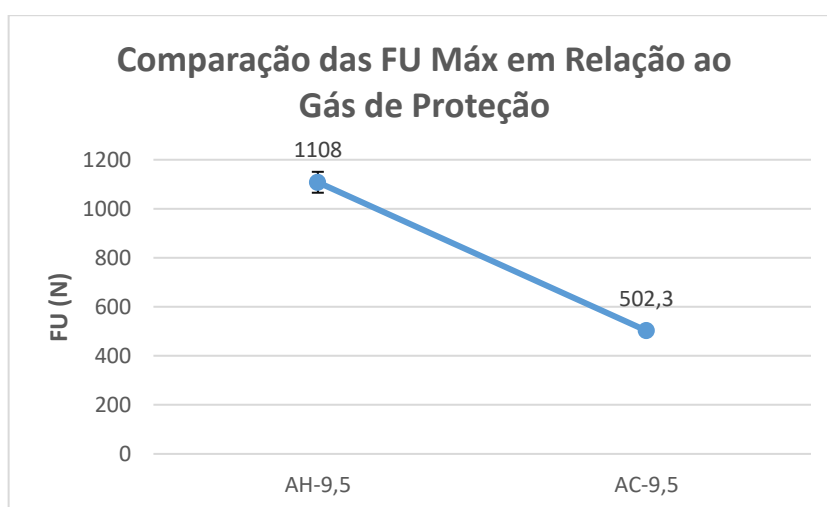


Figura 69 - Comparação das FU Máx em Relação ao Gás de Proteção: AH-9,5 x AC-9,5
Fonte: Próprio autor.

Na Figura 70 é apresentada uma comparação entre a média das amostras com as maiores variações das Forças de Usinagem Máximas em relação ao gás de proteção para as chapas de 25,4 mm de espessura. Nas amostras que foram soldadas com Ar + 25% He, obteve-se maiores taxas de resfriamento e maiores valores de microdureza, o que se justifica pelas maiores quantidades de segundas fases precipitadas e corrobora com o valor maior para a Força de Usinagem Máxima, embora devido ao desvio padrão calculado, as duas amostras possuem estatisticamente o mesmo valor.

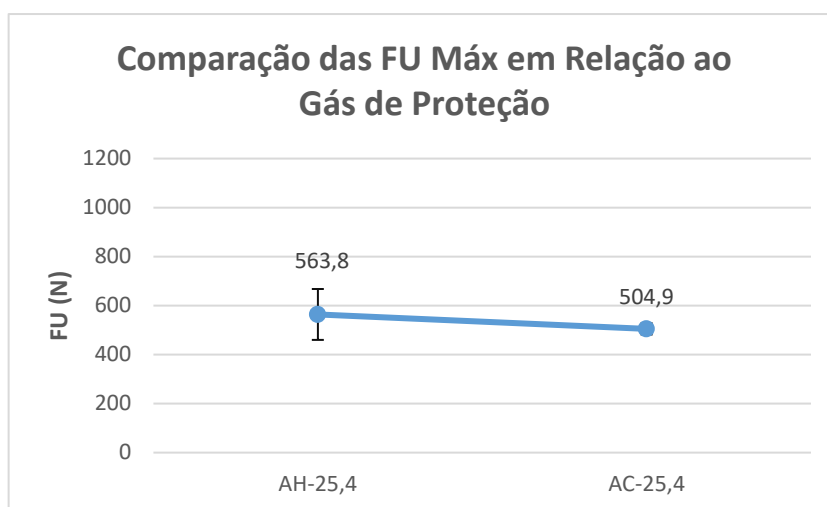


Figura 70 - Comparação das FU Máx em Relação ao Gás de Proteção: AH-25,4 x AC-25,4
Fonte: Próprio autor.

As análises dos esforços de corte em usinagem são muito dinâmicas, visto que qualquer alteração nas ferramentas de corte, parâmetros de corte, material da peça ou na máquina podem ocasionar mudanças bruscas nos resultados estudados. Desta forma, acaba se tornando muito difícil a comparação fidedigna de resultados com os existentes na literatura na área de usinagem. Apesar disso, os resultados encontram-se muito próximos aos encontrados na literatura existente.

No trabalho de Nigro e Villa (2013), os autores mediram as forças de corte e as forças de avanço em peças de Inconel® 625 no processo de torneamento, obtendo forças de corte entre 400 e 900 N com profundidades de corte entre 0,8 e 1,0 mm. Já no trabalho de Rodrigues (2009), o pesquisador estudou o efeito das deformações residuais proporcionados pelo processo de fresamento, adquirindo as componentes da Força de Usinagem com valores compatíveis aos adquiridos no presente trabalho. Em Ribeiro et al. (2015) os autores realizaram um estudo sobre as Forças de Usinagem no fresamento de aços para matrizes, onde os mesmos fizeram a aquisição das componentes da Força

de Usinagem em cada eixo realizando a variação da velocidade de corte, velocidade de avanço e tipo de ferramenta utilizada no corte. Embora estes autores não tenham calculado a força resultante de usinagem, os resultados de suas componentes são compatíveis com os resultados obtidos nesta pesquisa na usinagem do Inconel® 625.

4.4. Desgastes das Ferramentas de Corte

O desgaste das ferramentas de corte é um problema complexo e desafiador quando se trata de usinagem do Inconel® 625, devido à sua resistência a altas temperaturas, alto grau de encruamento e baixa condutividade térmica. As altas temperaturas envolvidas na usinagem do Inconel® 625 aceleram consideravelmente o desgaste das ferramentas de corte, causando o amolecimento da aresta de corte, resultando na perda de afiação e na redução do desempenho da ferramenta, contribuindo para o desgaste prematuro das mesmas.

São apresentados na Figuras 71 a 78, todas as ferramentas de corte utilizadas nesta pesquisa. As medições dos desgastes das ferramentas foram realizadas com o auxílio do *software Image J*. Em cada figura é possível observar a superfície de folga principal das ferramentas e também a superfície de saída das mesmas. As medições foram realizadas em duas dimensões no flanco principal das ferramentas de corte.

Nas Figuras 71 e 72, é possível observar que todas as ferramentas de corte utilizadas na usinagem das amostras das chapas AH1-9,5 e AH2-9,5 sofreram desgastes excessivos na ponta da ferramenta, colapsando de forma total estes insertos. Estes resultados corroboram com os resultados obtidos nas microestruturas sugerindo a presença de segundas fases δ , γ'' e Laves nestas amostras. A microdureza e as Forças de Usinagem também mostraram uma elevação das mesmas nestas chapas. Com as ferramentas mais desgastadas, o processo de corte não se dará de forma normal, fazendo com que o atrito aumente na zona do corte e conseqüentemente ocorra o aumento da temperatura e o desgaste das ferramentas aconteça de forma acelerada.

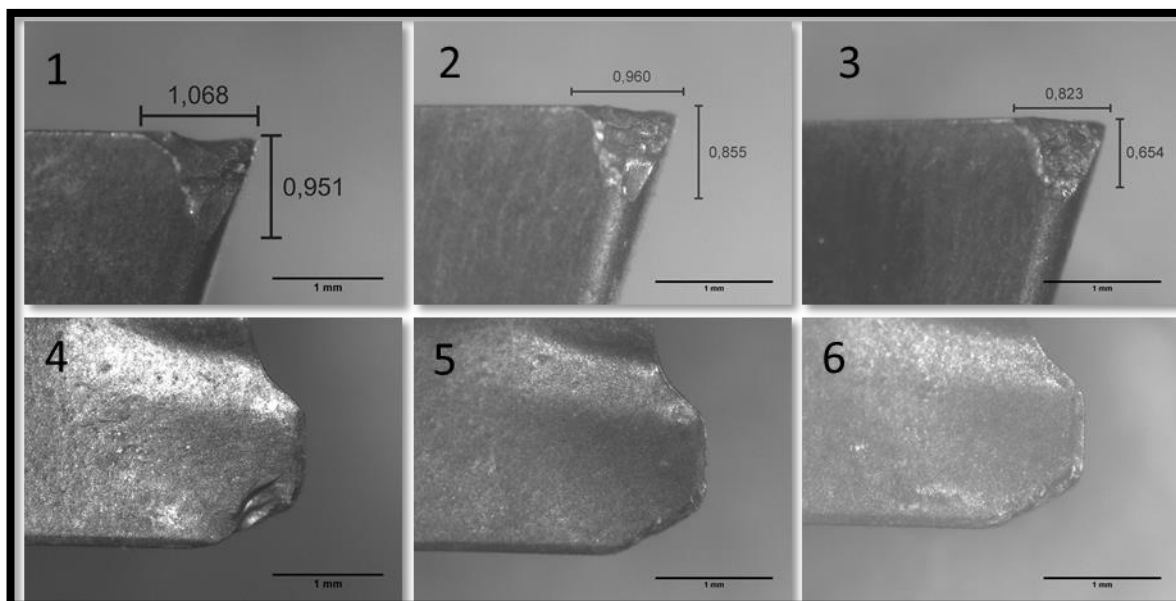


Figura 71 - Ferramentas de corte usadas nas amostras AH1-9,5: 1) Flanco lateral da ferramenta 1; 2) Flanco lateral da ferramenta 2; 3) Flanco lateral da ferramenta 3; 4) Vista superior da ferramenta 1; 5) Vista superior da ferramenta 2; 6) Vista superior da ferramenta 3
Fonte: Próprio autor.

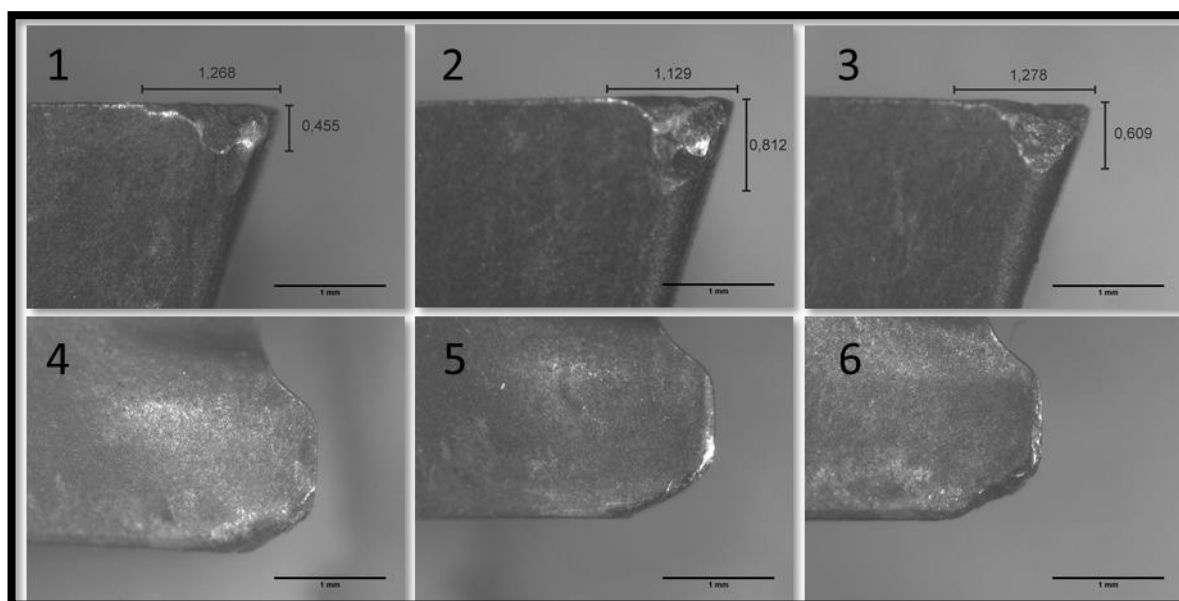


Figura 72 - Ferramentas de corte usadas nas amostras AH2-9,5: 1) Flanco lateral da ferramenta 1; 2) Flanco lateral da ferramenta 2; 3) Flanco lateral da ferramenta 3; 4) Vista superior da ferramenta 1; 5) Vista superior da ferramenta 2; 6) Vista superior da ferramenta 3
Fonte: Próprio autor.

Nas Figuras 73 e 74, são apresentados os desgastes das ferramentas de corte utilizadas nas amostras das chapas AH1-25,4 e AH2-25,4 respectivamente. Percebe-se claramente que o desgaste nestas ferramentas se deu de forma menos agressiva dos que nas amostras anteriores. Isto é devido a hipótese de possibilidade da maior presença

de segundas fases precipitadas tais como δ , γ'' e Laves nas amostras com substrato de 9,5 mm em relação as amostras com substrato de 25,4 mm de espessura. Também pode-se relacionar esses resultados com os maiores valores dos resultados obtidos na microdureza e também nas Forças de Usinagem.

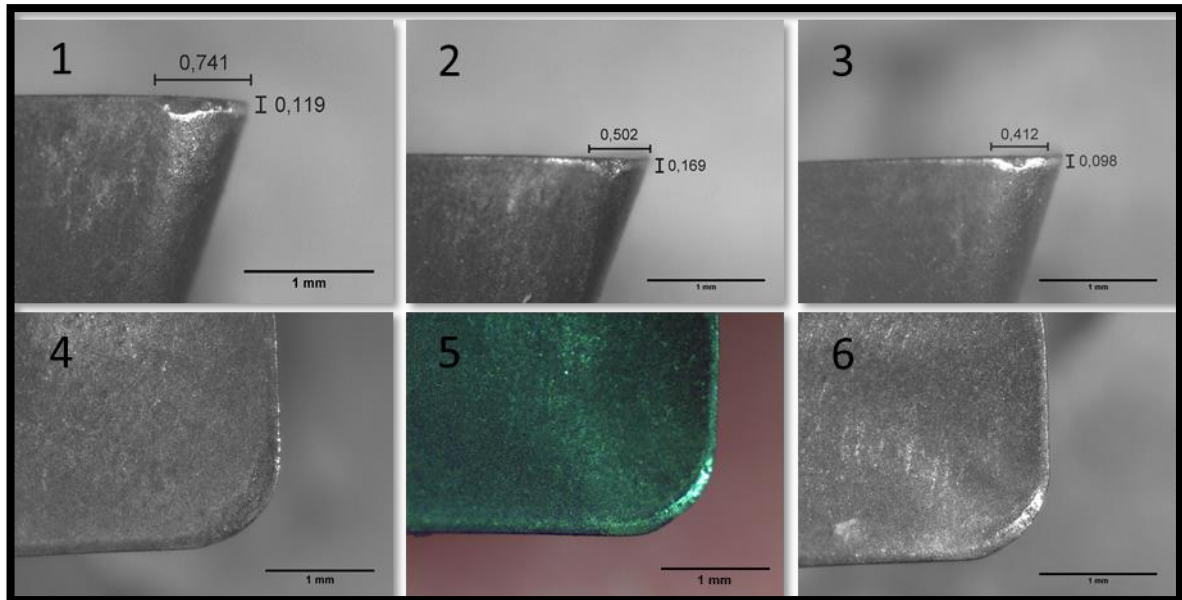


Figura 73 - Ferramentas de corte usadas nas amostras AH1-25,4: 1) Flanco lateral da ferramenta 1; 2) Flanco lateral da ferramenta 2; 3) Flanco lateral da ferramenta 3; 4) Vista superior da ferramenta 1; 5) Vista superior da ferramenta 2; 6) Vista superior da ferramenta 3

Fonte: Próprio autor.

