
FACULDADE DE ENGENHARIA DE GUARATINGUETÁ
DEPARTAMENTO DE MATERIAIS E TECNOLOGIA

ANDRÉ LUÍS HABIB BAHIA

**TORNEAMENTO DA LIGA DE NÍQUEL PYROMET[®] 31V (N07032) COM
FERRAMENTAS DE METAL DURO.**

Tese apresentada à Faculdade de Engenharia do *Campus* de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, para a obtenção do título de Doutor em Engenharia Mecânica na área de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Marcos Valério Ribeiro

Guaratinguetá

2010

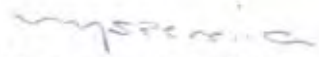
B151t	Bahia, André Luis Habib Torneamento da liga de níquel Pyromet® 31V (N07032) com ferramentas de metal duro / André Luis Habib Bahia Ranieri.- Guaratinguetá : [s.n.], 2010 158 f.: il. Bibliografia: f. 137 Tese (Doutorado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2010 Orientador: Prof. Dr. Marcos Valério Ribeiro 1. Ligas de níquel – Torneamento 2. Desgaste mecânico I. Título CDU 669.018.25
-------	--

ANDRÉ LUÍS HABIB BAHIA

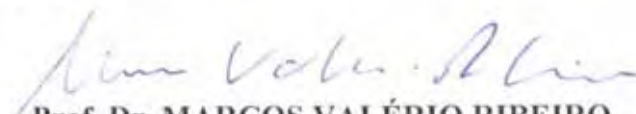
ESTA TESE FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
"DOUTOR EM ENGENHARIA MECÂNICA"

PROGRAMA: ENGENHARIA MECÂNICA
ÁREA: MATERIAIS

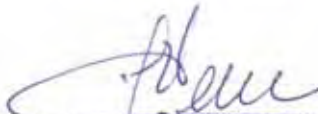
APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO

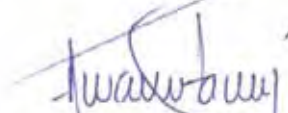

Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira
Coordenador

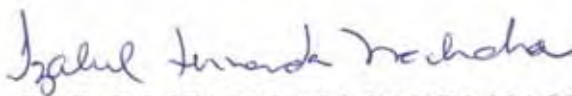
BANCA EXAMINADORA:


Prof. Dr. MARCOS VALÉRIO RIBEIRO
Orientador / Unesp-Feg


Prof. Dr. JOSÉ VITOR CANDIDO DE SOUZA
INPE


Prof. Dr. JOÃO ROBERTO FERREIRA
UNIFEI


Prof. Dr. AMAURI HASSUI
UNICAMP


Prof. Dr. IZABEL FERNANDA MACHADO
USP/POLI

Novembro de 2010

DADOS CURRICULARES

ANDRÉ LUÍS HABIB BAHIA

NASCIMENTO	25.06.1970 – BAMBUÍ / MG
FILIAÇÃO	Manoel Bahia Filho (in memorian) Geny Habib Bahia
1990/1994	Curso de Graduação em Engenharia Mecânica Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais – CEFET-MG
1997/1999	Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, nível de Mestrado, pela Universidade Federal de Minas Gerais.
2006/2010	Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, nível de Doutorado, na Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá da Universidade Estadual Paulista.

Dedico este trabalho à minha esposa Gina, pelo apoio incondicional, e de modo especial, à minha filha Júlia, que com seus poucos anos de vida, foi a grande motivadora para a conclusão deste Doutorado.

Dedico ainda em memória de meu Pai, Manoel, pelo incansável incentivo à educação de seus filhos.

AGRADECIMENTOS

Em primeiro lugar agradeço a Deus, fonte de vida e graça. Agradeço pela minha vida, minha família e meus amigos, e a oportunidade recebida para o prosseguimento em meus estudos;

ao meu orientador, *Prof. Dr. Marcos Valério Ribeiro* pela orientação, dedicação e auxílio na condução dos trabalhos;

à minha esposa *Gina* e minha filha *Júlia* que, apesar das dificuldades enfrentadas, sempre foram motivo de incentivo ao prosseguimento de meus estudos;

ao funcionário “*Manezinho*” da FEG pelo apoio nas atividades de usinagem realizadas no laboratório de usinagem do Campus de Guaratinguetá;

à Villares Metals pelo fornecimento da matéria-prima utilizada na realização dos ensaios;

à Sandvik pelo fornecimento das ferramentas;

aos laboratórios do IAE/AMR pertencentes ao CTA e DMT da FEG e

à FAPESP pelo apoio financeiro.

“Bom mesmo é ir à luta com determinação,
abraçar a vida com paixão,
perder com classe e vencer com ousadia,
pois o triunfo pertence a quem se atreve...
A vida é muita para ser insignificante”

Charles Chaplin

BAHIA, A. L. H. **Torneamento da liga de níquel Pyromet® 31V (N07032) com ferramentas de metal duro.** 2010. 158f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2010.

RESUMO

Com a constante evolução tecnológica nas áreas aeronáutica, espacial, automobilística, dentre outras, o uso de materiais com elevadas resistência mecânica e à corrosão em altas temperaturas tem sido cada vez mais necessário. Dentre os materiais que atendem a estes requisitos em temperaturas até 815 °C está a liga à base de níquel *Pyromet® 31V* (N07032). Esta liga é utilizada na confecção de válvulas de exaustão em motores diesel de alta potência nas quais é exigida, além de resistência a altas temperaturas, uma grande resistência à sulfetação, à corrosão e à fluência. Entretanto, devido à sua grande resistência mecânica e baixa condutividade térmica, ocorre uma concentração de calor principalmente na interface cavaco-ferramenta dificultando assim a sua usinabilidade. Este trabalho teve como objetivo estudar a usinabilidade da liga *Pyromet® 31V* nas condições laminada à quente (42 HRC) e seguida de solubilização e envelhecimento (37 HRC) utilizando-se ferramentas de metal duro com e sem recobrimento, com lubrificação abundante e com a técnica de MQF. Em termos de vida da ferramenta, os melhores resultados para as ferramentas recobertas foram para avanços de 0,15 (laminadas) e 0,12 mm/rot. (solubilizadas). Devido à imprevisibilidade na formação do desgaste de entalhe e APC, não houve uma tendência clara de elevação ou queda na vida e/ou volume de material removido em função do avanço. Os mecanismos de desgaste atuantes nas ferramentas recobertas foram abrasão, *attrition* e martelamento e nas sem recobrimento foram difusão e abrasão. Na usinagem com MQF obteve-se bom acabamento superficial, vida razoável e reduzido volume de material removido. Já a ausência de recobrimento ocasionou uma redução de 70% no volume removido. Os cavacos gerados foram diversificados, mas predominantemente longos, destacando-se também a formação de cavacos duplos.

PALAVRAS-CHAVE: torneamento, Pyromet 31V, níquel, N07032, desgaste.

BAHIA, A. L. H. **Turning of nickel-base alloy *Pyromet*® 31V (N07032) with carbide tools.** 2010. 158f. Thesis (Doctorate in Mechanical Engineering) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2010.

ABSTRACT

Considering the constant technological developments in the aeronautical, space, automotive and nuclear areas, among others, the use of materials with high mechanical strength and corrosion resistance at high temperatures has been increasingly necessary. Among the materials that meet the mechanical strength and corrosion properties at temperatures up to 815 °C one can find the nickel base alloy *Pyromet*® 31V (N07032). This alloy is commonly applied in the manufacturing of high power diesel engines exhaust valves, where it is required besides the high temperature resistance, high resistance to sulfide-containing environments, corrosion and good resistance to creep. However, due to its high mechanical strength and low thermal conductivity, it occurs concentration of heat in the workpiece-tool and tool-chip interfaces, resulting in low machinability. This work aimed to study the machinability, using the cemented carbide coated and uncoated tools, of the hot-rolled (42 HRC) and solubilizing-aging (37 HRC) conditions of the *Pyromet*® 31V alloy, using two conditions, abundant fluid and MQF techniques. The best results for tool life with coated tools were with 0.15 (hot-rolled) and 0.12 mm/rev. (solubilizing-aging) feed rates. Due to the unpredictability in the formation of the notch wear and built-up edge (BUE) it wasn't observed a noticed tendency to increase or decrease in tool life and/or volume of removed material due to the feed rates. The wear mechanisms in coated tools were abrasion, attrition and hammering and in the uncoated tools were diffusion and abrasion. In the turning of this alloy with MQF, good surface finish, reasonable tool life and reduced volume of material removed were obtained. However, the absence of coated caused a 70% reduction in volume removed. The chips generated were of several types, but predominantly long, highlighting also the doubles chips formation.

Keywords: Turning, Pyromet 31V, Nickel, N07032, Wear

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 3.1 - Consumo de superligas (adaptada de Seco Technical Guide, 1996).	6
FIGURA 3.2 - Morfologia (a) do precipitado γ' da liga a base de níquel fundida Inconel 718 e microestrutura (b) da liga de níquel Waspaloy tratada termicamente mostrando os MC e $M_{23}C_6$ – 3.400X.....	9
FIGURA 3.3 - Variação na microdureza com o tempo de envelhecimento para várias temperaturas, adaptada de Shuangqun et al. (2004).	10
FIGURA 3.4 - Diagrama para seleção de ligas de níquel com base na sua resistência relativa e resistência a alta temperatura (adaptada de DEANTONIO, 2004)	19
FIGURA 3.5 - Faixa para altas velocidades de corte para alguns materiais (adaptada de SCHULZ; MORIWAKI, 1992).....	22
FIGURA 3.6 - Variação da dureza de algumas ferramentas a altas temperaturas. (adaptada de ALMOND, 1981).....	23
FIGURA 3.7 - Diagramas esquemáticos da cunha de corte (TRENT, 1991).....	25
FIGURA 3.8 - Áreas de aderência e escorregamento na interface cavaco-ferramenta (TRENT, 1991).....	26
FIGURA 3.9 - Zona de fluxo dentro do cavaco	27
FIGURA 3.10 - Interface cavaco-ferramenta (STOETERAU, 2005).....	28
FIGURA 3.11 - Fontes de geração de calor na formação do cavaco e distribuição de temperatura em uma ferramenta de metal duro.....	29
FIGURA 3.12 - Cavaco segmentado (KOMANDURI, 1981).....	31
FIGURA 3.13 - Principais áreas de desgaste de uma ferramenta de corte (DEARNLEY & TRENT, 1982).....	33
FIGURA 3.14 - Desgaste de cratera em uma ferramenta de metal duro sem recobrimento na usinagem do Nimonic 80A – $v_c = 90$ m/min., $f = 0,18$ mm/rot. e $a_p = 1,6$ mm (Faria, 2007).....	34
FIGURA 3.15 - Desgaste de flanco na ferramenta de metal duro SNMG 120412 na usinagem da liga de níquel C-263 - $v_c = 68$ m/min., $f = 0,127$ mm/rot. e $a_p = 1,27$ mm (EZUGWU et al., 2004b).....	35