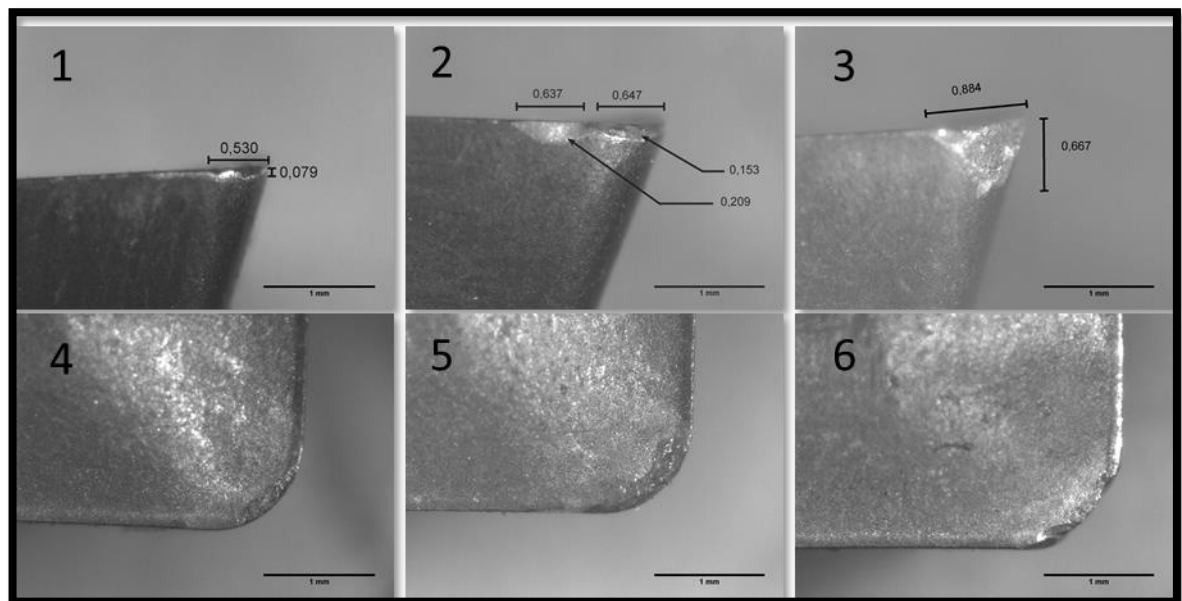


Figura 74 - Ferramentas de corte usadas nas amostras AH2-25,4: 1) Flanco lateral da ferramenta 1; 2) Flanco lateral da ferramenta 2; 3) Flanco lateral da ferramenta 3; 4) Vista superior da ferramenta 1; 5) Vista superior da ferramenta 2; 6) Vista superior da ferramenta 3

Fonte: Próprio autor.

Nas Figuras 75 e 76, são apresentados os desgastes das ferramentas de corte referentes à usinagem das amostras nas chapas AC1-9,5 e AC2-9,5 respectivamente. É possível perceber que em ambas as chapas os desgastes das ferramentas de corte são muito parecidos e bem inferiores aos desgastes ocorridos nas ferramentas de corte que usinaram as chapas que utilizaram o gás de proteção com Ar + 25% He. Estes resultados referentes aos desgastes são compatíveis com os resultados encontrados nas menores taxas de resfriamento, menores valores de microdurezas e menores Forças de Usinagem. A microestrutura das peças usinadas com estas ferramentas apresentaram a presença de alguns carbonetos precipitados do tipo MC mas que não sugere a presença de fases δ , γ'' e Laves.

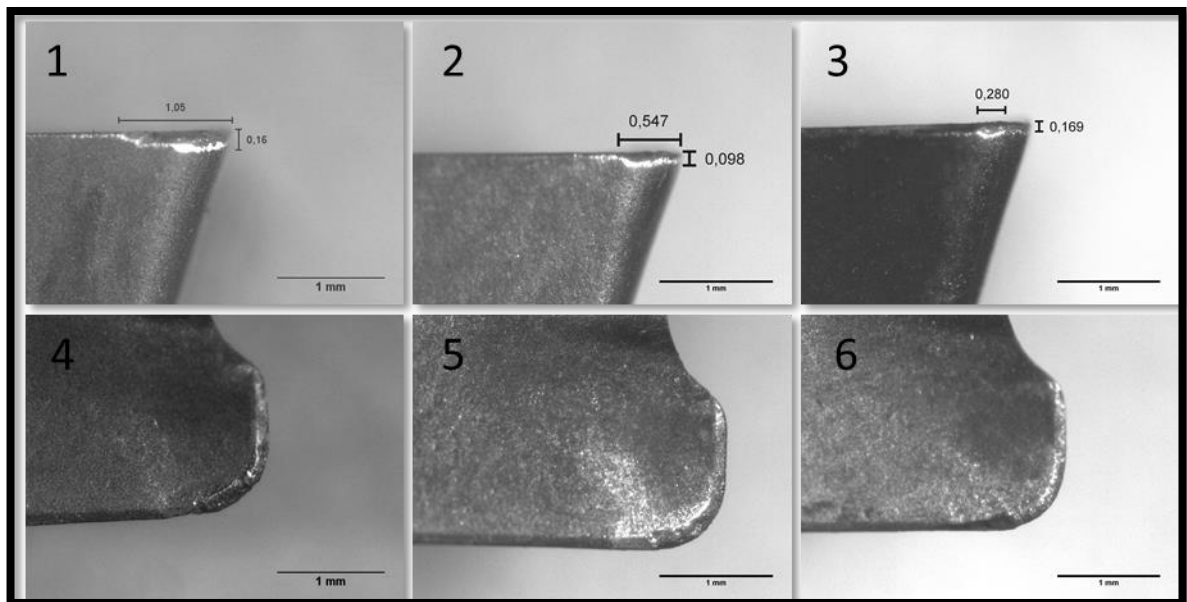


Figura 75 - Ferramentas de corte usadas nas amostras AC1-9,5: 1) Flanco lateral da ferramenta 1; 2) Flanco lateral da ferramenta 2; 3) Flanco lateral da ferramenta 3; 4) Vista superior da ferramenta 1; 5) Vista superior da ferramenta 2; 6) Vista superior da ferramenta 3

Fonte: Próprio autor.

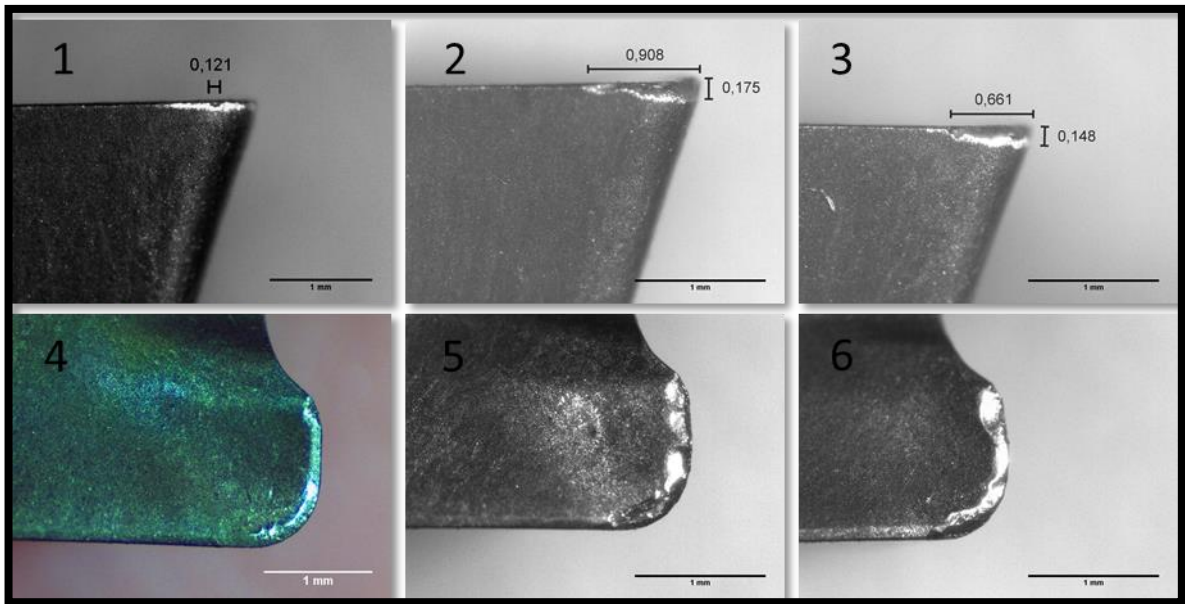


Figura 76 - Ferramentas de corte usadas nas amostras AC2-9,5: 1) Flanco lateral da ferramenta 1; 2) Flanco lateral da ferramenta 2; 3) Flanco lateral da ferramenta 3; 4) Vista superior da ferramenta 1; 5) Vista superior da ferramenta 2; 6) Vista superior da ferramenta 3
Fonte: Próprio autor.

Nas Figuras 77 e 78, são apresentados os desgastes das ferramentas de corte referente a usinagem das amostras nas chapas AC1-25,4 e AC2-25,4 respectivamente. O desgaste das ferramentas de corte nestas duas chapas foram similares aos desgastes das ferramentas de corte ocorridos nas chapas AC1-9,5 e AC2-9,5. O CO₂ não possui uma alta taxa de condutividade térmica e com isso não gera uma aceleração acentuada da taxa de resfriamento como ocorre no caso em misturas que utilizam He como gás de proteção. As microestruturas destas amostras apresentaram regiões interdendríticas com alto teor de Nb e Mo mas que não aparentam ser segundas fases precipitadas e também sem grande presença de carbonetos, o que corrobora com os resultados obtidos com os desgastes das ferramentas de corte não terem sido muito acelerados como ocorreu nas amostras que utilizaram He na mistura do gás de proteção.

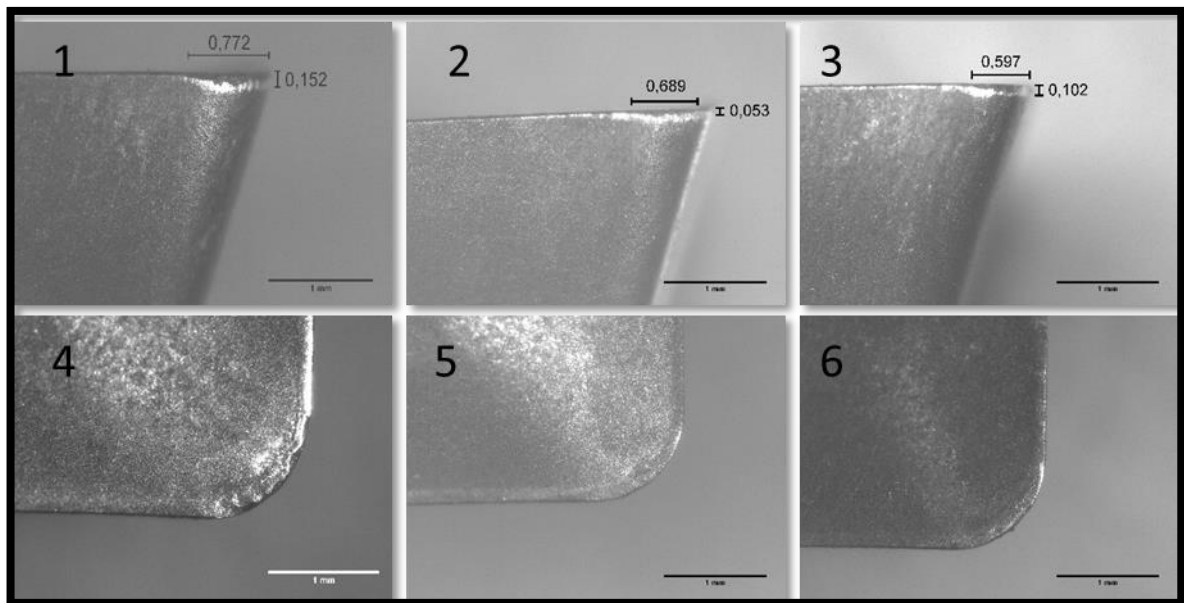


Figura 77 - Ferramentas de corte usadas nas amostras AC1-25,4: 1) Flanco lateral da ferramenta 1; 2) Flanco lateral da ferramenta 2; 3) Flanco lateral da ferramenta 3; 4) Vista superior da ferramenta 1; 5) Vista superior da ferramenta 2; 6) Vista superior da ferramenta 3

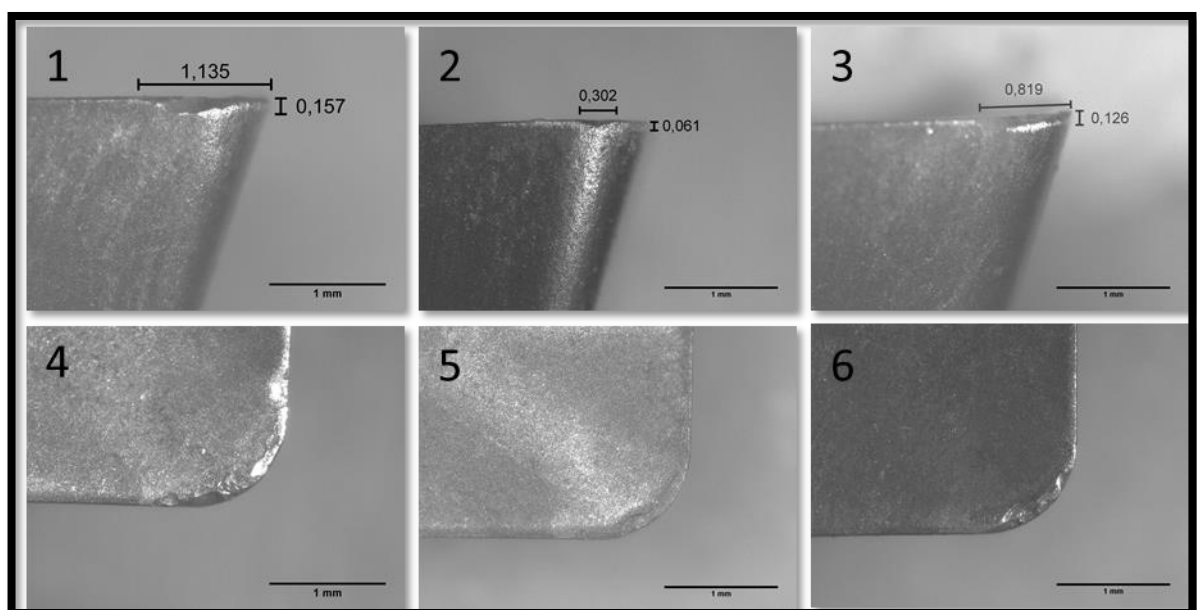


Figura 78 - Ferramentas de corte usadas nas amostras AC2-25,4: 1) Flanco lateral da ferramenta 1; 2) Flanco lateral da ferramenta 2; 3) Flanco lateral da ferramenta 3; 4) Vista superior da ferramenta 1; 5) Vista superior da ferramenta 2; 6) Vista superior da ferramenta 3

Fonte: Próprio autor.

A Figura 79 apresenta algumas ferramentas de corte que foram inspecionadas no MEV com o objetivo de identificar os tipos e os mecanismos de desgaste encontrados nesta pesquisa. Foi escolhida uma ferramenta para cada condição de soldagem a fim de dinamizar o trabalho no MEV. As ferramentas foram visualizadas em duas posições, a superfície de folga principal e a superfície de saída. Também foi inspecionado a região

de atrito da ferramenta com a peça, visualizando a região do revestimento, a região onde houve o desgaste do revestimento deixando o substrato da ferramenta exposto e a região onde teve a adesão da liga de Inconel® na ferramenta.

É possível observar na Figura 79 que foram identificados basicamente dois tipos de desgastes: desgaste de flanco (predominante) e desgaste de cratera. Basicamente em todas as ferramentas analisadas foram identificadas o desgaste de flanco. Na Figura 79 é possível perceber que o desgaste de flanco foi maior nas ferramentas que usinaram as chapas AH1-9,5 e AH2-25,4, ou seja, as chapas que foram soldadas com Ar + 25% He como gás de proteção. Também foi identificado, porém em menor quantidade, desgastes de flanco nas ferramentas que usinaram as amostras AC1-9,5 e AC2-25,4, soldadas com a mistura Ar + 8% CO₂. É possível identificar o desgaste de cratera nas ferramentas de corte que usinaram as amostras da chapa AH1-9,5. O desgaste de cratera ocorre na superfície de saída da ferramenta, onde se localiza, durante o corte, a zona de deslizamento do cavaco.

Em função dos tipos de desgastes encontrados nas ferramentas de corte utilizadas nesta pesquisa (desgaste de flanco e de cratera) é possível sugerir com base em Machado et al. (2015) e Amorim (2002) que os principais mecanismos de desgaste responsáveis pela deterioração das ferramentas de corte foram os mecanismos por abrasão, difusão e adesão.

Também é importante destacar que as segundas fases δ , γ' e Laves que são sugeridas como presentes nas amostras que foram soldadas utilizando Ar + 25% He como gás de proteção, são fases frágeis, e isto pode ter favorecido estes desgastes excessivos nas ferramentas de corte. Estes tipos de desgastes com “arrancamento” de material frágil e conseqüentemente gerando também o micro lascamento de partes da ferramenta de corte é característico dos mecanismos de desgaste por adesão e abrasão, gerando uma superfície de desgaste bastante áspera e rugosa na ferramenta de corte.

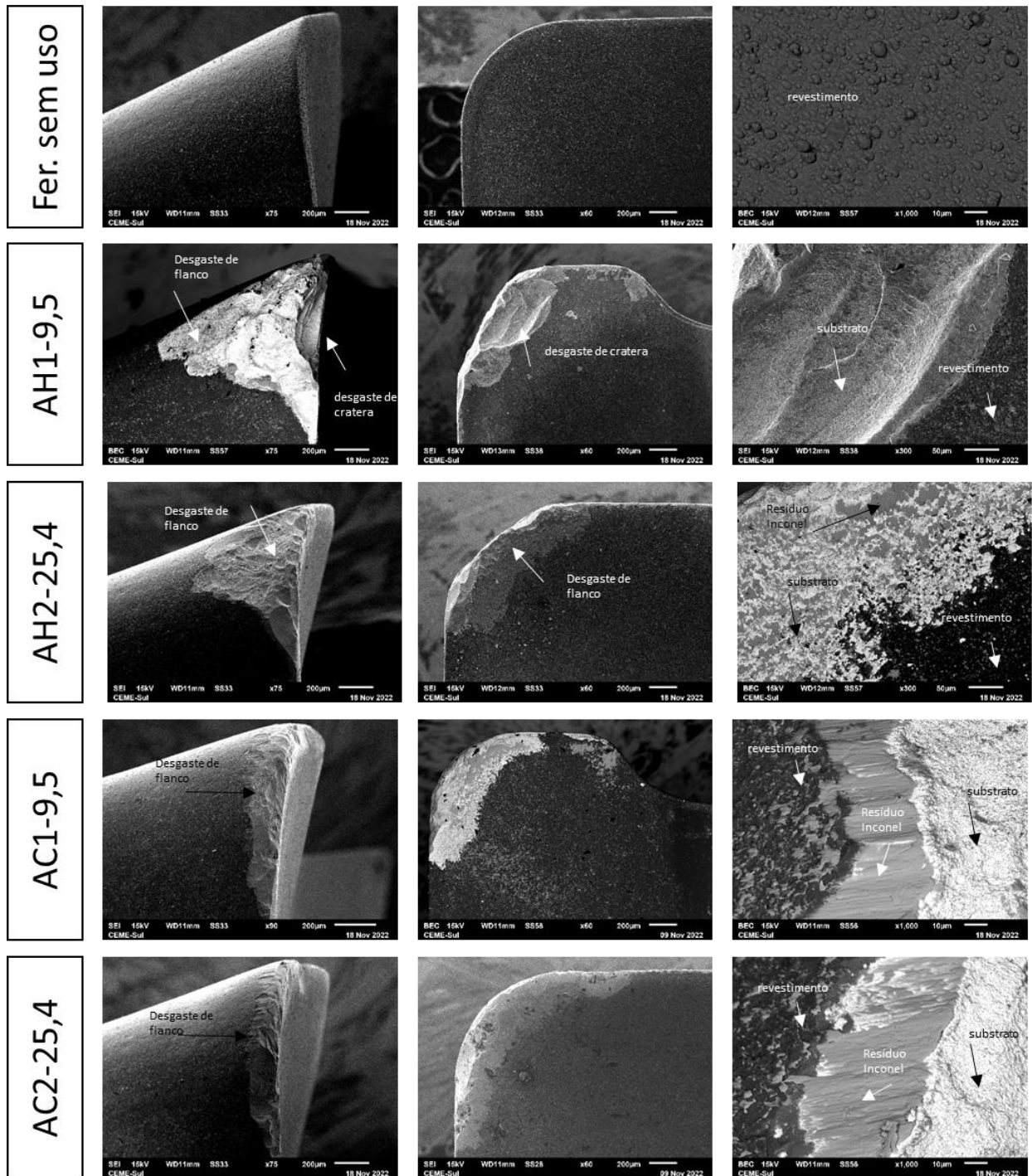


Figura 79 - Imagens em MEV das ferramentas de corte e seus tipos de desgastes
Fonte: Próprio autor.

Nas Figuras 80 a 83, são apresentadas as imagens das regiões desgastadas nas ferramentas de corte. Através da sonda EDS foi realizada a análise da composição química de cada região a fim de procurar identificar todas as regiões das ferramentas envolvidas no processo do corte.

A Figura 80 apresenta a região de desgaste de uma ferramenta de corte utilizada para usinar as amostras da chapa AH1-9,5. O ponto 1 é caracterizado como uma região

clara com alto teor de Ni e Cr, em meio a uma região mais escura, desta forma pode-se concluir com clareza que se trata de resíduos de Inconel® aderidos no revestimento da ferramenta. Consequentemente pode-se fazer a mesma análise para os pontos 3 e 5. Porém, nestas regiões o Inconel® não está aderido ao revestimento e sim ao substrato da ferramenta de corte (região mais clara), visto que o revestimento já foi desgastado nestas regiões. O ponto 2 (região escura) se refere a uma região rica em Ti e Al o que condiz com tipo de revestimento presente nestas ferramentas de corte (TiAlN). O ponto 4 é uma região rica em W, o que se percebe claramente que se trata do substrato da ferramenta de corte de metal duro.

A Figura 81 apresenta a região de desgaste de uma ferramenta de corte utilizada para usinar as amostras da chapa AH2-25,4. O ponto 1 (região escura) se refere a uma região rica em Ti e Al o que condiz com tipo de revestimento presente nestas ferramentas de corte (TiAlN). O ponto 2 é caracterizado como uma região clara com alto teor de Ni e Cr, em meio a uma região mais escura, desta forma pode-se concluir com clareza que se trata de resíduos de Inconel® aderidos no revestimento da ferramenta. Consequentemente pode-se fazer a mesma análise para o ponto 3. Porém, nestas regiões o Inconel® não está aderido ao revestimento e sim ao substrato da ferramenta de corte (região mais clara), visto que o revestimento já foi desgastado nestas regiões. O ponto 4 é uma região rica em W, o que se percebe claramente que se trata do substrato da ferramenta de corte de metal duro.

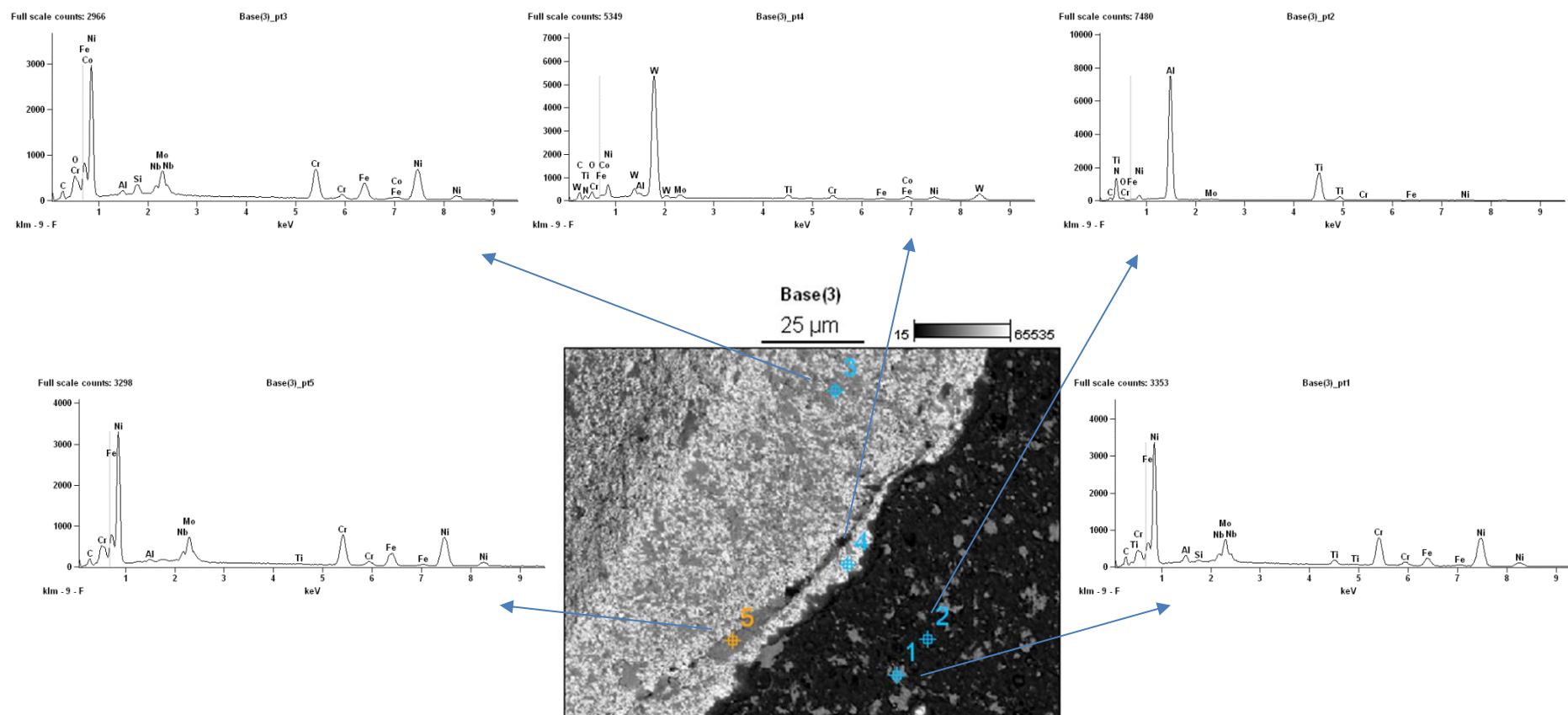
A Figura 82 apresenta a região de desgaste de uma ferramenta de corte utilizada para usinar as amostras da chapa AC1-9,5. Nesta ferramenta foram analisadas algumas regiões maiores ao invés de uma análise mais pontual no EDS. A região 1 representa uma área do substrato com aderência de Inconel®, devido ao alto grau de concentração de W e também de Ni e Cr. A região 2 é caracterizada como uma região clara com alto teor de Ni e Cr, concluindo-se que se trata de resíduos de Inconel® aderidos na ferramenta. O ponto 3 (região escura) se refere a uma região rica em Ti e Al o que condiz com tipo de revestimento presente nestas ferramentas de corte (TiAlN). Já, o ponto 4 é caracterizado como uma região clara com alto teor de Ni e Cr, em meio a uma região mais escura, desta forma pode-se concluir com clareza que se trata de resíduos de Inconel® aderidos no revestimento da ferramenta.

A Figura 83 apresenta a região de desgaste de uma ferramenta de corte utilizada para usinar as amostras da chapa AC2-25,4. A região (escura) é uma área rica em C e W, portanto sugere-se que se trata de um carboneto de tungstênio. A região 2 é

caracterizada como uma região clara com alto teor de Ni e Cr, concluindo-se que se trata de resíduos de Inconel® aderidos na ferramenta. As regiões 3 e 4 são áreas ricas em W, o que percebe-se claramente que se trata do substrato da ferramenta de corte de metal duro.

O desgaste excessivo nas ferramentas de corte se deve a superliga de níquel Inconel® 625 possuir um alto coeficiente de encruamento, $\eta \approx 0,40$. cinco vezes maior que o do aço SAE 1020, e baixa condutividade térmica $\lambda \approx 10 \text{ W/(m}\cdot\text{K)}$, (aproximadamente cinco vezes menor que a dos aços convencionais) (GUIMARÃES, 2022).

Rodrigues et al. (2016), estudaram os mecanismos de desgastes das ferramentas de corte de metal duro na usinagem por fresamento da liga de Inconel® 625. Nesta pesquisa os autores também fizeram as análises via sonda EDS com o objetivo de identificar a afinidade química entre o material da peça e a ferramenta. As análises obtidas pelos autores foram muito semelhantes com as obtidas nesta pesquisa, com muita adesão da liga de Inconel® na superfície da ferramenta.

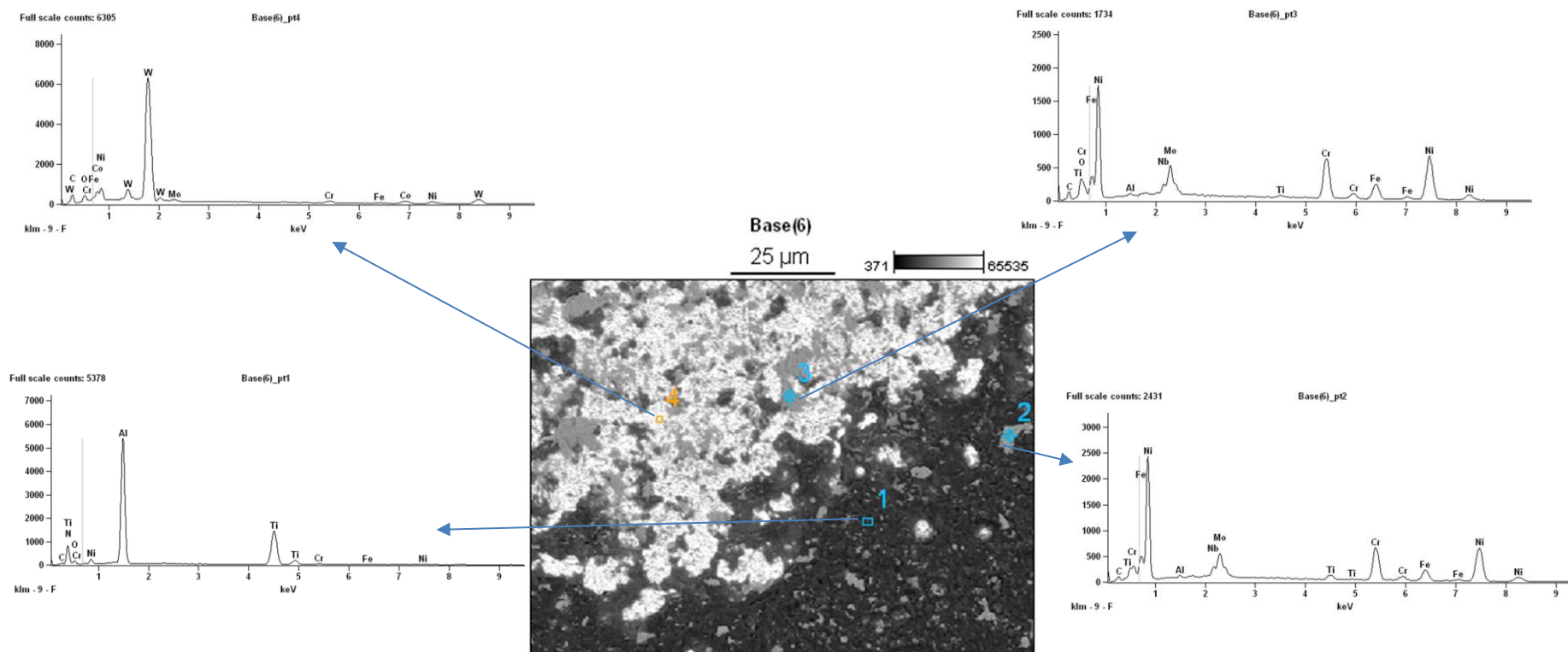


Weight %

	C-K	N-K	O-K	Al-K	Si-K	Ti-K	Cr-K	Fe-K	Co-K	Ni-K	Nb-L	Mo-L	W-M
Base(3)_pt1	2.95			1.23	0.28	2.10	19.18	8.47		54.54	3.01	8.23	
Base(3)_pt2	2.48	18.18	1.79	36.50		34.93	1.09	1.23		3.41		0.38	
Base(3)_pt3	2.03		2.60	0.50	1.37		17.38	13.81	1.67	49.60	3.38	7.65	
Base(3)_pt4	3.16	2.52	3.88	0.77		2.22	2.43	1.70	4.55	5.80		1.61	71.35
Base(3)_pt5	2.24			0.47		0.28	18.45	13.22		52.60	3.58	9.17	