FIGURA 3.16 - Desgaste de entalhe em uma ferramenta cerâmica na usinagem do Inconel 901 (EZUGWU, 2004)	36
FIGURA 3.17 - Lascamento de uma ferramenta de metal duro TNMG 160408-23 na usinagem da liga de <i>Pyromet® 31V</i> - $v_c = 90$ m/min., $f = 0,18$ mm/rot. e $a_p = 0,8$ mm (RIBEIRO e BAHIA, 2010).....	36
FIGURA 3.18 - Martelamento na ferramenta cerâmica RNGN 120700 na usinagem do Inconel 718 - $v_c = 300$ m/min., $f = 0,20$ mm/rot., $a_p = 2,0$ mm (NALBANT et al., 2006).....	37
FIGURA 3.19 - Desgaste por abrasão na ferramenta de metal duro H10A $v_c = 90$ m/min, $a_p = 0,8$ mm e $f = 0,15$ mm/rot. (FARIA, 2007).....	40
FIGURA 3.20 - Parâmetros utilizados para medir os desgastes das ferramentas de corte (ISO 3685, 1993).....	42
FIGURA 3.21 - Divisão dos custos de produção (adaptada de KOPAC, 1998).....	44
FIGURA 3.22 - Descarbonetação de um revestimento de TiC (8 μ m) - 1500X (ASM HANDBOOK, 1990).....	47
FIGURA 3.23 - Esquema do processo CVD (adaptada -KOBAYASHI et al 1999)....	48
FIGURA 3.24 - Substrato de metal duro com multicamadas de TiC/TiCN/TiN (10 μ m) por CVD - 1500x (ASM HANDBOOK, 1990).....	49
FIGURA 3.25 - Comparação da usinagem com ferramentas revestidas e sem revestimento (Fonte: Balzers Balinit do Brasil Ltda).....	55
FIGURA 3.26 - Temperatura de corte versus velocidade de corte (VIGNEAU, 1997).....	57
FIGURA 3.27 - Diagrama esquemático de um sistema de lubrificação de quantidade mínima (HEISEL et al., 1998).....	65
FIGURA 3.28 - Perfil de rugosidade de uma peça torneada (DINIZ; NORITOMI, 1998).....	69
FIGURA 4.1 - Representação esquemática do CDP	73
FIGURA 4.2 - Representação do ensaio de torneamento cilíndrico externo.	74
FIGURA 4.3 - Suporte para ferramenta Sandvik PTG NR/L 2020K 16 (SANDVIK, 2005).....	76
FIGURA 4.4 - Máquina ferramenta: Torno CNC Romi CENTUR 30S	76

FIGURA 4.5 - Esquema do equipamento de Mínima Quantidade de Fluido - MQF (Aplicador Accu-Lube®).....	78
FIGURA 4.6 - Rugosímetro Mitutoyo SURFTEST-301	79
FIGURA 4.7 - Estereoscópio Zeiss, modelo Stemi SV 11	79
FIGURA 4.8 - Microscópio eletrônico de varredura Zeiss, modelo LEO 435VPi.....	80
FIGURA 4.9 - Geometria do corpo-de-prova para ensaio de tração.....	81
FIGURA 4.10 - Máquina de ensaio universal servo hidráulica INSTRON, modelo 8801.....	82
FIGURA 4.11 - Curvas Tensão x Deformação para as ligas (a) laminada e (b) solubilizada e envelhecida.....	83
FIGURA 4.12 - Representação da região de aplicação do quebra-cavaco da ferramenta utilizada (adaptado de SANDVIK, 2002).....	86
FIGURA 5.1 - Vida da ferramenta na usinagem de ligas laminadas com uso de ferramentas recobertas.....	93
FIGURA 5.2 - Detalhes dos desgastes das ferramentas: (a) Desgaste de entalhe para 75-21-08 e (b) Desgaste de flanco para 90-21-08.....	94
FIGURA 5.3 - Vida da ferramenta na usinagem de ligas solubilizadas com uso de ferramentas recobertas.....	95
FIGURA 5.4 - Detalhes dos desgastes das ferramentas: (a) Desgaste de entalhe para 75-21-08 e (b) Desgaste de flanco para 90-21-08.....	96
FIGURA 5.5 – Microscopia eletrônica de varredura das ligas: (a) laminadas e (b) solubilizadas e envelhecidas.....	97
FIGURA 5.6 - Microscopia eletrônica de varredura da liga de níquel Pyromet® 31V solubilizada e envelhecida: a) Carbetos de nióbio e titânio e b) Carbetos complexos.....	98
FIGURA 5.7 - Análise química por EDS (<i>Energy Dispersive Spectroscopy</i>) das partículas da liga Pyromet® 31V: (a) pontos claros e (b) pontos escuros.....	98
FIGURA 5.8 - Detalhe da adesão de cavaco na aresta de corte da ferramenta recoberta usada na usinagem da liga solubilizada para 75-15-08.....	99
FIGURA 5.9 - Curvas Tensão x Deformação: (azul) ligas laminadas e (vermelha) solubilizadas.....	100

FIGURA 5.10 - Vida da ferramenta na usinagem de ligas laminadas com uso de ferramentas sem recobrimento.	101
FIGURA 5.11 - Volume de cavaco removido da liga laminada usando ferramenta recoberta.....	103
FIGURA 5.12 - Volume de cavaco removido da liga solubilizada usando ferramenta recoberta.....	104
FIGURA 5.13 - Volume de cavaco removido da liga laminada usando ferramenta sem recobrimento.....	106
FIGURA 5.14 - Rugosidade média (Ra) em ligas laminadas com uso de ferramentas recobertas.....	108
FIGURA 5.15 - Evolução da rugosidade média (Ra) em liga solubilizada usando ferramenta recoberta e lubrificação abundante na velocidade de 90 m/min.....	109
FIGURA 5.16 - Ferramenta recoberta usada na liga de níquel laminada para 75-12-08.....	110
FIGURA 5.17 - Microscopia eletrônica de varredura da superfície de folga da ferramenta recoberta usada na liga de níquel laminada para 75-12-08 e regiões de análise por EDS.....	111
FIGURA 5.18 - Análise química por EDS da superfície de folga da ferramenta recoberta usada na liga laminada para 75-12-08: (a) do material aderido da peça e (b) do substrato da ferramenta.....	111
FIGURA 5.19 - Rugosidade média (Ra) em liga solubilizada com uso de ferramentas recobertas.....	112
FIGURA 5.20 - Ferramenta recoberta usada na liga de níquel solubilizada para 90-15-08.....	112
FIGURA 5.21 - Microscopia eletrônica de varredura da superfície de folga da ferramenta recoberta usada na liga de níquel solubilizada para 90-15-08 e regiões de análise por EDS.....	113
FIGURA 5.22 - Análise química por EDS da superfície de folga da ferramenta recoberta usada na liga solubilizada para 90-15-08: (a) do material aderido da peça e (b) do substrato da ferramenta.....	113

FIGURA 5.23 - Ferramenta recoberta usada na liga de níquel solubilizada para 75-12-08.....	114
FIGURA 5.24 - Ferramenta recoberta usada na liga de níquel solubilizada para 75-15-08.....	115
FIGURA 5.25 - Mecanismo de desgaste em ferramentas recobertas na usinagem de liga de níquel laminada com velocidade de corte de 90 m/min.	115
FIGURA 5.26 - Microscopia por MEV da superfície de folga da ferramenta recoberta usada na liga laminada para 90-18-08 e regiões de análise por EDS: (a) material aderido da peça (b) substrato da ferramenta recoberta.....	116
FIGURA 5.27 - Análise química por EDS da ferramenta recoberta usada na liga laminada para 90-18-08: (a) material aderido da peça (b) substrato da ferramenta....	117
FIGURA 5.28 - Rugosidade média (Ra) em ligas laminadas com uso de ferramentas sem recobrimento.....	118
FIGURA 5.29 - Ferramentas sem recobrimento usadas na usinagem da liga de níquel laminada.....	120
FIGURA 5.30 - Microscopia eletrônica de varredura da superfície de folga da ferramenta sem recobrimento usada na liga de níquel laminada para 90-15-08.....	120
FIGURA 5.31 - Análise química por EDS da superfície de folga da ferramenta sem recobrimento usada na liga laminada para 90-15-08.....	121
FIGURA 5.32 - Vida da ferramenta na usinagem das ligas laminadas com uso de ferramentas recobertas e sem recobrimento usando MQF e lubrificação abundante..	122
FIGURA 5.33 - Vida da ferramenta em ligas solubilizadas com uso de ferramentas recobertas usando MQF e lubrificação abundante.	123
FIGURA 5.34 - Volume de cavaco removido em ligas laminadas com uso de MQF e lubri-refrigeração convencional.....	124
FIGURA 5.35 - Volume de cavaco removido em ligas solubilizadas com uso de MQF e lubri-refrigeração convencional.	125
FIGURA 5.36 - Rugosidade média (Ra) em ligas laminadas com uso de ferramentas recobertas e sem recobrimento usando MQF e lubrificação abundante.....	126
FIGURA 5.37 - Rugosidade média (Ra) em ligas solubilizadas com uso de ferramentas recobertas usando MQF e lubrificação abundante... ..	126

FIGURA 5.38 - Evolução da rugosidade média (Ra) em ligas laminadas e solubilizadas usando MQF.....	127
FIGURA 5.39 - Evolução da rugosidade média (Ra) em ligas laminadas e solubilizadas usando lubrificação abundante.	128
FIGURA 5.40 - Evolução do desgaste de flanco em ligas laminadas e solubilizadas usando MQF.....	129
FIGURA 5.41 - Evolução do desgaste de flanco em ligas laminadas e solubilizadas usando lubri-refrigeração convencional.	130
FIGURA 5.42 - Desgastes na usinagem com MQF utilizando ferramentas recobertas: (a) martelamento e (b) abrasão.....	130
FIGURA 5.43 - Desgastes na usinagem com MQF utilizando ferramentas recobertas: (a) 90-15-08 liga laminada e (b) 90-12-08 liga solubilizada.....	131
FIGURA 5.44 - Cavaco (a) longo, emaranhado irregular e com cavacos duplos e (b) cavaco longo helicoidal com longos cavacos duplos	132
FIGURA 5.45 - Cavaco (a) emaranhado longo e irregular e (b) cavaco longo e helicoidal.....	132
FIGURA 5.46 - Cavacos (a) médios emaranhados e (b) cavacos curtos e irregulares – MQF.....	133
FIGURA 5.47 - Cavaco (a) tubular longo e (b) cavaco helicoidal longo	133
FIGURA 9.1. -.Evolução da rugosidade em liga laminada usando ferramenta recoberta e lubrificação abundante na velocidade de 75 m/min.	150
FIGURA 9.2. -.Evolução da rugosidade em liga laminada usando ferramenta recoberta e lubrificação abundante na velocidade de 90 m/min.	150
FIGURA 9.3. - Evolução da rugosidade em liga solubilizada usando ferramenta recoberta e lubrificação abundante na velocidade de 75 m/min.	151
FIGURA 9.4. - Evolução da rugosidade em liga solubilizada usando ferramenta recoberta e lubrificação abundante na velocidade de 90 m/min.	151
FIGURA 9.5. - Evolução da rugosidade em liga laminada usando ferramenta sem recobrimento e lubrificação abundante na velocidade de 75 m/min.	152
FIGURA 9.6. - Evolução da rugosidade em liga laminada usando ferramenta sem recobrimento e lubrificação abundante na velocidade de 90 m/min.	152

FIGURA 9.7. - Evolução da rugosidade em liga solubilizada usando ferramenta sem recobrimento e lubrificação abundante na velocidade de 75 m/min.	153
FIGURA 9.8. - Evolução do desgaste com o comprimento de corte para a liga laminada com uso de ferramenta recoberta para v_c de 75 m/min.	154
FIGURA 9.9. - Evolução do desgaste com o comprimento de corte para a liga laminada com uso de ferramenta recoberta para v_c de 90 m/min.	154
FIGURA 9.10. - Evolução do desgaste com o comprimento de corte para a liga solubilizada com uso de ferramenta recoberta para v_c de 75 m/min.	155
FIGURA 9.11. - Evolução do desgaste com o comprimento de corte para a liga solubilizada com uso de ferramenta recoberta para v_c de 90 m/min.	155
FIGURA 9.12. - Evolução do desgaste com o comprimento de corte para a liga laminada com uso de ferramenta sem recobrimento para v_c de 75 m/min.	156
FIGURA 9.13. - Evolução do desgaste com o comprimento de corte para a liga laminada com uso de ferramenta sem recobrimento para v_c de 90 m/min.	156
FIGURA 9.14. - Evolução do desgaste com o comprimento de corte para a liga solubilizada com uso de ferramenta sem recobrimento para v_c de 75 m/min.	157

LISTA DE TABELAS

TABELA 4.1 - Composição nominal da liga de níquel (CARTECH, 2003).....	73
TABELA 4.2 - Dimensões do suporte (SANDVIK, 2005).....	76
TABELA 4.3 - Módulo de elasticidade e tensões de escoamento e de ruptura da liga de níquel <i>Pyromet</i> ® 31V.....	82
TABELA 4.4 - Matriz de experimentos com ferramentas metal duro recobertas classe S15 (GC 1005) e sem recobrimento classe S15 (H13A).....	87
TABELA 5.1 - Composição química em peso da liga <i>Pyromet</i> ® 31V solubilizada: (a) pontos claros e (b) pontos escuros.....	98
TABELA 9.1 - Folha de coleta de dados de usinagem da liga de níquel <i>Pyromet</i> ® 31V.....	158

LISTA DE QUADROS

QUADRO 3.1 - Tratamento de solubilização para superligas laminadas/forjadas de níquel (adaptado de ASM HANDBOOK, 2005).....	13
QUADRO 3.2 - Efeito da temperatura nas propriedades mecânicas de algumas superligas de níquel (adaptado de METALS HANDBOOK, 1998).....	14
QUADRO 3.3 - Condutividade térmica e expansão térmica de algumas superligas a base níquel (adaptado de ASM HANDBOOK, 2005).....	14
QUADRO 3.4 - Composição química de certas ligas a base de níquel (adaptado de ASM HANDBOOK, 1990).....	16
QUADRO 3.5 - Propriedades térmicas de materiais para ferramentas (Adaptado de ASM HANDBOOK, 1990).....	49
QUADRO 3.6 - Principais propriedades de revestimentos PVD de TiN, TiCN e TiAlN (KAISER, 1995).....	54
QUADRO 3.7 - Comparação de ferramentas revestidas pelos processos CVD e PVD (Fonte: MACHADO e SILVA, 1999, SANDVIK 2000, 5 th HANDBOOK, ZIMMERMANN, 1998).....	55

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

a_p	Profundidade de usinagem	[mm]
AMR	Divisão de Materiais	
APC	Aresta postiça de corte	
CAD	Projeto assistido por computador	
CAM	Fabricação assistida por computador	
CBN	Nitreto cúbico de boro	
CDP	Corpo de prova	
CFC	Cúbico de face centrada	
CNC	Comando numérico computadorizado	
CTA	Centro Técnico Aeroespacial	
CVD	Deposição química de vapor	
d	Diâmetro da peça	[mm]
DS	Solidificação Direcional	
EDS	Espectroscopia de Energia Dispersiva	
f	Avanço	[mm/rot.]
HRC	Dureza Rockwell	[HRC]
HSC	Usinagem a altas velocidades	
HV	Dureza Vickers	[HV]
IAE	Instituto de Aeronáutica e Espaço	
KT	Profundidade de cratera	
Lc	Comprimento de corte	[m]
Lf	Comprimento de avanço da operação	[mm]
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura	
MQF	Mínima Quantidade de Fluido	
n	Rotação da peça	[RPM]
PVD	Deposição física de vapor	
Q	Taxa de remoção de material	[cm ³ /min]
r	Raio da ponta da ferramenta	[mm]
Ra	Rugosidade média	[μm]
Ry	Rugosidade máxima	[μm]
T	Vida da ferramenta	[min]
t_c	Tempo de corte	[min]
VB_B	Desgaste de flanco médio	[mm]
VB_{Bmax}	Desgaste de flanco máximo	[mm]
VB_N	Desgaste de entalhe	[mm]
v_c	Velocidade de corte	[m/min]
Vol.	Volume de cavaco removido	[cm ³]
γ'	Composto intermetálico	

SUMÁRIO

RESUMO.....	ix
ABSTRACT	x
LISTA DE FIGURAS.....	xi
LISTA DE TABELAS	xviii
LISTA DE QUADROS.....	xix
LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS	xx
SUMARIO.....	xxi
1. INTRODUÇÃO	1
2. OBJETIVO	3
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	4
3.1. USINAGEM DE LIGAS À BASE DE NÍQUEL.....	4
3.1.1. Composição das ligas à base de níquel	7
3.1.2. Microestrutura das ligas à base de níquel.....	8
3.1.3. Influência dos elementos de liga	11
3.1.4. Tratamento térmico das ligas à base de níquel.....	12
3.1.5. Classificação das ligas.....	15
3.1.6. Ligas de níquel resistentes a altas temperaturas.....	17
3.1.7. Usinabilidade de ligas à base de níquel.....	19
3.2. ASPECTOS TRIBOLÓGICOS NA USINAGEM	24
3.2.1. Mecanismo de formação do cavaco	24
3.2.2. Interface cavaco-ferramenta	25
3.2.3. Temperatura de usinagem.....	28
3.2.4. Tipos de cavaco	29
3.2.5. Avarias, desgastes e mecanismos de desgaste da ferramenta	33
3.3. FERRAMENTAS DE CORTE.....	43
3.3.1. Critérios para seleção do tipo de ferramenta	44
3.3.2. Tipos de revestimentos	45
3.3.3. Revestimentos para PVD.....	52

3.3.4.	Comparativo entre PVD e CVD	54
3.3.5.	Materiais de ferramentas para usinagem de superligas à base de níquel ..	56
3.3.6.	Usinabilidade das ligas à base de níquel com ferramentas de metal duro	58
3.3.7.	Melhorias na usinabilidade através do uso de lubrificação	62
3.3.8.	Integridade superficial na usinagem de superligas à base de níquel	66
3.3.9.	Vida da ferramenta	70
4.	MATERIAIS E MÉTODOS	73
4.1.	MATERIAL UTILIZADO	73
4.2.	ENSAIOS DE USINAGEM E EQUIPAMENTOS	74
4.3.	METODOLOGIA.....	84
4.3.1.	Análise da superfície usinada	88
4.3.2.	Análise do desgaste da ferramenta	88
4.3.3.	Análise da matéria-prima	89
4.3.4.	Análise do volume de material removido e tipos de cavacos gerados	90
5.	RESULTADOS E DISCUSSÃO	92
5.1.	VIDA DA FERRAMENTA	92
5.1.1.	Vida das ferramentas recobertas.....	93
5.1.2.	Vida das ferramentas sem recobrimento	100
5.2.	VOLUME DE CAVACO	102
5.2.1.	Volume para as ferramentas recobertas.....	102
5.2.2.	Volume para as ferramentas sem recobrimento	105
5.3.	RUGOSIDADE	107
5.3.1.	Rugosidade para as ferramentas recobertas.....	107
5.3.2.	Rugosidade para as ferramentas sem recobrimento	117
5.4.	USINAGEM COM MQF	121
5.5.	CAVACOS GERADOS	132
6.	CONCLUSÕES	134
7.	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	136
8.	REFERÊNCIAS	137
9.	BIBLIOGRAFIA CONSULTADA.....	148
10.	APÊNDICE	150

10.1. RUGOSIDADE	150
10.2. EVOLUÇÃO DO DESGASTE	154

1. INTRODUÇÃO

O mercado mundial competitivo tem como um de seus principais focos a busca por novos processos de usinagem, que ofereçam baixos custos aliados à grande capacidade de remoção de cavacos, possibilitando a confecção de peças com elevada qualidade. Deste modo, novas tecnologias, automação e estratégias têm sido adotadas e implementadas com o objetivo de incrementar o desempenho dos equipamentos utilizados bem como melhor qualificar seus operadores.

Nesta linha de raciocínio, novas tecnologias, maiores expectativas dos consumidores, extensão de garantia e preocupações com segurança, consumo de combustível e poluição têm constantemente desafiado a indústria automobilística objetivando atingir novos padrões de avanço tecnológico. Esta tendência tem levado engenheiros e projetistas a reavaliar os materiais empregados na confecção de componentes críticos, voltando o foco da atenção para as ligas especiais como, por exemplo, na confecção de válvulas automotivas de motores de elevado rendimento. Estas válvulas estão sujeitas a altas cargas de trabalho exigindo maior resistência a esforços, temperaturas, aos combustíveis alternativos e a ambientes agressivos.