Figura 80 - Composição química da ferramenta de corte AH1-9,5 via EDS

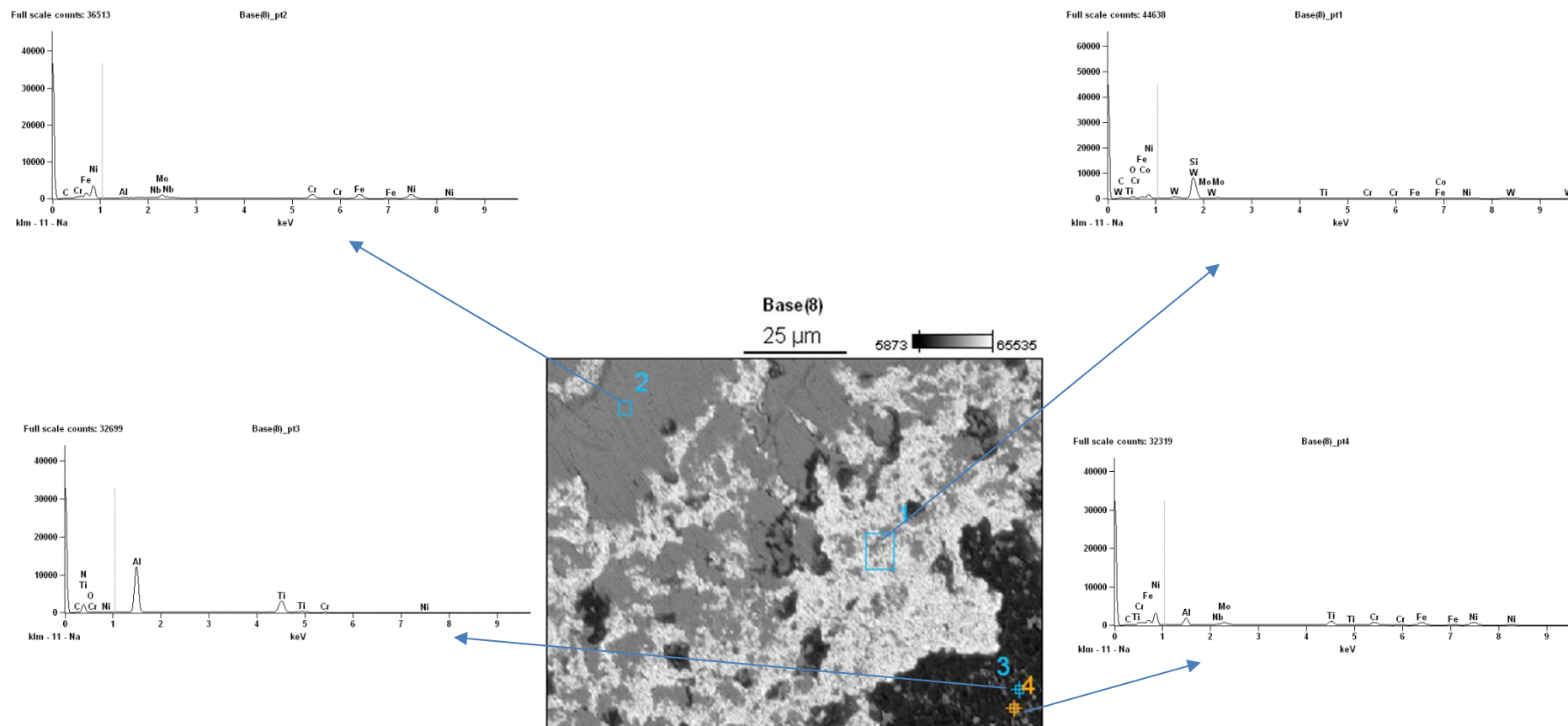
Fonte: Próprio autor



Weight %

	C-K	N-K	O-K	Al-K	Ti-K	Cr-K	Fe-K	Co-K	Ni-K	Nb-L	Mo-L	W-M
Base(6)_pt1	1.54	15.41	3.60	34.28	38.66	1.79	1.04		3.69			
Base(6)_pt2	1.33			0.36	1.95	20.07	9.83		55.06	3.43	7.98	
Base(6)_pt3	1.74		2.06	0.32	0.57	19.72	11.06		53.85	2.92	7.74	
Base(6)_pt4	4.24		3.93			2.35	1.07	4.56	3.15		1.13	79.58

Figura 81 - Composição química da ferramenta de corte AH2-25,4 via EDS
Fonte: Próprio autor.

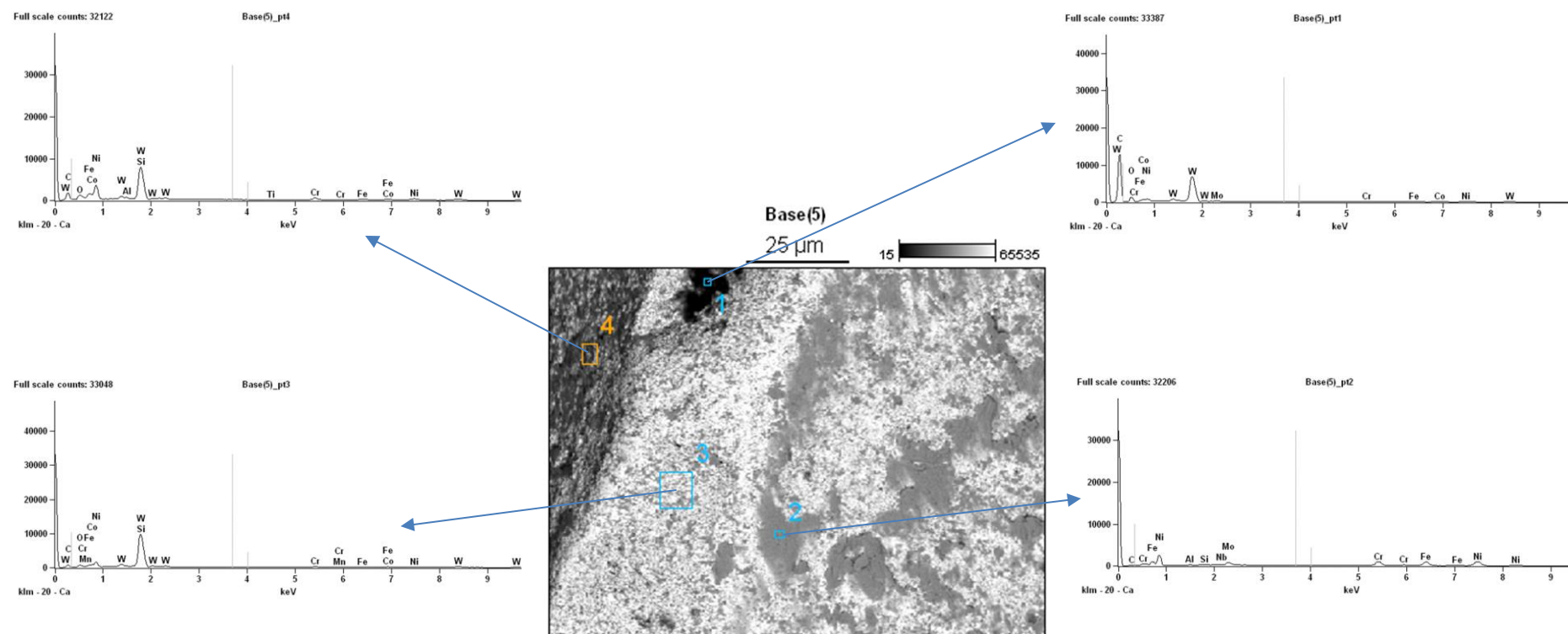


Weight %

	C-K	N-K	O-K	Al-K	Si-K	Ti-K	Cr-K	Fe-K	Co-K	Ni-K	Nb-L	Mo-L	W-M
Base(8)_pt1	3.45		5.73		5.73	0.97	4.36	5.26	6.75	8.41		1.52	57.82
Base(8)_pt2	1.33			0.18			16.43	26.24		46.82	2.61	6.39	
Base(8)_pt3	1.57	18.80	1.02	37.52		39.28	0.61			1.20			
Base(8)_pt4	1.63			8.37		11.42	12.42	20.16		38.45	2.32	5.22	

Figura 82 - Composição química da ferramenta de corte AC1-9,5 via EDS

Fonte: Próprio autor.



Weight %

	C-K	O-K	Al-K	Si-K	Ti-K	Cr-K	Mn-K	Fe-K	Co-K	Ni-K	Nb-L	Mo-L	W-M
Base(5)_pt1	39.60	8.85				1.95		1.58	3.39	1.96		0.67	42.00
Base(5)_pt2	1.50		0.35	1.44		16.83		23.27		47.35	2.75	6.51	
Base(5)_pt3	4.67	4.52		2.37		3.63	0.25	3.52	5.84	6.68			68.52
Base(5)_pt4	9.37	5.43	0.57	1.11	0.20	5.91		6.34	3.97	11.83			55.26

Figura 83 - Composição química da ferramenta de corte AC2-25,4 via EDS

Fonte: Próprio autor.

Os desgastes das ferramentas de corte na usinagem do Inconel® são um desafio considerável devido às propriedades especiais desse material. No entanto, por meio da escolha criteriosa de materiais de ferramenta, geometrias de corte adequadas e parâmetros de usinagem controlados, é possível minimizar o desgaste e maximizar a eficiência do processo de usinagem.

No trabalho de Lima (2012), o autor também identificou desgastes de flanco nas ferramentas de corte de metal duro na usinagem do Inconel® 718. Porém em sua pesquisa não foram identificados desgastes de cratera. O autor também cita que em geral os revestimentos por PVD à base de TiAlN em ferramentas de corte de metais duros tendem a melhorar a resistência ao desgaste quando comparados a metais duros não revestidos, devido à redução dos mecanismos abrasivos.

Abbruzzini (2019), estudou os mecanismos de desgastes na usinagem do Inconel® 718 pelo processo de torneamento. Nesta pesquisa o autor identificou os mecanismos de desgaste por adesão, difusão e abrasão, os mesmos identificados na presente pesquisa.

Com relação ao alto desgaste das ferramentas de corte na usinagem das superligas de Ni, Choudhury e El-Baradie (1998), descrevem que alguns pesquisadores indicam que a quebra da aresta de corte das ferramentas de metal duro se deve à geração de calor na zona de deformação primária. Os elementos entram na zona de deformação secundária depois de terem sido encruados na zona de deformação primária. O material na zona de deformação secundária é então submetido a uma taxa muito alta de tensão de cisalhamento. No caso de ligas à base de níquel, a combinação de uma grande fonte de calor da zona de deformação primária e uma grande tensão de cisalhamento da zona de deformação secundária aplicada imediatamente atrás da aresta de corte dá origem a altas temperaturas e tensões na região. Além disso, as tensões normais na ferramenta são geralmente duas vezes maiores para usinagem de ligas de níquel do que para usinagem de aço na mesma velocidade de corte.

4.5. Análise da Rugosidade das Amostras Usinadas

Neste trabalho os valores de Rugosidade foram analisados em três parâmetros diferentes: a Rugosidade Média (R_a), Rugosidade (R_y) (altura máxima do perfil), Rugosidade (R_z) (média dos cinco *cut-offs*).

Na Figura 84 e na Tabela 12 são apresentados os resultados das médias das cinco medições da Rugosidade (R_a) para cada uma das cinco amostras das chapas soldadas, partindo da amostra 1 (primeiro uso da ferramenta de corte) até a amostra 5 (ferramenta de corte mais desgastada).

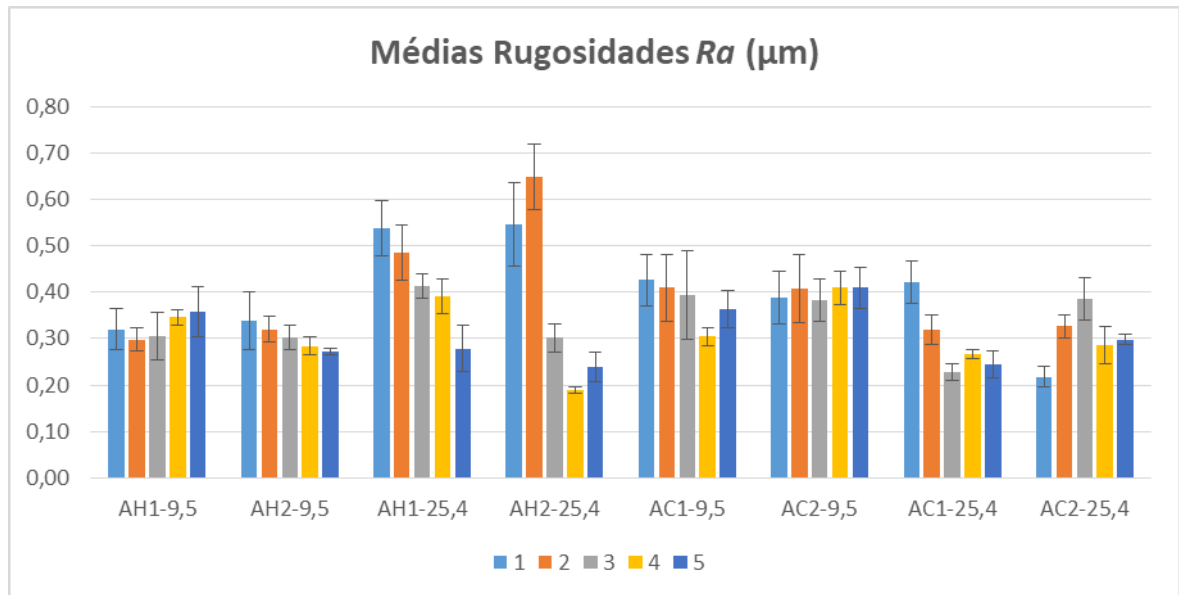


Figura 84 - Gráfico das médias por amostra da Rugosidade R_a
Fonte: Próprio autor.

Tabela 12 - Média das Rugosidades R_a

		Média da Rugosidade R_a (μm)							
		AH1-9,5	AH2-9,5	AH1-25,4	AH2-25,4	AC1-9,5	AC2-9,5	AC1-25,4	AC2-25,4
Média das amostras	1	0,32	0,34	0,54	0,55	0,43	0,39	0,42	0,22
	2	0,30	0,32	0,49	0,65	0,41	0,41	0,32	0,33
	3	0,30	0,30	0,41	0,30	0,39	0,38	0,23	0,39
	4	0,35	0,28	0,39	0,19	0,30	0,41	0,27	0,29
	5	0,36	0,27	0,28	0,24	0,36	0,41	0,24	0,30

Fonte: Próprio autor.

Na Figura 85 e na Tabela 13 são apresentados os resultados das médias das cinco medições da Rugosidade (R_y) para cada uma das cinco amostras das chapas soldadas.

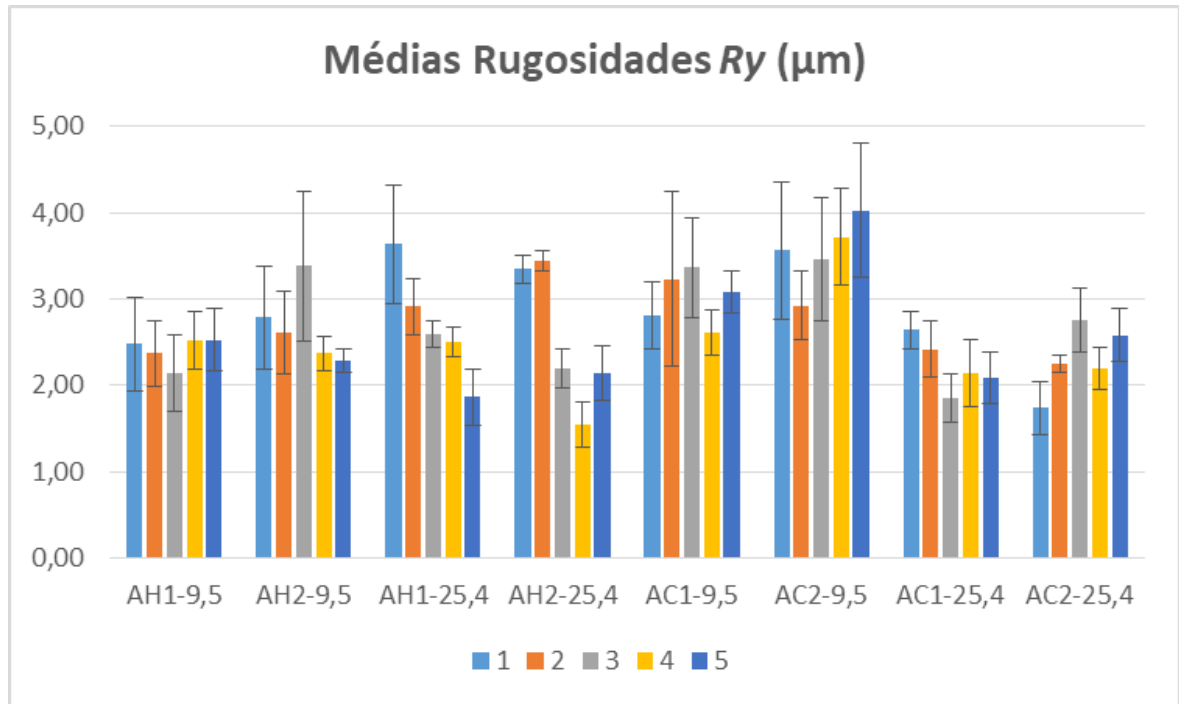


Figura 85 - Gráfico das médias por amostra da Rugosidade R_y
 Fonte: Próprio autor.