Segundo Larson et al. (1995), os materiais utilizados na indústria automobilística para a confecção de válvulas para motores de combustão interna devem apresentar, em temperaturas elevadas, boas características de resistência mecânica e de resistência ao ataque corrosivo dos gases resultantes da queima dos combustíveis (gasolina, álcool, diesel ou gás) no interior dos motores. Além disso, devem também possuir boa resistência ao desgaste e aos choques térmicos e mecânicos. As válvulas utilizadas nos motores de combustão interna destinam-se a controlar a entrada (válvula de admissão) de ar ou mais combustível e a saída (válvulas de exaustão) dos gases provenientes da queima do combustível. As válvulas de admissão trabalham em condições mais amenas e desta forma podem ser fabricadas com materiais de menor custo. As válvulas de exaustão, porém, são submetidas a solicitações térmicas e de corrosão consideravelmente mais severas, o que requer o emprego de materiais de alta

qualidade e desempenho, os quais mantenham suas características químicas e mecânicas sob condições extremas de temperatura e de tensão.

Indústrias que fabricam componentes de motores com ligas à base de níquel e também de aços inoxidáveis especiais (válvulas automotivas), ligas de titânio (turbinas aeronáuticas), caracterizam-se por apresentarem um custo elevado na fabricação das peças usinadas, devido principalmente ao desgaste excessivo da ferramenta quando são utilizadas as velocidades convencionais de usinagem. Deste modo, torna-se de suma importância a diminuição dos tempos de usinagem e o aumento do uso efetivo das ferramentas, melhorando a eficiência do processo fabril nestas indústrias (LÓPEZ DE LACALLE et al. 1998).

Os materiais empregados na fabricação de motores aeronáuticos geralmente compreendem ligas à base de níquel e titânio. Materiais avançados como as ligas para turbinas aeronáuticas, cerâmicas estruturais e aços endurecidos geram severas alterações nas ferramentas de corte durante a usinagem devido a suas combinações únicas de propriedades como sua alta resistência a elevadas temperaturas, dureza e resistência química ao desgaste. Estes materiais ditos como “materiais difíceis de cortar” tem gerado grandes desafios aos engenheiros de produção devido às altas temperaturas e tensões durante a usinagem. A baixa condutividade térmica destas ligas resulta em uma concentração de altas temperaturas na interface peça-ferramenta e ferramenta-cavaco, conseqüentemente acelerando o desgaste da ferramenta e aumentando os custos de usinagem (EZUGWU, 2003).

Nas décadas passadas foram apresentadas abordagens radicais sobre a manufatura de produtos, particularmente no desenvolvimento da economia, de forma a manter-se competitivo. As ferramentas como o metal duro, incluindo aqueles com revestimento, as cerâmicas, o diamante policristalino e o nitreto cúbico de boro policristalino são os mais freqüentes materiais utilizados para a usinagem, em altas velocidades, de ligas para turbinas aeronáuticas.

2. OBJETIVOS

Um dos principais estímulos para realização deste trabalho é a necessidade da produção e disponibilização de informações relativas à usinagem por torneamento da liga de níquel *Pyromet*[®] 31V (ISO UNS N07032) com ferramenta de metal duro, devido à sua importância na produção de peças automotivas, de maneira especial na confecção de válvulas de exaustão de motores de combustão interna, além de componentes para turbinas aeronáuticas. Embora o *Pyromet*[®] 31V já esteja em uso no mercado há alguns anos, o número de informações técnicas e dados científicos relativos a esta liga é muito reduzido ou quase inexistente, o que destaca a originalidade do trabalho em questão.

As atividades desenvolvidas nesta tese possibilitaram avaliar as características de vida das ferramentas de metal duro recobertas e sem recobrimento nas condições de corte utilizadas, fazendo-se uma correlação da vida com o volume de material removido. Foi possível ainda o estudo dos mecanismos de desgaste atuantes nas ferramentas, do processo de formação do cavaco incluindo a relação entre a sua morfologia com a degradação da ferramenta e da superfície usinada, da relação entre a rugosidade apresentada e os parâmetros de corte utilizados, além do efeito das diferentes formas de aplicação do fluido de corte durante a operação de usinagem, ou seja: usinagem com lubri-refrigeração abundante e usinagem com mínima quantidade de fluido (MQF). Por meio destas análises, pretendeu-se obter uma melhoria no processo de torneamento desta liga através da análise de parâmetros como vida da ferramenta e rugosidade, além do estudo sobre os desgastes observados na ferramenta de corte, com o objetivo de se obter ganhos reais em produtividade e redução do tempo de fabricação, através da escolha correta dos parâmetros e condições de usinagem empregada.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. USINAGEM DE LIGAS À BASE DE NÍQUEL

As ligas à base de níquel, como os aços inoxidáveis austeníticos, encruam rapidamente quando trabalhadas. As altas pressões exercidas durante a usinagem produzem um efeito de endurecimento que dificulta a usinagem e pode ainda causar distorções em componentes que apresentam pequenas espessuras.

As ligas à base de níquel podem ser trabalhadas através das mesmas técnicas utilizadas nas ligas à base de ferro. Porém, certos requisitos são impostos devido à alta resistência destas ligas, sua tendência ao endurecimento quando trabalhada e à perda de corte da ferramenta em algumas condições (ASM HANDBOOK, 1990).

O termo usinabilidade é utilizado para descrever quão facilmente o material pode ser cortado/removido para a forma desejada (acabamento superficial e tolerância) em relação ao ferramental e processo de usinagem envolvido. Em uma operação de usinagem a vida da ferramenta, a taxa de remoção de material, as componentes das forças e a potência consumida, o acabamento superficial obtido e a integridade superficial do componente usinado tanto quanto a forma do cavaco podem ser utilizados como parâmetros para medição da usinabilidade. O índice de usinabilidade pode ser significativamente afetado pelas propriedades dos materiais que estão sendo usinados, pela propriedade e geometria da ferramenta de corte, condições de corte empregadas e outros fatores como rigidez da máquina ferramenta, etc. A produtividade na usinagem pode ser melhorada através do emprego de combinações corretas entre ferramenta de corte, condições de usinagem e máquina ferramenta que promoverá altas velocidades de corte sem comprometer a integridade e as tolerâncias do componente usinado (EZUGWU, 2003).

Visando a melhoria da usinabilidade, um dos métodos utilizados que reduz o endurecimento durante o corte é o uso de materiais que tenham passado pelo processo de deformação a frio antes da usinagem. Materiais trefilados e que sofreram alívio de tensões são sempre preferidos na usinagem de ligas à base de níquel, particularmente quando se deseja um bom acabamento. Os materiais laminados a quente são os que

apresentam propriedades intermediárias entre os trefilados e os recozidos, os quais são menos desejáveis na maioria das aplicações. Nas ligas envelhecidas consegue-se um ótimo acabamento na usinagem. A alta resistência e dureza do material envelhecido inviabilizam cortes pesados, conseqüentemente, a maior parte do desbaste é realizada antes do envelhecimento do material. A solubilização de ligas envelhecidas favorece a usinabilidade devido à dissociação das fases duras.

Um segundo método para minimizar o encruamento durante a usinagem é através do emprego de cuidadosas técnicas de usinagem. Ferramentas com arestas agudas e com ângulos de saída positivos, que cortam o material ao invés de esmagá-lo, são preferidas. Avanços e profundidades de corte devem ser suficientes para prevenir o polimento do material (ASM HANDBOOK, 1990).

Algumas ligas à base de níquel são utilizadas em ambientes agressivos em função de sua alta resistência à corrosão, fadiga mecânica e térmica, choque térmico e mecânico, deformação a quente e erosão a elevadas temperaturas. Estas propriedades são requeridas para o eficiente e efetivo desempenho nos ambientes onde são empregados. No caso das turbinas aeronáuticas estes materiais são utilizados especialmente para a fabricação das palhetas, as quais operam a elevadas temperaturas e pressões. As ligas à base de níquel contém compostos intermetálicos $Ni_3(Al, Ta)$ em uma matriz de solução sólida de níquel com cromo (Cr), tungstênio (W) e rênio (Re) como elementos endurecedores da solução sólida. O tântalo (Ta), em um composto intermetálico, visa melhorar a sua resistência a altas temperaturas e à oxidação. Com estes elementos as palhetas de turbina à base níquel podem operar em temperaturas até 520 °C (MILLER, 1996).

As ligas resistentes ao calor com alto ponto de fusão constituem a maioria dos materiais utilizados na fabricação de componentes de turbinas aeronáuticas. Estas ligas “exóticas” podem ser agrupadas em quatro grandes categorias: ligas à base de níquel; ligas à base de cobalto; ligas à base de ferro (por exemplo, ligas de alto teor de cromo); e ligas de titânio. Na Figura 3.1 é mostrado que 2/3 da produção de superligas é consumido pela indústria aeroespacial para a fabricação de turbinas e componentes associados, principalmente nos terminais das turbinas onde se encontram as mais altas temperaturas.

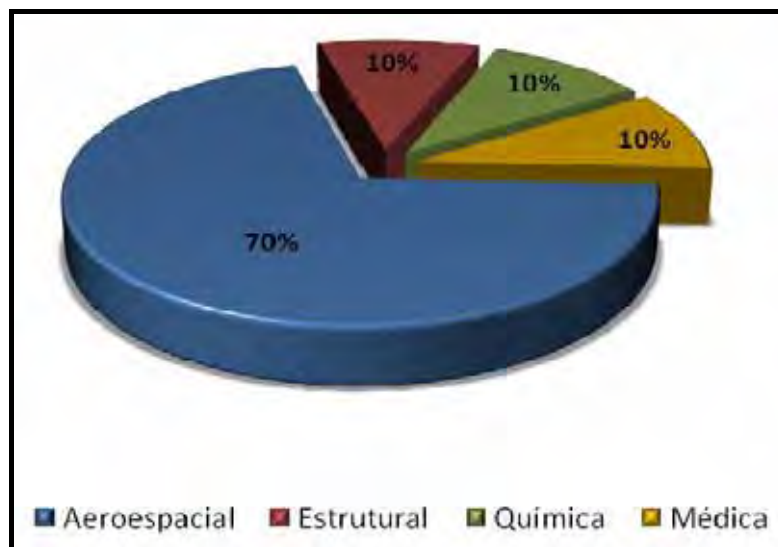


Figura 3.1 - Consumo de superligas (adaptada de Seco Technical Guide, 1996)

Em torno de 50% das ligas utilizadas na indústria aeronáutica são à base de níquel. Elas apresentam maior resistência em relação ao seu peso, comparativamente ao aço. Ligas à base de níquel são ainda utilizadas para outras aplicações como na indústria naval, reatores nucleares, plantas petroquímicas, equipamentos para processamento de alimentos e dispositivos para controle de poluentes (EZUGWU, 2003).

A liga de níquel primeiramente desenvolvida para aplicações aeronáuticas, na década de 40, devido à sua elevada resistência à oxidação e ruptura por fluência foi o Nimonic 80, o qual era constituído basicamente de níquel e cromo com pequenas adições de titânio e alumínio. O Nimonic 80 foi modificado posteriormente e substituído pelo Nimonic 80A.

Segundo Choudhury e El-baradie (1998) e Ezugwu et al, (1999), as ligas à base de níquel mais comercialmente utilizadas incluem o Inconel, Nimonic, Rene, Udimet e Pyromet. O Inconel 718 é a mais freqüente liga utilizada, estando entre 25 e 45% do volume anual de produção para as ligas fundidas e forjadas, respectivamente. Não é, portanto de se surpreender que o volume de publicações a respeito da usinagem do Inconel 718 tenha aumentado a partir da década de 70.

3.1.1. Composição das ligas à base de níquel

Segundo Kalpakjan (1991), geralmente as composições químicas nominais das ligas à base de níquel ficam na faixa de 38 a 76% em peso de Níquel, até 27% em peso de cromo (Cr) e 20% em peso de cobalto (Co). Elas podem conter ainda pequenas quantidades controladas de outros elementos refratários como o tungstênio (W), tântalo (Ta) e molibdênio (Mo) adicionados para aumentar sua resistência mecânica e à oxidação. As concentrações dos elementos como o silício, fósforo, enxofre e nitrogênio, que já podem estar presentes na liga, são controladas por meio de apropriados métodos de fundição. Alguns dos componentes produzidos por meio de ligas de níquel fundidas são palhetas de turbinas e discos de freios.

No projeto de componentes em que se pretenda utilizar como matéria prima ligas à base de níquel, o planejamento da produção é realizado de modo a prever o emprego do mínimo de usinagem possível. Técnicas de fundição, como indução a vácuo, removem a maioria dos sinais de elementos da liga de níquel fundida, conseqüentemente aumentando a qualidade da fundição. A maioria das falhas em palhetas de turbinas tem sido atribuída a pontos de fragilidade da estrutura nos contornos de grãos causados pelas forças que atuam perpendicularmente à direção do grão (ZITNANSKY et al., 1998). Esta falha pode ser eliminada ou reduzida através do processo de fundição por solidificação direcional (DS). O processo DS produz estruturas com contornos de grãos em direções longitudinais às forças aplicadas. Um melhor componente poderá ser produzido através da tecnologia de cristais simples que eliminam os contornos de grãos no produto acabado. As palhetas de turbinas produzidas utilizam o processo de cristal simples ou fundição DS para que possa ser utilizada em altas temperaturas (isto significa um acréscimo adicional de até 250 °C se comparada às palhetas policristalinas convencionais).

As ligas de níquel forjadas contém em torno de 10-20% em peso de cromo, até 8% em peso de alumínio e titânio combinados, 5-15% em peso de cobalto e aço (CHOUDHURY; EL-BARADIE, 1998). Este grupo de ligas à base de níquel fornece moderada resistência a altas temperaturas e boa resistência ao trincamento devido às tensões de soldagem. Sua principal área de aplicação está relacionada à fabricação de

discos de turbina, uma vez que eles possuem adequada resistência, necessária à sua operação.

3.1.2. Microestrutura das ligas à base de níquel

A matriz austenítica de níquel tem tendência a se ligar com o Co, Cr, Mo e W sem uma fase instável devido a sua terceira camada completa de elétrons do átomo de níquel. O cromo reage com o oxigênio do ambiente para formar uma camada protetora de óxido de cromo (Cr_2O_3). Esta escala de proteção previne a difusão para a superfície externa dos elementos metálicos, mas permite a difusão dos principais gases atmosféricos (isto é, oxigênio, nitrogênio e enxofre) para dentro da matriz. Segundo Simms e Hagel (1972) apud Ezugwu et. al. (2003), em torno de 15 a 30% em peso de cromo é adicionado na matriz de modo a assegurar o mecanismo de proteção das ligas à base de níquel.

O molibdênio e o tungstênio atuam como uma solução sólida reforçadora da liga para altas temperaturas enquanto o cobalto assegura a redução de carbetos uma vez que a solubilidade do carbono no cobalto é muito alta. Os processos de endurecimento por precipitação também reforçam as ligas à base de níquel através da adição de alumínio (Al). O precipitado resultante, também conhecido como gama linha (γ'), é um composto intermetálico com a fórmula química Ni_3Al , podendo o alumínio ser substituído pelo titânio (Ti). Na Figura 3.2(a) é apresentado o formato esférico do precipitado γ' uniformemente distribuído através da estrutura dendrítica do inconel 718 (XUEBING et al., 1998). Podem ser observados ainda na Figura 3.2(b), com uma maior ampliação, os precipitados em forma de partículas esferoidais nos contornos de grãos.

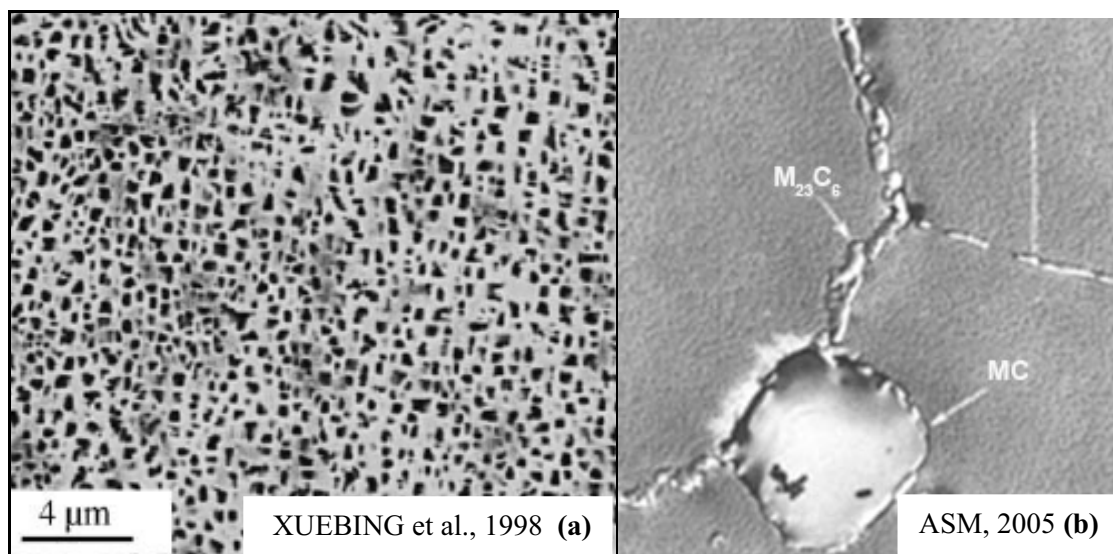


Figura 3.2 - Morfologia (a) do precipitado γ' da liga a base de níquel fundida Inconel 718 e microestrutura (b) da liga de níquel Waspaloy tratada termicamente mostrando os MC e $M_{23}C_6$ – 3.400X.

As ligas à base de níquel possuem uma matriz constituída de uma fase austenítica, contínua, cúbica de face centrada (CFC) chamada de fase gama (γ'), que usualmente contém um alto teor de elementos em solução como o cobalto, molibdênio e tungstênio. Alumínio e titânio são adicionados em iguais proporções para precipitar um elevado volume da fase primária (γ'), que invariavelmente precipitam-se coerentemente com a matriz austenítica. Carbono é adicionado a níveis de aproximadamente 0,5 a 2,0 % em peso, para formar carbetos na forma primária “MC”. Durante o tratamento térmico e em serviço, estes se decompõem, gerando carbetos como “ $M_{23}C_6$ ” e o “ M_6C ”, nos contornos de grão (EZUGWU et al., 1999).

Na maioria das ligas, as técnicas de tratamento térmico são utilizadas para a formação da fase primária (γ') nos contornos de grão, elevando a tensão de ruptura do material. As propriedades superiores apresentadas pelas superligas foram estudadas por Shuangqun et al. (2004). Os autores mostraram que, para diferentes temperaturas de envelhecimento, ocorrem alterações significativas da microdureza para as superligas. No entanto, para tempos de envelhecimentos diferentes (500 – 4000 h), para a mesma temperatura, esta alteração ocorre de maneira bem menos significativa, o que implica que as propriedades desta liga podem ser mantidas durante longos períodos de trabalho, como pode ser observado na Figura 3.3.

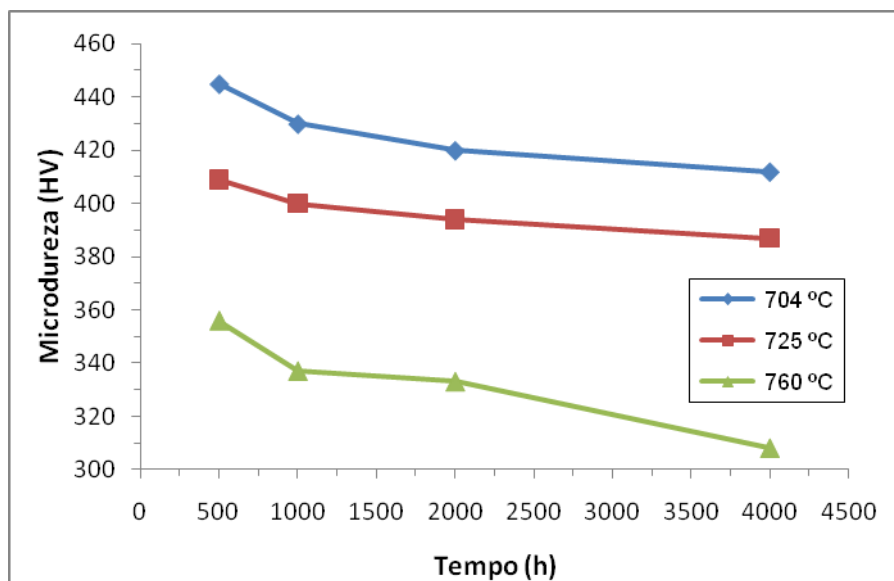


Figura 3.3 - Variação na microdureza com o tempo de envelhecimento para várias temperaturas, adaptada de Shuangqun et al. (2004).

Altas proporções de titânio produzem uma fase metaestável de γ' que poderá se transformar em uma fase hexagonal compacta à temperatura de 900 °C e precipitados de Ni_3Ti (η) nos contornos de grãos como nas células “não-ligadas”. Isso reduz a resistência à ruptura nos entalhes das ligas e cuidados são tomados deste modo a prevenir a ocorrência deste processo de transformação. O Ni_3Al possui uma boa resistência ao calor e à fluência que pode ser elevada substancialmente pela adição de tântalo (Ta). A fase γ' é dúctil e previne o desenvolvimento de fases quebradiças na liga devido à presença de carbetos. A adição de nióbio (Nb) na liga reduz a sensibilidade à quebra, mas pode causar a segregação de células, conseqüentemente, ele é adicionado em quantidades de modo a prevenir este efeito indesejável (ZITNANSKY, 1998).