Tabela 13 - Média das Rugosidades R_y

		Média da Rugosidade R_y (μm)							
		AH1-9,5	AH2-9,5	AH1-25,4	AH2-25,4	AC1-9,5	AC2-9,5	AC1-25,4	AC2-25,4
Média das amostras	1	2,48	2,78	3,64	3,35	2,81	3,57	2,64	1,74
	2	2,37	2,62	2,91	3,45	3,23	2,92	2,42	2,25
	3	2,14	3,38	2,60	2,19	3,36	3,46	1,86	2,75
	4	2,52	2,37	2,50	1,54	2,61	3,72	2,14	2,20
	5	2,53	2,28	1,86	2,14	3,08	4,03	2,09	2,58

Fonte: Próprio autor.

Na Figura 86 e na Tabela 14 são apresentados os resultados das médias das cinco medições da Rugosidade (R_z) para cada uma das cinco amostras das chapas soldadas.

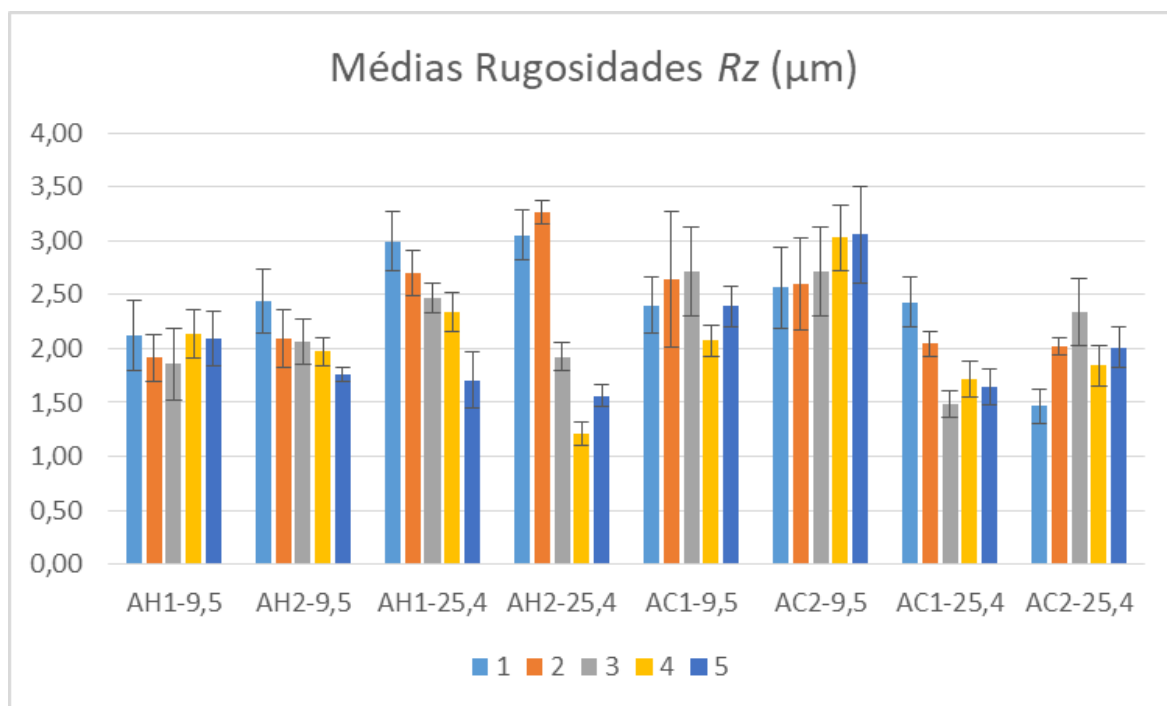


Figura 86 - Gráfico das médias por amostra da Rugosidade R_z
 Fonte: Próprio autor.

Tabela 14 - Média das Rugosidades R_z

		Média da Rugosidade R_z (μm)							
		AH1-9,5	AH2-9,5	AH1-25,4	AH2-25,4	AC1-9,5	AC2-9,5	AC1-25,4	AC2-25,4
Média das amostras	1	2,12	2,44	2,99	3,05	2,40	2,56	2,43	1,46
	2	1,91	2,09	2,70	3,26	2,64	2,60	2,04	2,02
	3	1,85	2,06	2,47	1,93	2,72	2,71	1,49	2,34
	4	2,13	1,97	2,33	1,21	2,07	3,03	1,72	1,84
	5	2,09	1,76	1,70	1,56	2,39	3,06	1,65	2,01

Fonte: Próprio autor.

Com base nos resultados obtidos através das medições de Rugosidade (R_a , R_y e R_z), não foi possível identificar diferenças significativas em nenhum dos parâmetros citados com relação a variação do gás de proteção e variação da espessura das chapas do substrato. As tabelas completas com todos os valores medidos de Rugosidade encontram-se no Apêndice C.

Com relação aos valores de rugosidade R_a encontrados nesta pesquisa são relativamente menores dos valores encontrados no trabalho de Guimarães (2022). A autora mediu a rugosidade de revestimentos soldados de Inconel® 625 e usinados pelo processo de fresamento, encontrando valores de R_a entre 0,74 a 0,86 μm quando usinados com ferramenta nova e 0,49 a 1,1 μm quando usinados com uma ferramenta já desgastada com desgaste de flanco de 0,2 mm. Neste trabalho foram obtidas

rugosidades R_a com as ferramentas novas (amostras 1) entre 0,22 e 0,55 μm e com as ferramentas mais desgastadas (amostras 5) R_a entre 0,24 e 0,41 μm . Esta diferença de valores pode acontecer em função dos valores definidos dos parâmetros de corte (velocidade de corte, velocidade de avanço e profundidade de corte) ou por diferenças na geometria e/ou qualidade da ferramenta de corte.

De uma forma geral, peças que tenham um melhor acabamento superficial, ou seja, menores valores de rugosidade são preferidas devido a melhoria dos processos de atrito, desgaste e fadiga. Já, quanto maior for a rugosidade de uma superfície, aumentará também sua área superficial fazendo com que facilite o processo de corrosão entre os componentes.

4.6. Relação do Gás de Proteção, Espessura do Substrato e Usinabilidade

De uma forma geral não houve grande influência da variação da espessura do substrato na usinabilidade dos revestimentos de Inconel® 625, corroborando com os estudos de Tian-Yi Liu et al. (2017) que não identificaram mudanças significativas com relação a taxa de resfriamento e consequentemente com a microestrutura em função da variação da espessura do substrato. Estes autores ainda citam que para que ocorra mudanças significativas a diferença entre a variação das espessuras devem ser maiores conforme já discutido anteriormente.

Com relação ao gás de proteção houveram mudanças significativas na taxa de resfriamento, diluição, microestrutura, microdureza e usinabilidade. A baixa densidade e alta condutividade térmica do He fez com que as chapas soldadas com Ar + 25% He tivessem maiores taxas de resfriamento, maiores durezas e microestruturas com maiores volumes de fases precipitadas como por exemplo as fases δ , γ'' e Laves. Como estas fases são frágeis, a usinabilidade destas amostras foi prejudicada, gerando forças de usinagem maiores e consequentemente desgastes mais severos nas ferramentas de corte, favorecendo mecanismos de remoção de materiais frágeis, tais como adesão e abrasão. Já, com a adição de CO_2 no gás de proteção a usinabilidade melhorou nas amostras soldadas com Ar + 8% CO_2 , gerando menores forças de usinagem e consequentemente menores desgastes nas ferramentas de corte, embora a taxa de diluição tenha aumentado nestas amostras.

Com a adição de CO_2 no gás de proteção algumas propriedades dos revestimentos podem ser alteradas e sempre é importante verificar se estas alterações

não serão prejudiciais para o fim específico a qual a liga será submetida. No trabalho de Ferreira et al. (2018), os autores estudaram a influência da adição de CO₂ no gás de proteção nas propriedades mecânicas e na resistência a corrosão no aço inoxidável UNS S31803. De uma forma geral estes autores não encontraram diferenças significativas com relação as propriedades mecânicas (dureza e tenacidade), porém com a adição de apenas CO₂ (25%) foi identificado efeito prejudicial com relação a resistência à corrosão. Entretanto, quando se adicionou 2% O₂ na mistura se verificou um comportamento oposto, o qual pode ser atribuído à diminuição da quantidade e tamanho de inclusões não metálicas.

No trabalho de Tavares (2016), a autora estudou a influência da adição de CO₂ como gás de proteção em revestimentos de Inconel® 625. A autora concluiu que a adição de CO₂ eliminou defeitos de soldagem, proveniente do ganho nas características geométricas do cordão e melhorou a estabilidade do arco elétrico devido seu potencial de oxidação. Porém, assim como nesta pesquisa, houve aumento da diluição resultando mudanças na sua composição química e microestrutura. Ela também afirma que a adição de CO₂ no gás de proteção não apresentou diferenças significativas com relação a resistência ao desgaste.

Portanto, esta pesquisa sugere que houve ganhos com a adição de CO₂ no gás de proteção, melhorando o processo de usinagem com a geração de menores valores de forças de usinagem e menores desgastes das ferramentas de corte. A microestrutura apresentou menores quantidades de fases precipitadas o que culminou com menores valores de microdureza gerando melhores condições de usinabilidade.

5. CONCLUSÕES

Neste trabalho foram produzidos revestimentos de Inconel® 625 soldados pelo processo MIG/MAG em chapas de aço carbono que foram usadas como substratos. Após as análises das taxas de resfriamento, microestrutura, diluição, microdureza, forças de usinagem, desgastes das ferramentas de corte e rugosidade, as conclusões são as seguintes:

- Em relação ao gás de proteção as taxas de resfriamento foram maiores nas chapas soldadas utilizando Ar + 25% He do que nas chapas soldadas utilizando Ar + 8% CO₂. Com relação à espessura do substrato, nas chapas soldadas com Ar + 8% CO₂ a taxa de resfriamento foi maior nas chapas mais grossas (25,4 mm) do que nas chapas de 9,5 mm. Ainda com relação à espessura, nas chapas soldadas com Ar + 25% He a taxa de resfriamento se mostrou independente da espessura, apresentando resultados muito próximos para os dois substratos;
- Os valores referentes à diluição foram menores nas chapas soldadas com Ar + 25% He do que nas chapas soldadas com Ar + 8% CO₂. Em relação à espessura do substrato, se comparadas dentro do grupo com o mesmo gás de proteção não houveram variações significativas, portanto a diluição se mostrou independente da variação das espessuras estudadas;
- A microestrutura é compatível com a literatura para a liga de Inconel® 625. Foi identificada uma matriz γ -Ni com fases precipitadas de Mo e Nb, sugerindo como hipótese a presença das fases δ , γ' e Laves especialmente nas amostras soldadas com Ar + 25% He. Em amostra soldada com Ar + 8% CO₂ observou-se a presença de trincas a quente, especialmente na amostra com substrato de 25,4 mm, mas que não se relacionaram diretamente com os resultados obtidos das Forças de Usinagem, microdureza e desgastes das ferramentas de corte;
- Através da análise de variância (ANOVA) verificou-se que o gás de proteção foi a variável de maior influência nos resultados de usinagem. Com relação às forças de usinagem, as amostras soldadas com Ar + 25% He obtiveram maiores médias de forças de usinagem em relação às amostras soldadas com Ar + 8% CO₂. Quando comparadas com relação à variação da espessura do substrato percebe-se que nas chapas soldadas com Ar + 25% He, as amostras de 9,5 mm de espessura tiveram as médias das forças de usinagem mais elevadas em relação

aos substratos 25 mm de espessura. Já nas chapas soldadas com Ar + 8% CO₂, as espessuras dos substratos não tiveram variações significativas;

- As médias das microdurezas nas superfícies (até a profundidade da usinagem – 1,5 mm) foram maiores nas amostras soldadas com Ar + 25% He do que nas amostras soldadas com Ar + 8% CO₂, visto que as microestruturas das amostras soldadas com He apresentaram maiores quantidades de segundas fases precipitadas tais como δ , γ'' e Laves. Com relação a variação das espessuras, nas chapas soldadas com Ar + 25% He, as amostras de 9,5 mm tiveram as médias de microdureza um pouco mais elevadas (hipótese de δ , γ'' e Laves na microestrutura) do que as amostras de 25,4 mm. Já, nas chapas soldadas com Ar + 8% CO₂, as amostras de 25,4 mm tiveram as médias de microdureza maiores que as amostras com substrato de 9,5 mm de espessura visto que a microestrutura da amostra com substrato de 25,4 mm apresentou maiores áreas de regiões interdendríticas de Nb e Mo;
- Os desgastes das ferramentas de corte foram maiores na usinagem nas chapas soldadas com Ar + 25% He em relação a usinagem das amostras soldadas com Ar + 8% CO₂ especialmente nas amostras com 9,5 mm de espessura do substrato também devido a hipótese de presença de maiores quantidades de segundas fases precipitadas como δ , γ'' e Laves;
- O principal tipo de desgaste encontrado nas ferramentas de corte desta pesquisa foi o desgaste de flanco, mas também foi identificado o desgaste de cratera nas ferramentas que foram utilizadas na usinagem das amostras soldadas com Ar + 25% He. Os mecanismos de desgastes presentes no processo de usinagem desta pesquisa foram difusão, adesão e abrasão;
- Os valores de rugosidades R_a , R_y e R_z , se mostraram independentes das variáveis gás de proteção e espessura do substrato, não sendo possível fazer uma relação dos valores obtidos nas medições com os processos de soldagem e usinagem aplicados;
- Por fim, conclui-se que a adição de CO₂ no gás de proteção, embora aumente a diluição, melhora as condições gerais de usinagem, obtendo assim menores forças de usinagem durante o fresamento e conseqüentemente menores desgastes nas ferramentas de corte, otimizando de uma forma geral todo o processo.

6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

São sugeridos para trabalhos futuros:

- Estudar os efeitos das forças de usinagem com outros tipos de gases de proteção utilizados na soldagem;
- Avaliar a influência da energia de soldagem, temperatura inicial, variação de tipos de substratos na taxa de resfriamento;
- Analisar outros tipos de ferramentas de corte, variando não só as dimensões, mas também o tipo de material e revestimento da ferramenta de corte;
- Variar diferentes parâmetros de corte, tais como: velocidade de corte, profundidade de corte e avanço;
- Estudar a pressão específica de corte e potência de corte durante o processo de usinagem por fresamento;
- Realizar uma análise mais específica em MEV sobre os tipos e mecanismos de desgaste nas ferramentas de corte;
- Analisar a tensão residual das amostras soldadas e usinadas;
- Realizar uma análise mais detalhada da rugosidade das amostras usinadas, avaliando a superfície em 3D e utilizando outros parâmetros a fim de complementar a análise.

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ABBRUZZINI, L. R. **Estudos de mecanismos de desgaste em ferramenta de diamante**. [s.l.] Universidade Federal de Uberlândia, 2019.
- ALANO, J. H. **Efeito da precipitação de fase secundária na resistência à corrosão da superliga UNS N26455**. [s.l.] Universidade Federal de São Carlos, 2013.
- AMORIM, H. J. DE. **Estudo da relação entre velocidade de corte, desgaste de ferramenta, rugosidade e forças de usinagem em torneamento com ferramenta de metal duro**. [s.l.] Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 2002.
- ASM HANDBOOK: Welding, Brazing and Soldering**. Volume 6 ed. [s.l: s.n.].
- ASTM B 444. **Standart Specificon for Nickel-Chromium-Molybdenum-Columbium Alloys (UNS N06625) and Nickel-Chromium-Molybdenum-Silicon Alloy (UNS N06219) Pipe and Tube**. [s.l: s.n.].
- BADRISH, C. A. et al. Analysis of Hot Anisotropic Tensile Flow Stress and Strain Hardening Behavior for Inconel 625 Alloy. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 28, n. 12, p. 7537–7553, 2019.
- BAIXO, C. E. I.; DUTRA, J. C. Efeito do gás de proteção e do modo de transferência na aplicação da liga 625 em aço carbono. **Soldagem e Inspeção**, v. 14, n. 4, p. 313–319, 2009.
- BANOVIC, S. W.; DUPONT, J. N.; MARDER, A. R. Dilution and microsegregation in dissimilar metal welds between super austenitic stainless steel and nickel base alloys. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 7, n. 6, p. 374–383, 2002.
- BRAGHINI JR., A. **Investigação do desgasge de ferramentas de PCBN e metal duro no fresamento de topo de aços endurecidos**. [s.l.] Universidade de São Paulo, 1998.
- CAMPOS, W. R. DA C. et al. Caracterização Microestrutural De Solda Dissimilar - Aço Inoxidável Austenítico Aisi 304 Com Adição De Liga De Níquel Inconel 625. **Tecnologia em Metalurgia e Materiais**, v. 6, n. 1, p. 19–23, 2009.
- CHOUDHURY, I. A.; EL-BARADIE, M. A. Machinability of nickel-base super alloys: A

general review. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 300, n. 3–4, p. 278–284, 1998.