Pequenas quantidades de boro (B) são adicionados às ligas à base de níquel em níveis de 50-500 ppm (partes por milhão) para produzir boretos através da reação com os elementos da matriz. Os boretos são partículas duras refratárias com a aparência de blocos e estão localizadas nos contornos de grãos da liga. Eles retardam a nucleação dos grãos e minimizam o cisalhamento de seus contornos quando a liga de níquel é submetida a esforços de ruptura. Carbetos são precipitados que se formam nos contornos de grãos e na maioria dos casos são os responsáveis pelo aumento da resistência à ruptura da liga às elevadas temperaturas. Eles também são reativos e

ajudam na estabilização da matriz pela remoção dos elementos reativos livres que podem estar presentes na liga como carbeto.

3.1.3. Propriedades físico-químicas do *Pyromet*[®] 31V

Dentre os principais constituintes desta liga, encontram-se listadas abaixo as principais funções de cada um destes elementos (METALS HANDBOOK, s.d.):

- níquel (Ni): aumenta a ductilidade, a resistência mecânica e a resistência à corrosão em elevadas temperaturas, particularmente em atmosferas industrial e marinha;
- cromo (Cr): aumenta a resistência à corrosão e à oxidação e diminui a usinabilidade devido à forte influência na formação de carbeto;
- ferro (Fe): o seu acréscimo tende a baixar a resistência à oxidação devido à baixa escala de aderência do óxido (elemento desoxidante);
- molibdênio (Mo): metal considerado refratário, é acrescido na liga para aumentar a resistência mecânica e à corrosão a altas temperaturas. Forma carbeto resistentes à abrasão;
- nióbio (Nb): também é considerado refratário e modera o endurecimento da liga quando associado ao alumínio e ao titânio;
- carbono (C): elemento intersticial de aumento da resistência do níquel com grande influência na formação de carbeto;
- manganês (Mn): reduz a plasticidade de maneira moderada e aumenta a capacidade de endurecimento do material;
- silício (Si): aumenta a fluidez e favorece a fratura a quente da liga;
- fósforo (P): é um elemento indesejável para a liga devido à sua capacidade de fragilização a médias temperaturas;
- enxofre (S): provoca os mesmos efeitos do fósforo;
- alumínio (Al): possui o maior potencial de endurecimento da liga e a sua presença fragiliza o material. Responsável pela formação de carbeto complexos

junto do titânio e de óxido de alumínio (Al_2O_3), que possui alta resistência à corrosão a temperaturas elevadas; e

- titânio (Ti): modera a capacidade de endurecimento da liga quando substitui em volume o alumínio. Também está presente na formação de carbeto.

3.1.4. Tratamento térmico das ligas à base de níquel

As ligas trabalhadas são, primeiramente, uma solução tratada para dissolver quase todos γ' e outros carbeto uma vez que os carbeto metálicos MC apresentam grande estabilidade. Soluções típicas de tratamentos (para limitadas aplicações sujeitas a fluência) estão no intervalo de 1050 a 1200 °C - Quadro 3.1, e podem ser seguidas por uma segunda solução de tratamento em temperaturas mais baixas. Alguns γ' podem se formar, quando resfriado ao ar, nesta condição de tratamento. O envelhecimento é, então, realizado em várias etapas para permitir o crescimento dos grãos da fase γ' que é formado após o resfriamento, bem como para precipitar γ' adicionais.

Um tratamento de envelhecimento com duplo passe é comumente utilizado, com o primeiro tratamento na faixa de 850 a 1100 °C durante um período de até 24 h. Envelhecendo a uma ou mais temperaturas inferiores, por exemplo, 760 °C por 16 h completa a precipitação de γ' . O γ' refinado produzido na segunda etapa do tratamento de envelhecimento é superior tanto para fornecer elevada resistência à tração, quanto para a ruptura. Tanto soluções recozidas quanto envelhecidas são resfriadas ao ar. A distribuição dos carbeto também é controlada pelo padrão de tratamento térmico utilizado. Modificações nos procedimentos de tratamento térmico do γ' muitas vezes são necessárias para evitar problemas com os filmes de carbeto nos contornos de grãos. Por exemplo, o tratamento de uma solução da liga de níquel René 41 a 1175 °C conduz a uma posterior precipitação de um filme nos contornos de grãos de M_{23}C_6 , com efeitos prejudiciais sobre as propriedades mecânicas. Portanto, um tratamento com temperatura mais baixa (cerca de 1075 °C) é usado para preservar a granulação

fina com estrutura de M_6C bem distribuída na solução. Tratamentos térmicos adicionais podem ser efetuados em conjunto com a aplicação de revestimentos por difusão, embora em alguns casos, o tratamento do revestimento coincida com o tratamento de envelhecimento (ASM HANDBOOK, 2005).

Quadro 3.1 - Tratamento de solubilização para superligas laminadas/forjadas de níquel (adaptado de ASM HANDBOOK, 2005).

LIGA	TEMPERATURA DE SOLUBILIZAÇÃO °C ^(a)	TEMPO (h)
Inconel 718	980	1
Nimonic 80A	1080	8
Nimonic 105	1125-1150	4
Udimet 500	1175	2
Udimet 700	1175	4
Waspaloy	1080	4
Pyromet 31V ^(b)	1065-1120	4

(a) Todos os materiais foram resfriados ao ar após a solubilização.

(b) Fonte: CARTECH, 2003.

É apresentado no Quadro 3.2 o efeito da temperatura nas propriedades mecânicas de algumas superligas de níquel. A condutividade térmica e o coeficiente de expansão térmica de algumas ligas à base de níquel pode ser encontrada no Quadro 3.3.

A condutividade térmica do níquel puro é da ordem de 90,7 W/m.K, portanto superior à do ferro puro (CCC), que atinge somente 80,3 W/m.K. Porém, a condutividade térmica das superligas é muito inferior, se comparada às ligas de Fe-C, devido à adição de elementos de liga em elevados teores. Comparativamente, à temperatura ambiente, uma liga de aço com teor de carbono de aproximadamente 0,2% possui uma condutividade térmica de 52,9 W/m.K, bem superior aos 13,0 W/m.K da liga de níquel *Pyromet*[®] 31V.

Quadro 3.2 - Efeito da temperatura nas propriedades mecânicas de algumas superligas de níquel (adaptado de METALS HANDBOOK, 1998)

Liga	Forma	Tensão de Ruptura			Tensão de Escoamento			Alongamento %:		
		21 °C	540 °C	760 °C	21 °C	540 °C	760 °C	21 °C	540 °C	760 °C
		MPa	MPa	MPa	MPa	MPa	MPa			
Inconel 718	Barra	1435	1275	950	1185	1065	740	21	18	25
Inconel X-750	Barra	1200	1050	...	815	725	...	27	26	...
Nimonic 80A	Barra	1000	875	600	620	530	505	39	37	17
Nimonic 90	Barra	1235	1075	655	810	725	540	33	28	12
Nimonic 105	Barra	1180	1130	930	830	775	740	16	22	25
Nimonic 115	Barra	1240	1090	1085	865	795	800	27	18	24
Nimonic 263	Chapa	970	800	650	580	485	460	39	42	21
Nimonic 942	Barra	1405	1300	900	1060	970	860	37	26	42
Pyromet 860	Barra	1295	1255	910	835	840	835	22	15	18
René 41	Barra	1420	1400	1105	1060	1020	940	14	14	11
Udimet	Barra	1310	1185	...	930	830	...	30	26	...
Pyromet 31V ^(a)	Barra	1200	1083	804	760	655	692	30	...	...

(a) Valores retirados da Norma para a liga solubilizada e envelhecida (SAE J775, 2004).

Quadro 3.3 - Condutividade térmica e expansão térmica de algumas superligas à base níquel (adaptado de ASM HANDBOOK, 2005)

Liga	Forma	Condutividade Térmica			Coeficiente médio de expansão térmica 10 ⁻⁶ /K		Resistividade Elétrica nΩ.m
		21 °C	538 °C	871 °C	538 °C	871 °C	
		W/m.K	W/m.K	W/m.K			
Inconel 718	Barra	11,4	19,6	24,9	14,4	...	1250
Inconel X-750	Barra	12,0	18,9	23,6	14,6	16,8	1220
Nimonic 80A	Barra	8,7	15,9	22,5	13,9	15,5	1240
Nimonic 81	Barra	10,8	19,2	25,1	14,2	17,5	1270
Nimonic 90	Barra	9,8	17,0	...	13,9	16,2	1180
Nimonic 105	Barra	10,8	18,6	24,0	13,9	16,0	1310
Nimonic 115	Barra	10,7	17,6	22,6	13,3	16,4	1390
Nimonic 263	Chapa	11,7	20,4	26,2	13,7	16,2	1150
Nimonic 942	Barra	...	...	...	14,7	16,5	...
Pyromet 860	Barra	...	...	...	15,4	16,4	...
René 41	Barra	9,0	18,0	23,1	13,5	15,6	1308
Pyromet 31V ^(a)	Barra	13	19,8	23,2	14,0	14,8	1220

(a) Fonte: Norma SAE J775 (2004) e CARTECH (2003).

3.1.5. Classificação das ligas

No Quadro 3.4 é apresentada a classificação de 59 ligas à base de níquel em relação às características de usinabilidade. Exceto como notado na discussão seguinte, todas as ligas em um dado grupo requerem condições similares de usinagem (ASM HANDBOOK, 1990).

- GRUPO A consiste de ligas que contém 95% ou mais de níquel. Essas ligas têm moderada resistência mecânica e alta tenacidade. Eles são endurecidos somente através de trabalho a frio devido ao encruamento. Essas ligas são praticamente pastosas nas condições recozidas e trabalhadas a quente, e a forma trefilada é preferível para melhor usinabilidade e acabamento superficial.
- GRUPO B consiste da maioria das ligas de níquel-cobre. As ligas deste grupo têm elevada resistência e tenacidade ligeiramente reduzida se comparada ao grupo A. Elas são endurecidas somente através de trabalho a frio. Materiais trefilados ou trefilados seguidos de alívio de tensões fornecem melhores condições de usinabilidade e de acabamento polido se comparados aos solubilizados.
- GRUPO C é composto em sua grande parte por ligas à base de níquel-cromo e ferro-níquel-cromo, que são similares aos aços inoxidáveis austeníticos. Eles também somente são endurecidos através de trabalho a frio e são trabalhados mais facilmente quando trefilados ou na condição trefilada com alívio de tensões.
- GRUPO D, que consiste principalmente das ligas envelhecidas, é subdividido em dois subgrupos:
 - ✓ Ligas não envelhecidas
 - ✓ As ligas do grupo D-1 (Quadro 3.4) na condição envelhecida, além de outras tanto nas condições envelhecidas quanto não envelhecidas.

As ligas no grupo D têm alta resistência e dureza, particularmente quando envelhecidas. Os materiais que se encontram nas condições recozida e temperada ou rapidamente resfriada ao ar estão na condição macia, e consegue-se trabalhá-

los mais facilmente. Por causa desta comparativa maciez, a condição não envelhecida é necessária para uma melhor operação de furação e rosqueamento.

Quadro 3.4 - Composição química de certas ligas à base de níquel (adaptado de ASM HANDBOOK, 1990)

LIGA	Composição Nominal %																
	Ni	C	Mg	Mn	Fe	Al	Cr	Mo	Ce	Ti	Si	Nb	Cu	Co	Y ₂ O ₃	W	S
Grupo A																	
Níquel 200	99,6	0,08															
Níquel 201	99,6	0,01															
Níquel 205	99,6	0,04	0,04														
Níquel 212	97,0	0,05		2,0													
Níquel 222	99,5		0,075														
Grupo B																	
Monel 400	66,5												31,5				
Monel 401	42,5				0,3								55,5				
Monel 450	30,0				0,7								68,0				
Ferry alloy	45,0												55,0				
Nilo alloy 36	36,0				64,0												
Nilo alloy 48	48,0				52,0												
Nilo alloy K	29,5				53,0									17,0			
Inco alloy MS 250	19,0				76,0			3,0		1,4							
Grupo C																	
Níquel 270	99,98	0,01															
Monel K-500 (não envelhecido)	65,5				1,0	2,7				0,6			29,5				
Inconel 600	76,0				8,0		15,5										
Inconel 601	60,5				14,0	1,4	23,0										
Inconel 690	61,0				9,0		29,0										
Nimonic 75	80,0						19,5										
Nimonic 86	64,0						25,0	10,0	0,03								
Incoloy 800	32,5	0,05			46,0		21,0										
Incoloy 800HT	32,5	0,08			46,0	1,0 Al + Ti	21,0										
Incoloy 802	32,5	0,4			46,0		21,0										
Incoloy 825	42,0				30,0		21,5	3,0		1,0			2,2				
Incoloy DS	37,0				41,0		18,0				2,3						
Inco 330	35,5				44,0		18,5				1,1						
Inco 020	35,0				37,0		20,0	2,5				0,6	3,5				
Grupo D-1																	
Duraníquel 301 (não envelhecido)	94,0					4,4				0,6							
Incoloy 925	42,0				32,0	0,3	21,0	3,0		2,1			2,2				
Incoloy MA 956					74,0	4,5	20,0			0,5					0,5		
Ni-span-c 902 (não envelhecido)	42,5				49,0	0,5	5,3			2,4							
Grupo D-2																	
Duraníquel 301 (envelhecido)	94,0					4,4				0,6							
Monel K-500 (envelhecido)	65,5				1,0	2,7				0,6			29,5				
Inconel 617	52,0				1,5	1,2	22,0	9,0						12,5			
Inconel 625	61,0				2,5		21,5	9,0				3,6					
Inconel 706	42,0				36,5		16,0			1,8		3,1					
Inconel 718	54,0				18,5		18,0	3,0				5,1					
Inconel X-750	73,0				7,0	0,7	15,5			2,5		1,0					
Inconel 751	73,0				7,0	1,1	15,5			2,5		1,0					
Inconel MA 754	77,5				1,0	0,3	20,0			0,5					0,6		
Nimonic 80A	76,0					1,4	19,5			2,4							
Nimonic 81	67,0					0,9	30,0			1,8							
Nimonic 90	60,0					1,5	19,0			2,5				16,5			

LIGA	Composição Nominal % (continuação)																
	Ni	C	Mg	Mn	Fe	Al	Cr	Mo	Ce	Ti	Si	Nb	Cu	Co	Y ₂ O ₃	W	S
Nimonic 105	54,0					4,7	15,0	5,0		1,3				20,0			
Pyromet 31V ^(a)	57,0	0,04		0,2	Rem.	1,3	22,7	2,0		2,3	0,2	0,85					0,015
Nimonic 115	60,0					4,9	14,2	3,2		3,8				13,2			
Nimonic 263	51,0					0,5	20,0	5,8		2,2				20,0			
Nimonic 901	42,5				36,0		12,5	5,8		2,9							
Nimonic PE11	39,0				34,0	0,8	18,0	5,2		2,3							
Nimonic PE16	43,5				34,0	1,2	16,5	3,3		1,2							
Nimonic PK50	58,0					1,4	19,5	4,25		3,0				13,5			
Incoloy 903	38,0				41,5	0,9				1,4		3,0		15,0			
Incoloy 907	38,4				42,0	0,03				1,5	0,15	4,7		13,0			
Incoloy 909	38,4				42,0	0,03				1,5	0,4	4,7		13,0			
Ni-span-c 902 (envelhecido)	42,5				49,0	0,5	5,3			2,4							
Inco G-3	44,0				19,5		22,0	7,0					2,0	2,5			
Inco C-276	57,0				5,5		15,5	16,0						1,2		3,8	
Inco HX	47,5				18,5		21,8	9,0						1,5			
Grupo E																	
Monel R-405	66,5				1,2								31,5				0,04

(a) Composição química nominal da liga fornecida pela Villares Metals.

A usinagem pesada das ligas envelhecidas pode ser melhorada quando as mesmas estiverem na condição recozida ou trabalhada a quente e temperada. A melhor forma para se trabalhar as ligas deste grupo é através da usinagem até próximo à dimensão final, na condição não envelhecida, em seguida o material é envelhecido e então usinado até as dimensões finais.

Devido ao tratamento de envelhecimento as tensões serão aliviadas, evitando-se a possibilidade de empenamento do material. Uma contração em torno de 0,07% é normal em tratamento de envelhecimento. Os materiais envelhecidos possuem boa estabilidade dimensional.

- GRUPO E é composto apenas pelo Monel R-405, sendo esta liga projetada para altas taxas de produção.

3.1.6. Ligas de níquel resistentes a altas temperaturas

As elevadas temperaturas encontradas nos sistemas de exaustão dos motores atuais de alto desempenho têm exigido o uso de ligas especialmente concebidas para esta finalidade, incluindo ainda o uso em aplicações aeroespaciais. Estas ligas podem

manter a alta resistência mecânica e à corrosão em temperaturas acima de 540 °C (DEANTONIO, 2004).

Algumas ligas resistentes a altas temperaturas projetadas para serviços a elevadas temperaturas estão apresentadas na Figura 3.4. O diagrama funciona como um guia para a seleção de um determinado tipo de liga em função das suas propriedades mecânicas e resistência à temperatura. As posições relativas destas ligas são apresentadas para três faixas de temperatura. As ligas são posicionadas ao longo do eixo vertical de acordo com a sua resistência mecânica e muitas das ligas são apresentadas mais de uma vez já que podem ser úteis em várias faixas de temperaturas. No gráfico é apresentado não só a regra geral de como a resistência de uma liga diminui com o aumento da temperatura, mas também é mostrado como a resistência de uma liga em uma faixa de temperatura se compara com outra liga em temperatura diferente. Por exemplo, a liga 21-2N (UNS K63017) em uma faixa de temperatura inferior tem aproximadamente a mesma resistência da liga 21-4N (UNS K63017) em uma temperatura mediana. As duas ligas apresentadas no exemplo anterior, também utilizadas na confecção de válvulas, são ligas de baixo teor de níquel e possuem boa resistência mecânica até temperaturas na faixa de 760 °C.

Entretanto, quando maiores resistências mecânicas e a altas temperaturas são requeridas, as ligas de alto teor de níquel são mais indicadas. Com mais de 70% de níquel em sua composição o Nimonic 80A (UNS N07080) e a liga de níquel 751 tem sido utilizadas na confecção de válvulas de exaustão e outros componentes que necessitem de um longo tempo de operação em serviço em temperaturas até 820 °C. As duas ligas fornecem uma boa resistência a elevadas temperaturas, a oxidação e fadiga. O *Pyromet*[®] 31V (UNS N07032) que oferece comparável resistência mecânica e à corrosão em temperaturas até 820 °C, também resiste a ambientes com grande concentração de enxofre, comumente liberado através de combustíveis de motores diesel e motores utilizados no terceiro mundo.

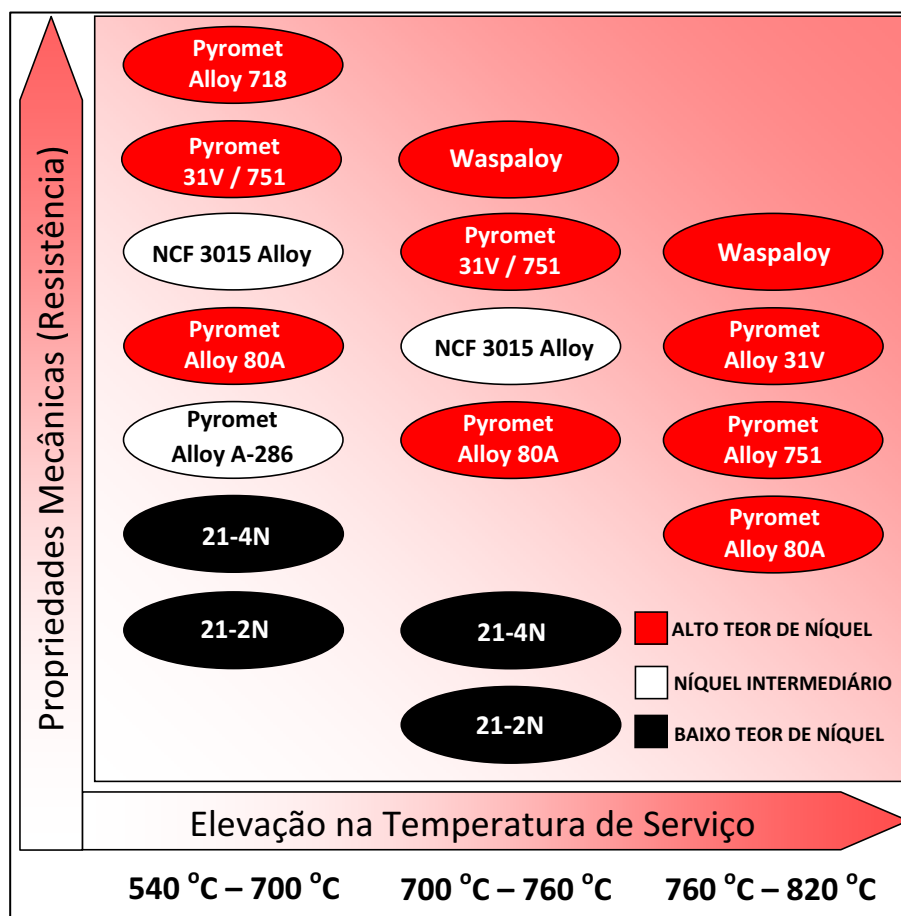


Figura 3.4 - Diagrama para seleção de ligas de níquel com base na sua resistência relativa e resistência a alta temperatura (adaptada de DEANTONIO, 2004)

3.1.7. Usinabilidade de ligas à base de níquel

As altas tensões exercidas durante a usinagem das ligas de níquel produzem um efeito de encruamento que dificulta a usinagem podendo causar distorções em componentes delgados, além de gerar tensões na peça trabalhada. Para uma melhor estabilidade dimensional, é melhor desbastar uma grande parte do material até próximo à dimensão final, realizar o alívio de tensões, e então realizar a operação de acabamento até a dimensão final. O alívio de tensões tem pouco efeito nas dimensões do material, mas pode afetar as suas propriedades mecânicas, ou seja, eliminando tensões de tração na superfície da peça que, além de poderem causar distorções ainda são responsáveis pela redução do limite de fadiga do material.