CIESLAK, M. J. et al. The use of new PHACOMP in understanding the solidification microstructure of nickel base alloy weld metal. **Metallurgical Transactions A**, v. 17, n. 12, p. 2107–2116, 1986.

DUPONT, J. N. et al. Solidification of Nb-bearing superalloys: Part I. Reaction sequences. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 29, n. 11, p. 2785–2796, 1998.

EVANGELINE, A.; SATHIYA, P. Structure-Property relationships of Inconel 625 Cladding on AISI 316L substrate produced by Hot Wire (HW) TIG metal deposition technique. **Materials Research Express**, v. 6, n. 10, 2019.

EZUGWU, E. O.; WANG, Z. M.; MACHADO, A. R. The machinability of nickel-based alloys: A review. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 86, n. 1–3, p. 1–16, 1999.

FEBBRARI, A. et al. Corrosion and mechanical properties of age-hardened UNS N06625 forged bars for oil and gas applications. **Materials and Corrosion**, v. 70, n. 10, p. 1755–1763, 2019.

FERNANDES, D. B. et al. Efeito do hélio em um gas de proteção a base de ar e O_2 na soldagem mig/mag de aço carbono em junta de topo com chanfro. **v Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação**, n. 1984, 2009.

FERRARESI, D. **Fundamentos da usinagem dos metais**. São Paulo: [s.n.]. v. 1

FERREIRA, M. L. R. et al. Influence of shielding gas in FCAW process welding of UNS S31803 with E2209-T1/4 wire. **Soldagem e Inspeção**, v. 23, n. 3, p. 309–325, 2018.

FLOREN, S.; FUCHS, G. . Y. W. The metallurgy of alloy 625. **The Minerals, Metals & Materials Society**, 1994.

GAO, Y. et al. Effect of twin boundaries on the microstructure and mechanical properties of Inconel 625 alloy. **Materials Science and Engineering A**, v. 767, n. August, p. 138361, 2019.

GARCIA, R. P.; CANOBRE, S. C.; COSTA, H. L. Microabrasion-corrosion resistance of Ni–Cr superalloys deposited by plasma transferred arc (PTA) welding. **Tribology International**, v. 143, n. November 2019, p. 106080, 2020.

GODEFROID, L. B.; LOPES, J. . A. M.; AL-RUBAIE, K. Tenacidade à Fratura e Propagação de Trinca de Fadiga de uma Superliga INCONEL 600. **Revista Matéria**, v. 9, p. 315–324, 2004.

GUIMARÃES, M. C. R. **Avaliação dos parâmetros de fresamento na integridade superficial do Inconel 625 depositado por soldagem em aço ABNT Avaliação dos parâmetros de fresamento na integridade superficial do Inconel 625 depositado por soldagem em aço ABNT 4340** . [s.l.] Universidade Estadual de Campinas, 2022.

GUO, L. et al. Formation quality optimization and corrosion performance of Inconel 625 weld overlay using hot wire pulsed TIG. **Xiyou Jinshu Cailiao Yu Gongcheng/Rare Metal Materials and Engineering**, v. 45, n. 9, p. 2219–2226, 2016.

HASSON, P.; MOLER, S. Doing more with less. **Public Roads**, v. 74, n. 2, 2010.

HASSUI, A.; RODRIGUES, M. A. Análise Dos Desgastes De Ferramentas De Metal Duro Revestidas No Fresamento Da Liga a Base De Níquel - Inconel 625 - Depositada Em Forma De Revestimento Metálico. **Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação - COBEF**, 2007.

HUTCHINGS, I. M.; SHIPWAY, P. H. **Tribology: Friction and Wear of Engineering Materials**. Second ed. London: Elsevier Ltd, 2017.

INAEKYAN, K. et al. Microstructure and mechanical properties of laser powder bed-fused IN625 alloy. **Materials Science and Engineering A**, v. 768, n. July, p. 138481, 2019.

JESUS, A. M. P. DE. Fundamentos do Corte. Teoria e Exercícios. **Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto**, 2019.

KAR, T.; MANDAL, N. K.; SINGH, N. K. Multi-response Optimization and Surface Texture Characterization for CNC Milling of Inconel 718 Alloy. **Arabian Journal for Science and Engineering**, v. 45, n. 2, p. 1265–1277, 2020.

KULKARNI, A.; DWIVEDI, D. K.; VASUDEVAN, M. Dissimilar metal welding of P91 steel-

AISI 316L SS with Incoloy 800 and Inconel 600 interlayers by using activated TIG welding process and its effect on the microstructure and mechanical properties. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 274, n. January, p. 116280, 2019.

LI, J. et al. Microstructural evolution and mechanical properties of IN718 alloy fabricated by selective laser melting following different heat treatments. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 772, p. 861–870, 2019.

LI, X.; LU, K. Playing with defects in metals. **Nature Materials**, v. 16, n. 7, p. 700–701, 2017.

LIMA, F. DE F. **Estudo do desgaste de ferramentas de metal duro e cerâmicas no torneamento do Inconel® 751 e Inconel® 718**. [s.l.] Universidade Federal de Uberlândia, 2012.

LIU, F. et al. Laves phase control of inconel 718 superalloy fabricated by laser direct energy deposition via aging and solution treatment. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 9, n. 5, p. 9753–9765, 2020.

LORENZIN, G.; RUTILI, G. The innovative use of low heat input in welding: Experiences on “cladding” and brazing using the CMT process. **Welding International**, v. 23, n. 8, p. 622–632, 2009.

MACHADO, A. R. et al. **Teoria da Usinagem dos Materiais**. 3ª Edição ed. São Paulo: [s.n.].

MANIKANDAN, S. G. K. et al. Effect of weld cooling rate on Laves phase formation in Inconel 718 fusion zone. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 214, n. 2, p. 358–364, 2014.

MANIKANDAN, S. G. K. et al. Laves phase in alloy 718 fusion zone - Microscopic and calorimetric studies. **Materials Characterization**, v. 100, p. 192–206, 2015.

MATHEW, M. D.; PARAMESWARAN, P.; BHANU SANKARA RAO, K. Microstructural changes in alloy 625 during high temperature creep. **Materials Characterization**, v. 59, n. 5, p. 508–513, 2008.

MODENESI, P. J. **Introdução à Física do Arco Elétrico**. [s.l.] Universidade Federal de

Minas Gerais, 2012.

MOREIRA, A. F. et al. Efeito da adição de CO_2 na atmosfera protetora em processos de soldagem com arame tubular AWS E309LT-1. **Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação - COBEF**, 2007.

MOREIRA, M. W. **Análise da microdureza e diluição de revestimentos**. [s.l.] Universidade Tecnológica do Paraná, 2018.

NAFFAKH, H.; SHAMANIAN, M.; ASHRAFIZADEH, F. Influence of artificial aging on microstructure and mechanical properties of dissimilar welds between 310 stainless steel and INCONEL 657. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 39, n. 10, p. 2403–2415, 2008.

NASCIMENTO, A. S.; MENEZES, L. C.; VILARINHO, L. O. Efeito do formato de onda e gás de proteção sobre a taxa de fusão e geometria do cordão na soldagem MIG/MAG-PV. **Soldagem e Inspeção**, v. 17, n. 1, p. 40–48, 2012.

NIGRO, B. J.; VILLA, R. M. **Ensaio de usinabilidade em liga Inconel 625**. [s.l.] Universidade Tecnológica Federal do Paraná, 2013.

NUNES, C. D. S. **Caracterização de fases e análise de trincas em junta soldada de Inconel 625 e aço 9Cr-1Mo após envelhecimento**. [s.l.] Universidade Federal do Ceará, 2006.

PATEL, S. J. A century of discoveries, inventors, and new nickel alloys. **Jom**, v. 58, n. 9, p. 18–20, 2006.

PENG, R. et al. Crack propagation and wear estimation of ceramic tool in cutting inconel 718 based on discrete element method. **Tribology International**, v. 142, n. July 2019, p. 105998, 2020.

PLACKO, D. Metrology in Industry - The Key for Quality. **CIRP Annals - Manufacturing Technology**, p. 270, 2016.

RIBEIRO, J. L. S.; ABRÃO, A. M.; SALES, W. F. Forças de usinagem no fresamento de aços para matrizes. **Simpósio de Pós-graduação em Engenharia Mecânica**, 2015.

RIGATTI, A. M. Y. **Energia Específica de Corte no Fresamento con Alta Velocidade de Corte**. [s.l.] UNESP - Universidade Estadual Paulista - Júlio de Mesquita Filho - Campus de Ilha Solteira, 2010.

RODRIGUES, M. A. **Uma Contribuição para o Estudo das Deformações Residuais proporcionadas pelo Processo de Usinagem por Fresamento**. [s.l.] Universidade de São Paulo, 2009.

RODRIGUES, M. A. et al. Tool life and wear mechanisms during Alloy 625 face milling. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 85, n. 5–8, p. 1439–1448, 2016.

RODRIGUES, M. A.; HASSUI, A. Análise dos esforços de corte no fresamento da liga a base de Níquel - Inconel 625 - Depositada em forma de revestimento metálico. **4º Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação**, 2015.

SÁ, V. M. DE. **Avaliação do desgaste da ferramenta de metal duro revestida com TiN no fresamento do aço ABNT 4140 temperado e revenido, utilizando duas fresas de diâmetros diferentes**. [s.l.] Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais, 2010.

SANTOS, J. C. DOS. **Estudo do uso de ferramentas cerâmicas na usinagem de inconel 718**. [s.l.] Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho” - UNESP, 2010.

SATHIYA, P.; MISHRA, M. K.; SHANMUGARAJAN, B. Effect of shielding gases on microstructure and mechanical properties of super austenitic stainless steel by hybrid welding. **Materials and Design**, v. 33, n. 1, p. 203–212, 2012.

SILVA, C. C. et al. Aspectos metalúrgicos de revestimentos dissimilares com a superliga a base de níquel Inconel 625. **Soldagem e Inspeção**, v. 17, n. 3, p. 251–263, 2012.

SILVA, C. C. et al. New insight on the solidification path of an alloy 625 weld overlay. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 2, n. 3, p. 228–237, 2013.

SOUZA, D. **Avaliação do comportamento em corrosão e tribocorrosão de revestimentos de Inconel 625 depositados pelo processo de soldagem MIG/MAG**. [s.l.] Universidade Federal de Pelotas - UFPEL, 2019.

SOUZA, D. et al. Efeito da energia de soldagem sobre a microestrutura e resistência à corrosão de revestimentos de Inconel 625 aplicados pelo processo GMAW. **Revista Matéria**, v. 25, n. 2, p. 1–17, 2020.

STEVENS, E. L. et al. Variation of hardness, microstructure, and Laves phase distribution in direct laser deposited alloy 718 cuboids. **Materials and Design**, v. 119, p. 188–198, 2017.

SUBAN, M.; TUŠEK, J. Dependence of melting rate in MIG/MAG welding on the type of shielding gas used. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 119, n. 1–3, p. 185–192, 2001.

TATAGIBA, L. C.; GOLÇAVES, R. B.; PARANHOS, R. D. R. Tendências no Desenvolvimento de Gases de Proteção Utilizados na Soldagem Mig/mag. **Soldagem e Inspeção**, v. 17, n. 3, p. 218–228, 2012.

TAVARES, A. F. **Influência da adição de CO no gás de proteção de uma liga Inconel 625 depositado por soldagem MIG/MAG**. [s.l.] Universidade Federal do Rio Grande - FURG, 2016.

TIAN-YI LIU et al. Estimation of Cooling Rate from 800 °C to 500 °C in the Welding of Intermediate Thickness Plates Based on FEM Simulation. **Journal of Materials Science and Engineering B**, v. 7, n. 6, p. 258–267, 2017.

TRENT, E. M.; WRIGHT, P. K. **Metal Cutting**. 4^a ed. Boston: [s.n.]. v. 7

VALADÃO, G. DE M. **Estudo na formação de rebarbas na usinagem com fresa de topo reto em alumínio 6070-t4**. [s.l.] Universidade Federal do Rio Grande - FURG, 2016.

WHITEHOUSE, D. Handbook of Surface and Nanometrology: Processing, Operations, and Simulations. **CRC Press**, n. May, p. 171–254, 2010.

WHITEHOUSE, D. **Processing, Operations, and Simulations**. [s.l.: s.n.].

WONG, H. et al. Multi-Laser Powder Bed Fusion Benchmarking—Initial Trials with Inconel 625. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, p. 2891–2906, 2019.

YOON, B. H.; AHN, Y. S.; LEE, C. H. 2002-C H LEE-Dilution effect on HAZ Liquation cracking of IN52A -ISIJ. **ISIJ International**, v. 42, n. 2, p. 178–183, 2002.

APÊNDICE A – Dados de Calibração da Célula de Carga

Tabela 15 - Calibração da célula de carga em relação ao Momento Z

MZ	
Escala 500 N.m	
M (N.m)	U (V)
0,00	0,00
0,00	0,01
49,03	0,48
98,07	1,00
147,10	1,53
196,13	2,02
245,17	2,58
294,20	3,11
343,23	3,64
392,27	4,23

Fonte: Próprio autor

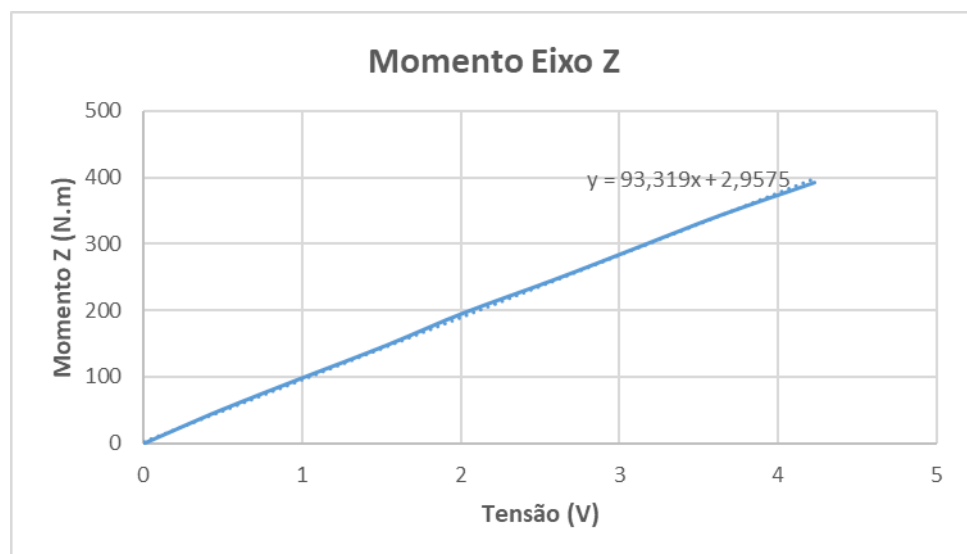


Figura 87 - Gráfico para definição a equação de calibração em relação Momento Z
Fonte: Próprio autor.

Tabela 16 - Calibração da célula de carga em relação ao Eixo Z

Eixo Z	
Escala 5.000 N	
F (N)	U (V)
0	0,00
1	0,01
2	0,01
53	0,12
302	0,63
500	1,04
860	1,79
1500	3,13
2130	4,46
3250	6,80
3900	8,16
4400	9,20

Fonte: Próprio autor.

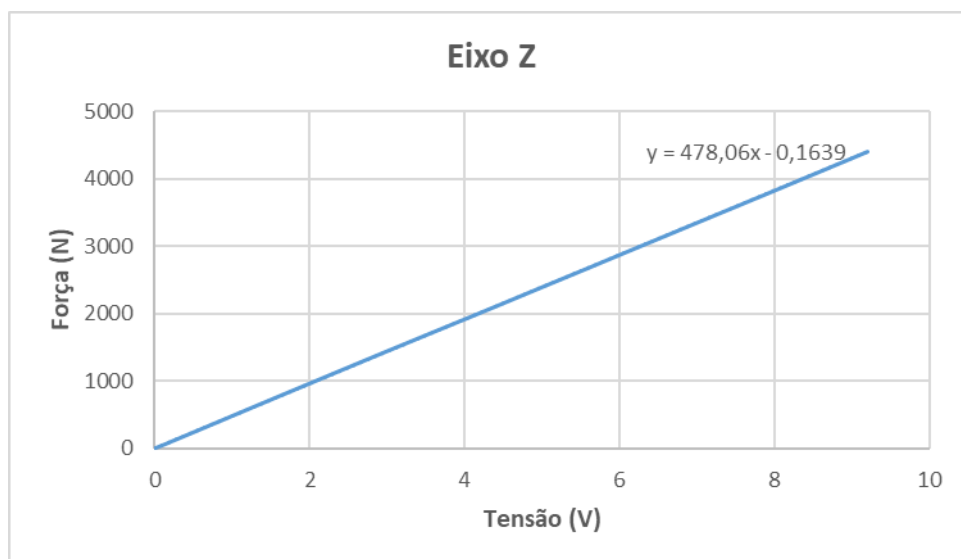


Figura 88 - Gráfico para definição a equação de calibração em relação Eixo Z
 Fonte: Próprio autor.

Tabela 17 - Calibração da célula de carga em relação ao Eixo Y

Eixo Y	
Escala 5.000 N	
F (N)	U (V)
0	0,00
2	0,02
6	0,03
245	0,45
490	0,92
736	1,40
981	1,85
1226	2,31
1471	2,78
1716	3,24
1961	3,70
2207	4,23
2452	4,83

Fonte: Próprio autor.

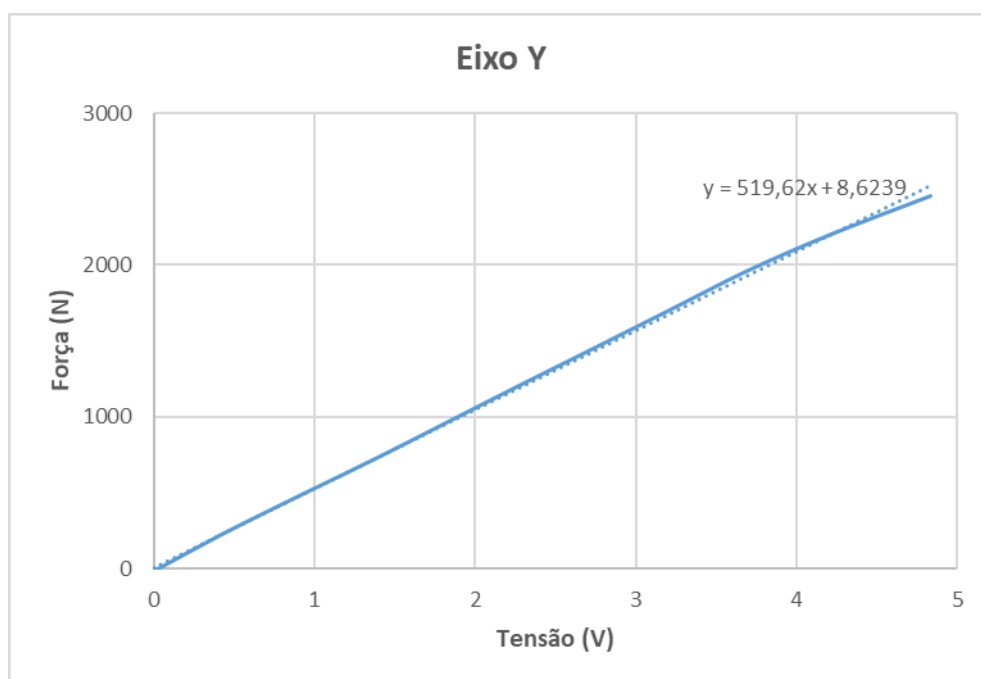


Figura 89 - Gráfico para definição a equação de calibração em relação Eixo Y
 Fonte: Próprio autor.

Tabela 18 - Calibração da célula de carga em relação ao Eixo X

Eixo X	
Escala 5.000 N	
F (N)	U (V)
0	0,00
4	0,00
245	0,48
490	0,96
736	1,44
981	1,92
1226	2,39
1471	2,87
1716	3,34
1961	3,88
2207	4,44
2452	5,09

Fonte: Próprio autor.

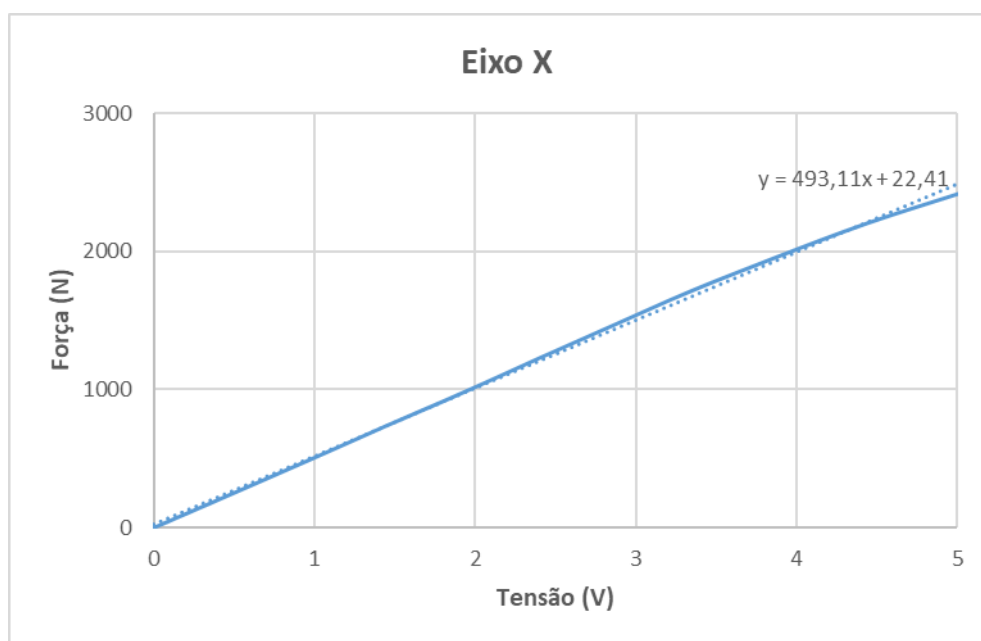


Figura 90 - Gráfico para definição a equação de calibração em relação Eixo X

Fonte: Próprio autor.

APÊNDICE B – Tabelas com Resultados dos Valores de Microdureza Vickers

Tabela 19 - Resultados de Microdureza Vickers (HV) para a chapa AH1-9,5

AH1-9,5									
Dist.	L1	L2	L3	L4	L5	Média	σ	Méd. Sup.	σ Sup.
0,3	259	260	254	262	265	260,0	2,8	245,7	3,6
0,6	249	255	247	254	261	253,2	4,2		
0,9	239	240	248	240	247	242,8	3,8		
1,2	239	243	245	239	235	240,2	3,0		
1,5	237	227	238	227	232	232,2	4,2		
1,8	233	227	235	230	229	230,8	2,6		
2,1	229	234	230	230	233	231,2	1,8		
2,4	227	228	227	230	237	229,8	3,0		
2,7	228	234	231	231	228	230,4	1,9		
3,0	228	229	234	225	229	229,0	2,0		
3,3	222	220	234	218	225	223,8	4,6		
3,6	225	227	226	220	221	223,8	2,6		
3,9	232	230	222	222	218	224,8	5,0		
4,2	229	229	220	212	218	221,6	5,9		
4,5	225	223	217	211	222	219,6	4,5		

Fonte: Próprio autor.

Tabela 20 - Resultados de Microdureza Vickers (HV) para a chapa AH2-9,5

AH2-9,5									
Dist.	L1	L2	L3	L4	L5	Média	σ	Méd. Sup.	σ Sup.
0,3	240	231	228	232,0	240	234	4,6	223,6	4,7
0,6	222	229	231	222,0	233	227	4,3		
0,9	225	213	219	224,0	230	222	5,0		
1,2	220	216	207	215,0	227	217	5,2		
1,5	213	211	218	225,0	220	217	4,3		
1,8	217	222	203	219,0	217	216	5,0		
2,1	226	218	226	231,0	228	226	3,1		
2,4	212	231	219	217,0	225	221	5,8		
2,7	214	222	213	219,0	229	219	4,9		
3,0	213	215	218	216,0	226	218	3,5		
3,3	215	225	224	213,0	221	220	4,5		
3,6	220	222	225	211,0	219	219	3,5		
3,9	222	219	223	209,0	216	218	4,2		
4,2	218	214	221	204,0	214	214	4,2		
4,5	208	201	211	201,0	192	203	5,5		

Fonte: Próprio autor.

Tabela 21 - Resultados de Microdureza Vickers (HV) para a chapa AH1-25,4

AH1-25,4									
Dist.	L1	L2	L3	L4	L5	Média	σ	Méd. Sup.	σ Sup.
0,3	242	235	232	231,0	229	234	3,8	218,4	3,4
0,6	218	222	215	216,0	223	219	3,0		
0,9	221	211	218	215,0	221	217	3,4		
1,2	217	213	210	204,0	215	212	3,8		
1,5	216	210	205	209,0	213	211	3,1		
1,8	214	211	207	207,0	219	212	3,9		
2,1	218	217	207	209,0	208	212	4,6		
2,4	213	218	206	204,0	209	210	4,4		
2,7	209	210	205	201,0	206	206	2,6		
3,0	219	209	203	212,0	205	210	4,7		
3,3	217	208	200	208,0	202	207	4,8		
3,6	215	219	200	209,0	208	210	5,4		
3,9	217	211	213	205,0	209	211	3,2		
4,2	211	212	196	203,0	209	206	5,4		
4,5	207	210	191	205,0	200	203	5,7		

Fonte: Próprio autor.

Tabela 22 - Resultados de Microdureza Vickers (HV) para a chapa AH2-25,4

AH2-25,4									
Dist.	L1	L2	L3	L4	L5	Média	σ	Méd. Sup.	σ Sup.
0,3	215	223	213	231	218	220,0	5,6	217,0	4,2
0,6	213	224	214	223	219	218,6	4,1		
0,9	219	219	206	220	215	215,8	4,2		
1,2	221	217	209	220	212	215,8	4,2		
1,5	219	214	214	218	209	214,8	3,0		
1,8	218	215	210	217	211	214,2	3,0		
2,1	212	214	216	211	226	215,8	4,2		
2,4	215	220	211	212	221	215,8	3,8		
2,7	212	222	212	210	216	214,4	3,7		
3,0	219	217	202	212	217	213,4	5,1		
3,3	218	222	205	213	214	214,4	4,5		
3,6	212	218	209	213	215	213,4	2,5		
3,9	206	215	208	214	207	210,0	3,6		
4,2	212	210	214	201	208	209,0	3,6		
4,5	208	206	197	199	206	203,2	4,2		

Fonte: Próprio autor.

Tabela 23 - Resultados de Microdureza Vickers (HV) para a chapa AC1-9,5

AC1-9,5									
Dist.	L1	L2	L3	L4	L5	Média	σ	Méd. Sup.	σ Sup.
0,3	176	175	169	178	182	176,0	3,2	171,2	3,9
0,6	182	176	165	179	175	175,4	4,3		
0,9	181	169	165	173	176	172,8	4,6		
1,2	159	162	168	171	166	165,2	3,8		
1,5	160	171	168	170	165	166,8	3,4		
1,8	163	168	166	168	166	166,2	1,4		
2,1	159	176	166	171	163	167,0	5,2		
2,4	157	171	164	171	167	166,0	4,4		
2,7	155	172	162	167	164	164,0	4,4		
3,0	156	170	159	163	161	161,8	3,8		
3,3	158	168	166	166	157	163,0	4,4		
3,6	159	167	166	170	167	165,8	2,7		
3,9	167	164	160	171	170	166,4	3,5		
4,2	158	160	152	169	168	161,4	5,7		
4,5	130	133	128	144	141	135,2	5,8		

Fonte: Próprio autor.

Tabela 24 - Resultados de Microdureza Vickers (HV) para a chapa AC2-9,5

AC2-9,5									
Dist.	L1	L2	L3	L4	L5	Média	σ	Méd. Sup.	σ Sup.
0,3	204	201	190	198	197	198,0	3,6	191,1	3,2
0,6	200	204	196	191	193	196,8	4,2		
0,9	193	193	192	190	182	190,0	3,2		
1,2	188	183	187	184	184	185,2	1,8		
1,5	185	194	178	185	185	185,4	3,4		
1,8	189	192	173	185	182	184,2	5,4		
2,1	185	193	175	184	185	184,4	3,9		
2,4	189	190	190	187	175	186,2	4,5		
2,7	185	180	180	187	181	182,6	2,7		
3,0	189	185	181	190	178	184,6	4,1		
3,3	183	185	182	183	170	180,6	4,2		
3,6	180	184	181	179	175	179,8	2,2		
3,9	183	185	179	180	176	180,6	2,7		
4,2	179	186	180	179	181	181,0	2,0		
4,5	172	185	178	175	175	177,0	3,6		

Fonte: Próprio autor

Tabela 25 - Resultados de Microdureza Vickers (HV) para a chapa AC1-25,4

AC1-25,4									
Dist.	L1	L2	L3	L4	L5	Média	σ	Méd. Sup.	σ Sup.
0,3	211	212	207	211	209	210,0	1,6	208,8	2,6
0,6	215	213	209	204	205	209,2	3,8		
0,9	209	206	204	214	209	208,4	2,7		
1,2	215	209	205	208	208	209,0	2,4		
1,5	209	212	206	207	203	207,4	2,5		
1,8	211	211	206	209	207	208,8	1,8		
2,1	210	208	207	205	208	207,6	1,3		
2,4	205	207	209	202	210	206,6	2,5		
2,7	200	200	203	206	206	203,0	2,4		
3,0	204	201	210	203	198	203,2	3,0		
3,3	208	204	209	200	198	203,8	3,8		
3,6	210	203	200	203	195	202,2	3,8		
3,9	206	208	208	200	199	204,2	3,8		
4,2	203	206	205	201	202	203,4	1,7		
4,5	205	201	197	203	199	201,0	2,4		

Fonte: Próprio autor.

Tabela 26 - Resultados de Microdureza Vickers (HV) para a chapa AC2-25,4

AC2-25,4									
Dist.	L1	L2	L3	L4	L5	Média	σ	Méd. Sup.	σ Sup.
0,3	208	203	206	203	208	205,6	2,1	205,7	3,4
0,6	200	205	210	202	207	204,8	3,0		
0,9	207	202	208	207	212	207,2	2,2		
1,2	199	206	214	203	208	206,0	4,0		
1,5	204	209	210	192	210	205,0	5,6		
1,8	213	208	209	199	209	207,6	3,4		
2,1	209	203	207	198	203	204,0	3,2		
2,4	207	199	207	198	211	204,4	4,7		
2,7	203	210	212	196	206	205,4	4,7		
3,0	205	205	209	199	210	205,6	3,1		
3,3	210	214	206	197	210	207,4	4,7		
3,6	209	212	209	209	204	208,6	1,8		
3,9	213	203	208	208	200	206,4	3,9		
4,2	205	207	202	207	210	206,2	2,2		
4,5	203	200	201	207	206	203,4	2,5		

Fonte: Próprio autor.

APÊNDICE C – Tabelas com Resultados dos Valores de Rugosidade R_a , R_y , R_z e R_q

Tabela 27 - Resultados das Rugosidade para a chapa AH1-9,5

AH1-9,5					
Amostra		R_a (μm)	R_y (μm)	R_z (μm)	R_q (μm)
1	Medição 1	0,33	2,77	2,37	0,41
	Medição 2	0,31	2,86	2,09	0,40
	Medição 3	0,42	3,17	2,70	0,52
	Medição 4	0,24	1,75	1,69	0,31
	Medição 5	0,30	1,85	1,76	0,37
	Média	0,32	2,48	2,12	0,40
	Desv. Pad.	0,044	0,544	0,330	0,050
2	Medição 1	0,35	2,90	2,33	0,44
	Medição 2	0,28	2,29	1,86	0,36
	Medição 3	0,31	2,78	2,05	0,38
	Medição 4	0,26	2,03	1,68	0,33
	Medição 5	0,29	1,84	1,65	0,37
	Média	0,30	2,37	1,91	0,38
	Desv. Pad.	0,026	0,378	0,221	0,027
3	Medição 1	0,35	2,41	2,06	0,44
	Medição 2	0,24	1,49	1,38	0,29
	Medição 3	0,24	1,70	1,50	0,30
	Medição 4	0,33	2,61	2,20	0,41
	Medição 5	0,36	2,49	2,13	0,44
	Média	0,30	2,14	1,85	0,38
	Desv. Pad.	0,051	0,436	0,331	0,065
4	Medição 1	0,34	2,08	2,03	0,43
	Medição 2	0,38	2,92	2,31	0,47
	Medição 3	0,31	2,14	1,71	0,37
	Medição 4	0,35	2,64	2,10	0,44
	Medição 5	0,35	2,83	2,52	0,44
	Média	0,35	2,52	2,13	0,43
	Desv. Pad.	0,017	0,330	0,225	0,024
5	Medição 1	0,35	2,27	2,04	0,43
	Medição 2	0,29	2,86	1,88	0,38
	Medição 3	0,49	3,09	2,72	0,59
	Medição 4	0,31	2,09	1,83	0,39
	Medição 5	0,35	2,34	2,00	0,42
	Média	0,36	2,53	2,09	0,44
	Desv. Pad.	0,053	0,356	0,250	0,059

Fonte: Próprio autor.

Tabela 28 - Resultados das Rugosidade para a chapa AH2-9,5

AH2-9,5					
Amostra		Ra (μm)	Ry (μm)	Rz (μm)	Rq (μm)
1	Medição 1	0,27	2,24	2,17	0,36
	Medição 2	0,35	3,55	2,71	0,45
	Medição 3	0,25	2,32	2,26	0,34
	Medição 4	0,47	3,50	2,91	0,57
	Medição 5	0,35	2,31	2,14	0,44
	Média	0,34	2,78	2,44	0,43
	Desv. Pad.	0,062	0,593	0,298	0,066
2	Medição 1	0,33	2,56	2,12	0,42
	Medição 2	0,34	2,90	2,37	0,44
	Medição 3	0,29	2,27	1,86	0,36
	Medição 4	0,28	1,83	1,67	0,34
	Medição 5	0,36	3,52	2,45	0,46
	Média	0,32	2,62	2,09	0,40
	Desv. Pad.	0,028	0,475	0,263	0,043
3	Medição 1	0,25	2,09	1,55	0,32
	Medição 2	0,34	4,96	2,36	0,49
	Medição 3	0,33	2,50	2,09	0,41
	Medição 4	0,29	3,41	2,15	0,44
	Medição 5	0,30	3,96	2,16	0,41
	Média	0,30	3,38	2,06	0,41
	Desv. Pad.	0,026	0,871	0,205	0,041
4	Medição 1	0,27	2,17	1,83	0,34
	Medição 2	0,29	2,32	2,06	0,37
	Medição 3	0,29	2,29	2,00	0,36
	Medição 4	0,32	2,87	2,19	0,41
	Medição 5	0,25	2,19	1,77	0,32
	Média	0,28	2,37	1,97	0,36
	Desv. Pad.	0,019	0,201	0,136	0,024
5	Medição 1	0,27	2,12	1,89	0,34
	Medição 2	0,26	2,17	1,66	0,33
	Medição 3	0,27	2,42	1,77	0,34
	Medição 4	0,29	2,21	1,78	0,36
	Medição 5	0,27	2,50	1,69	0,34
	Média	0,27	2,28	1,76	0,34
	Desv. Pad.	0,007	0,141	0,066	0,007

Fonte: Próprio autor.

Tabela 29 - Resultados das Rugosidade para a chapa AH1-25,4

AH1-25,4					
Amostras		Ra (µm)	Ry (µm)	Rz (µm)	Rq (µm)
1	Medição 1	0,59	3,83	3,28	0,71
	Medição 2	0,58	5,16	3,40	0,72
	Medição 3	0,59	3,41	2,97	0,71
	Medição 4	0,45	2,61	2,47	0,54
	Medição 5	0,48	3,18	2,85	0,59
	Média	0,54	3,64	2,99	0,65
	Desv. Pad.	0,058	0,686	0,277	0,071
2	Medição 1	0,44	2,78	2,65	0,57
	Medição 2	0,42	2,58	2,46	0,53
	Medição 3	0,45	2,56	2,47	0,55
	Medição 4	0,53	3,03	2,83	0,64
	Medição 5	0,59	3,62	3,10	0,70
	Média	0,49	2,91	2,70	0,60
	Desv. Pad.	0,059	0,329	0,210	0,058
3	Medição 1	0,46	2,76	2,66	0,57
	Medição 2	0,35	2,30	2,52	0,44
	Medição 3	0,41	2,51	2,15	0,48
	Medição 4	0,43	2,72	2,58	0,53
	Medição 5	0,41	2,70	2,44	0,50
	Média	0,41	2,60	2,47	0,50
	Desv. Pad.	0,026	0,154	0,140	0,037
4	Medição 1	0,42	2,81	2,62	0,54
	Medição 2	0,37	2,32	2,19	0,46
	Medição 3	0,43	2,54	2,40	0,53
	Medição 4	0,42	2,57	2,44	0,53
	Medição 5	0,32	2,28	2,02	0,41
	Média	0,39	2,50	2,33	0,49
	Desv. Pad.	0,038	0,163	0,183	0,047
5	Medição 1	0,25	1,59	1,51	0,31
	Medição 2	0,21	1,53	1,40	0,28
	Medição 3	0,25	1,66	1,55	0,32
	Medição 4	0,34	2,21	1,96	0,42
	Medição 5	0,34	2,33	2,10	0,41
	Média	0,28	1,86	1,70	0,35
	Desv. Pad.	0,050	0,325	0,261	0,054

Fonte: Próprio autor.

Tabela 30 - Resultados das Rugosidade para a chapa AH2-25,4

AH2-25,4					
Amostra		Ra (μm)	Ry (μm)	Rz (μm)	Rq (μm)
1	Medição 1	0,44	3,52	2,74	0,54
	Medição 2	0,58	3,24	3,17	0,74
	Medição 3	0,66	3,58	3,36	0,84
	Medição 4	0,62	3,26	3,20	0,79
	Medição 5	0,43	3,13	2,80	0,57
	Média	0,55	3,35	3,05	0,70
	Desv. Pad.	0,089	0,163	0,227	0,113
2	Medição 1	0,48	3,40	3,06	0,60
	Medição 2	0,76	3,74	3,54	0,88
	Medição 3	0,64	3,43	3,22	0,77
	Medição 4	0,69	3,39	3,26	0,80
	Medição 5	0,67	3,27	3,24	0,78
	Média	0,65	3,45	3,26	0,77
	Desv. Pad.	0,070	0,118	0,110	0,066
3	Medição 1	0,30	2,17	2,04	0,38
	Medição 2	0,25	1,97	1,78	0,33
	Medição 3	0,35	2,50	2,04	0,44
	Medição 4	0,33	2,45	2,01	0,42
	Medição 5	0,28	1,86	1,76	0,36
	Média	0,30	2,19	1,93	0,39
	Desv. Pad.	0,030	0,228	0,125	0,035
4	Medição 1	0,19	1,37	1,15	0,23
	Medição 2	0,19	2,16	1,37	0,24
	Medição 3	0,17	1,16	1,01	0,21
	Medição 4	0,19	1,44	1,21	0,24
	Medição 5	0,20	1,57	1,32	0,24
	Média	0,19	1,54	1,21	0,23
	Desv. Pad.	0,007	0,260	0,106	0,010
5	Medição 1	0,22	1,99	1,44	0,28
	Medição 2	0,27	2,92	1,70	0,35
	Medição 3	0,29	1,89	1,68	0,35
	Medição 4	0,23	2,09	1,56	0,29
	Medição 5	0,19	1,81	1,44	0,52
	Média	0,24	2,14	1,56	0,36
	Desv. Pad.	0,032	0,312	0,101	0,065

Fonte: Próprio autor.

Tabela 31 - Resultados das Rugosidade para a chapa AC1-9,5

AC1-9,5					
Amostra		Ra (μm)	Ry (μm)	Rz (μm)	Rq (μm)
1	Medição 1	0,49	2,97	2,53	0,57
	Medição 2	0,50	3,26	2,83	0,62
	Medição 3	0,38	2,55	2,27	0,47
	Medição 4	0,34	2,10	1,87	0,41
	Medição 5	0,42	3,19	2,50	0,52
	Média	0,43	2,81	2,40	0,52
	Desv. Pad.	0,055	0,391	0,264	0,062
2	Medição 1	0,53	4,37	3,57	0,66
	Medição 2	0,39	3,36	2,74	0,49
	Medição 3	0,47	4,52	3,18	0,61
	Medição 4	0,37	2,11	2,08	0,46
	Medição 5	0,29	1,81	1,64	0,35
	Média	0,41	3,23	2,64	0,51
	Desv. Pad.	0,072	1,019	0,626	0,097
3	Medição 1	0,46	3,88	2,89	0,60
	Medição 2	0,49	3,91	3,22	0,62
	Medição 3	0,47	3,72	3,08	0,59
	Medição 4	0,27	2,64	2,12	0,34
	Medição 5	0,28	2,66	2,27	0,37
	Média	0,39	3,36	2,72	0,50
	Desv. Pad.	0,095	0,570	0,417	0,119
4	Medição 1	0,31	2,91	2,28	0,40
	Medição 2	0,26	2,01	1,79	0,32
	Medição 3	0,30	2,80	2,04	0,39
	Medição 4	0,31	2,78	2,03	0,39
	Medição 5	0,34	2,56	2,23	0,43
	Média	0,30	2,61	2,07	0,39
	Desv. Pad.	0,019	0,262	0,145	0,026
5	Medição 1	0,42	3,38	2,70	0,52
	Medição 2	0,34	3,08	2,46	0,43
	Medição 3	0,41	3,38	2,47	0,51
	Medição 4	0,33	2,79	2,00	0,40
	Medição 5	0,32	2,77	2,32	0,41
	Média	0,36	3,08	2,39	0,45
	Desv. Pad.	0,041	0,240	0,184	0,049

Fonte: Próprio autor.

Tabela 32 - Resultados das Rugosidade para a chapa AC2-9,5

AC2-9,5					
Amostra		Ra (µm)	Ry (µm)	Rz (µm)	Rq (µm)
1	Medição 1	0,50	3,42	2,80	0,62
	Medição 2	0,42	5,56	3,28	0,55
	Medição 3	0,36	3,31	2,33	0,46
	Medição 4	0,33	2,46	2,06	0,41
	Medição 5	0,33	3,08	2,35	0,42
	Média	0,39	3,57	2,56	0,49
	Desv. Pad.	0,058	0,798	0,381	0,074
2	Medição 1	0,58	3,48	3,13	0,71
	Medição 2	0,40	2,56	2,48	0,49
	Medição 3	0,42	3,36	3,12	0,54
	Medição 4	0,40	2,58	2,35	0,50
	Medição 5	0,24	2,64	1,90	0,32
	Média	0,41	2,92	2,60	0,51
	Desv. Pad.	0,074	0,397	0,423	0,090
3	Medição 1	0,40	3,75	3,00	0,52
	Medição 2	0,40	3,22	2,90	0,52
	Medição 3	0,31	2,55	2,16	0,41
	Medição 4	0,34	2,83	2,24	0,43
	Medição 5	0,46	4,96	3,27	0,62
	Média	0,38	3,46	2,71	0,50
	Desv. Pad.	0,046	0,714	0,411	0,064
4	Medição 1	0,39	3,24	3,10	0,51
	Medição 2	0,42	4,32	3,41	0,55
	Medição 3	0,48	4,13	3,32	0,61
	Medição 4	0,34	2,81	2,39	0,44
	Medição 5	0,42	4,11	2,91	0,55
	Média	0,41	3,72	3,03	0,53
	Desv. Pad.	0,036	0,558	0,301	0,046
5	Medição 1	0,47	5,11	3,66	0,65
	Medição 2	0,39	4,87	3,23	0,54
	Medição 3	0,41	3,95	2,75	0,53
	Medição 4	0,32	2,32	2,24	0,41
	Medição 5	0,46	3,90	3,41	0,60
	Média	0,41	4,03	3,06	0,55
	Desv. Pad.	0,044	0,768	0,450	0,063

Fonte: Próprio autor.

Tabela 33 - Resultados das Rugosidade para a chapa AC1-25,4

AC1-25,4					
Amostra		Ra (µm)	Ry (µm)	Rz (µm)	Rq (µm)
1	Medição 1	0,49	2,98	2,70	0,61
	Medição 2	0,47	2,84	2,73	0,58
	Medição 3	0,39	2,41	2,20	0,48
	Medição 4	0,41	2,55	2,39	0,50
	Medição 5	0,35	2,42	2,12	0,42
	Média	0,42	2,64	2,43	0,52
	Desv. Pad.	0,046	0,216	0,230	0,062
2	Medição 1	0,30	2,39	1,96	0,37
	Medição 2	0,37	2,02	1,94	0,44
	Medição 3	0,31	2,31	2,04	0,38
	Medição 4	0,27	2,16	1,94	0,34
	Medição 5	0,35	3,23	2,33	0,43
	Média	0,32	2,42	2,04	0,39
	Desv. Pad.	0,032	0,323	0,115	0,034
3	Medição 1	0,23	1,69	1,38	0,28
	Medição 2	0,25	2,01	1,68	0,32
	Medição 3	0,22	1,79	1,53	0,28
	Medição 4	0,25	2,41	1,57	0,31
	Medição 5	0,19	1,40	1,28	0,24
	Média	0,23	1,86	1,49	0,29
	Desv. Pad.	0,018	0,280	0,126	0,023
4	Medição 1	0,27	1,89	1,68	0,34
	Medição 2	0,27	2,49	1,81	0,34
	Medição 3	0,28	2,77	2,04	0,35
	Medição 4	0,25	1,98	1,59	0,32
	Medição 5	0,26	1,59	1,47	0,31
	Média	0,27	2,14	1,72	0,33
	Desv. Pad.	0,009	0,389	0,166	0,014
5	Medição 1	0,25	1,71	1,47	0,30
	Medição 2	0,24	2,75	1,78	0,32
	Medição 3	0,31	2,16	1,93	0,38
	Medição 4	0,21	1,87	1,60	0,27
	Medição 5	0,21	1,95	1,45	0,26
	Média	0,24	2,09	1,65	0,31
	Desv. Pad.	0,029	0,294	0,167	0,035

Fonte: Próprio autor.

Tabela 34 - Resultados das Rugosidade para a chapa AC2-25,4

AC2-25,4					
Amostra		Ra (µm)	Ry (µm)	Rz (µm)	Rq (µm)
1	Medição 1	0,22	1,52	1,43	0,27
	Medição 2	0,17	1,26	1,13	0,21
	Medição 3	0,21	1,65	1,45	0,26
	Medição 4	0,26	2,24	1,77	0,33
	Medição 5	0,23	2,01	1,54	0,28
	Média	0,22	1,74	1,46	0,27
	Desv. Pad.	0,022	0,311	0,153	0,028
2	Medição 1	0,37	2,30	2,15	0,46
	Medição 2	0,29	2,45	2,07	0,39
	Medição 3	0,30	2,16	1,87	0,39
	Medição 4	0,34	2,23	2,03	0,41
	Medição 5	0,33	2,12	1,96	0,41
	Média	0,33	2,25	2,02	0,41
	Desv. Pad.	0,025	0,098	0,081	0,019
3	Medição 1	0,44	2,89	2,56	0,55
	Medição 2	0,41	3,38	2,89	0,53
	Medição 3	0,29	2,23	1,89	0,37
	Medição 4	0,42	2,93	2,30	0,52
	Medição 5	0,37	2,34	2,06	0,45
	Média	0,39	2,75	2,34	0,48
	Desv. Pad.	0,045	0,375	0,308	0,059
4	Medição 1	0,26	2,13	1,78	0,32
	Medição 2	0,33	2,38	2,09	0,41
	Medição 3	0,34	2,54	2,07	0,42
	Medição 4	0,24	1,67	1,49	0,29
	Medição 5	0,26	2,30	1,78	0,33
	Média	0,29	2,20	1,84	0,35
	Desv. Pad.	0,039	0,243	0,190	0,049
5	Medição 1	0,29	3,13	2,11	0,37
	Medição 2	0,31	2,73	2,18	0,40
	Medição 3	0,28	2,00	1,69	0,35
	Medição 4	0,30	2,40	1,85	0,37
	Medição 5	0,31	2,64	2,23	0,40
	Média	0,30	2,58	2,01	0,38
	Desv. Pad.	0,010	0,304	0,194	0,018

Fonte: Próprio autor.