O tamanho do grão tem pequeno efeito direto na usinagem das ligas à base de níquel. Em geral, a microestrutura afeta a usinagem de duas maneiras (ASM HANDBOOK, 1990):

- A presença de grafita ou fases de sulfetos favorece consideravelmente a usinagem;
- Fases duras, como carbetos, nitretos, carbonitretos, óxidos, silicatos e a possibilidade de se encontrar fase gama linha (γ') de $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$, são abrasivos e causam rápido desgaste da ferramenta.

As ligas de níquel-cromo e ferro-níquel-cromo são menos abrasivas que as classes de aços inoxidáveis austeníticos por causa de sua baixa concentração de carbono e, portanto menor quantidade de carbetos. Provavelmente a mais dura e mais abrasiva de todas as fases é o carbeto de titânio (TiC), que está presente na maioria das ligas envelhecidas. Outra fase dura está relacionada ao carbeto de nióbio (NbC).

De acordo com Ezugwu et al. (2003), Li et al. (2002) e Dudzinski et al. (2004), as principais dificuldades encontradas na usinagem de superligas, em especial as ligas à base de níquel e a base de titânio podem ser resumidas como:

- Alta resistência e dureza a quente, causando deformação da ferramenta de corte durante a usinagem;
- A matriz austenítica das ligas de níquel ocasiona um rápido endurecimento durante a usinagem, sendo considerada uma das maiores causas de desgaste severo sofrido pelas ferramentas no processo;
- A presença de carbetos duros e abrasivos na microestrutura destas ligas levando a excessivos desgastes por abrasão e podendo levar a ferramenta a uma falha prematura;
- A baixa condutividade térmica destas ligas leva à concentração de temperaturas de corte superiores a 1000°C na ferramenta, gerando altos gradientes térmicos;

- Esses materiais têm a tendência de reagirem com as ferramentas, em determinadas condições atmosféricas, conduzindo a altas taxas de desgaste por difusão;
- A soldabilidade do material da peça na aresta de corte da ferramenta, formando uma aresta postiça de corte (APC) que deteriora as superfícies usinadas comprometendo a integridade superficial da peça, bem como da ferramenta de corte.

Todos estes fatores operando juntos ou em combinação causam altas temperaturas de corte, podendo alcançar 1000 °C, além de altas tensões de compressão na superfície de saída (aproximadamente 3450 MPa) o que leva ao desenvolvimento rápido do desgaste de flanco, cratera ou desgaste de entalhe, dependendo do material da ferramenta e das condições de corte (EZUGWU et al., 1990; GATTO; IULIANO, 1994; CHOUDHURY; BARADIE, 1998). Devido a estas condições desfavoráveis, as velocidades convencionais de corte, com ferramentas de metal duro, são bem inferiores que as de aços comuns. No geral, as taxas de remoção de material são baixas, independente do processo de corte (VIGNEAU, 1997).

A definição de altas velocidades de corte é baseada no tipo de material que está sendo usinado. Deste modo, para as ligas à base de níquel, o conceito de alta velocidade de corte refere-se a velocidades de aproximadamente 40 m/min. Na Figura 3.5 são apresentadas as faixas de velocidades de corte para diversos tipos de materiais (SCHULZ; MORIWAKI, 1992). Entretanto, no intuito do incremento destas velocidades de corte, em especial para as ligas de difícil usinagem, estudos são constantemente realizados visando melhorar a resistência das ferramentas e recobrimentos bem como identificar os melhores parâmetros de corte de modo a propiciar maior vida para a ferramenta com menores tempos de usinagem.

Portanto, para se obter as melhores condições de usinagem, é fundamental que se tenha um bom conhecimento da microestrutura, das propriedades dos materiais envolvidos, dos efeitos sobre o comportamento das ferramentas de corte e sobre a eficiência dos processos de usinagem empregados (VIGNEAU, 1997).

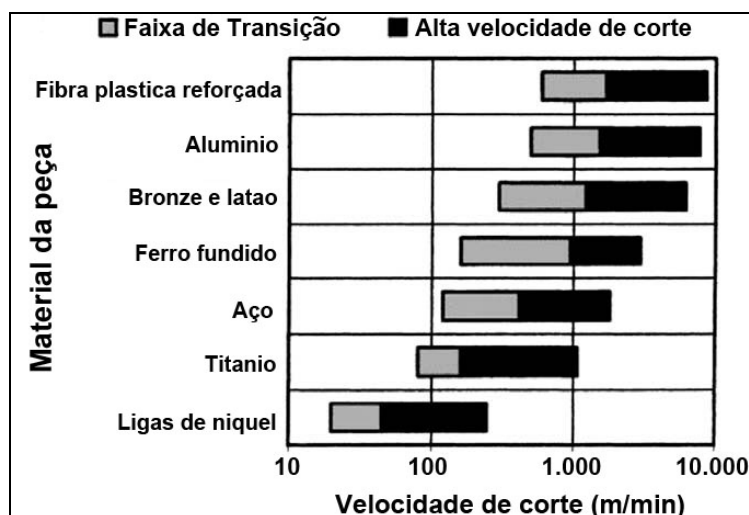


Figura 3.5 - Faixa para altas velocidades de corte para alguns materiais (adaptada de SCHULZ; MORIWAKI, 1992)

A baixa usinabilidade das ligas à base de níquel sujeitam as ferramentas a extremas tensões térmicas e mecânicas na aresta de corte, frequentemente levando a deformações plásticas e a acelerado desgaste da ferramenta. Os modos de falha normalmente observados na usinagem por torneamento das ligas à base de níquel são o aparecimento de entalhes na ponta da ferramenta e/ou na profundidade de corte, desgaste de cratera, lascamento e falha catastrófica da ferramenta. As ferramentas de corte utilizadas na usinagem destas ligas devem possuir adequada dureza a quente para resistir às elevadas temperaturas geradas em condições de elevadas velocidades de corte. Sob estas condições a maioria dos materiais das ferramentas perdem sua dureza resultando na diminuição da resistência nas junções inter-partículas e consequente aceleração do desgaste da ferramenta. Na Figura 3.6 são apresentadas as temperaturas nas quais ocorre redução na dureza dos materiais das ferramentas comercialmente utilizadas (KRAMER, 1987).

Usinagem a altas velocidades das ligas de níquel utilizam geralmente ferramentas de metal duro revestido, cerâmicas e CBN/PCBN, e normalmente não são utilizadas ferramentas de metal duro sem revestimento para esta situação (KRAMER, 1987; KLOCKE, 1996).

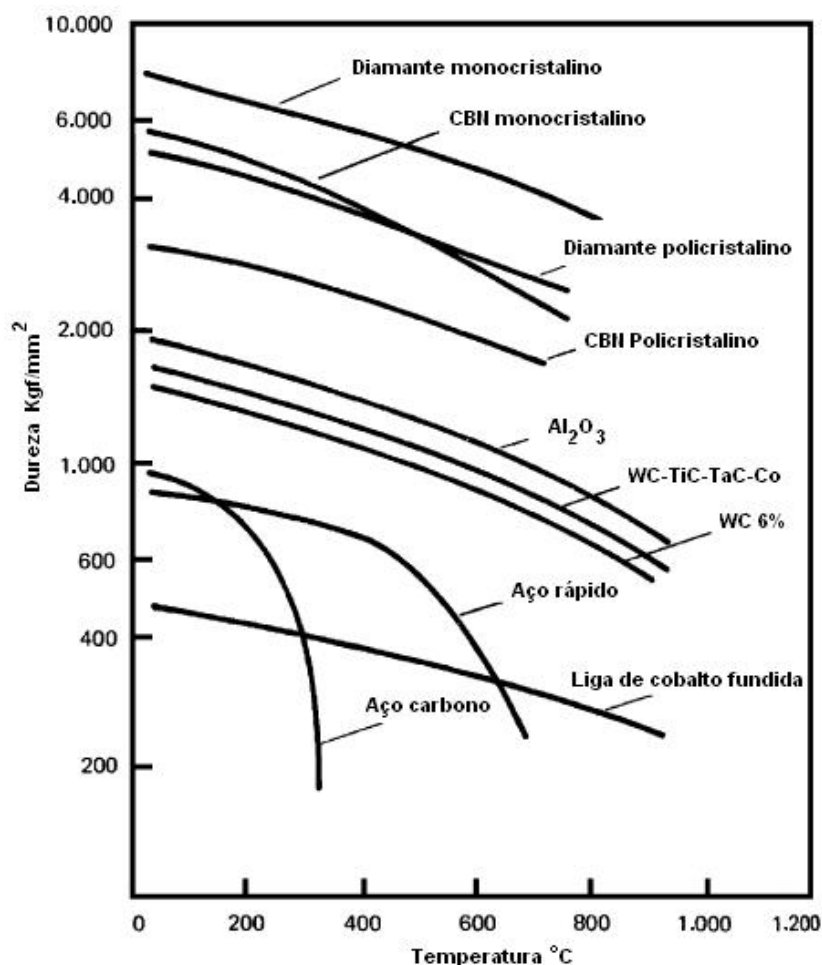


Figura 3.6 - Variação da dureza de algumas ferramentas a altas temperaturas (adaptada de ALMOND, 1981)

A eficiente usinabilidade destas ligas dependerá de uma correta escolha da ferramenta, da velocidade de corte a ser utilizada e da flexibilidade do equipamento utilizado para que se tenha uma produção economicamente viável.

A maioria das falhas catastróficas das ferramentas, quando se usam superligas, é devido à formação de entalhe na profundidade de corte da ferramenta, sendo considerado o modo de falha mais comumente encontrado. Este modo de falha ocorre devido a ações mecânicas e químicas entre a ferramenta de corte e o material trabalhado durante a usinagem. O desgaste por entalhe cresce de forma aleatória e imprevisível, portanto todos os esforços são realizados para prevenir seu aparecimento. Os entalhes podem aumentar a concentração de tensão na aresta de corte, prejudicar a qualidade da superfície gerada e ainda enfraquecer a aresta, tornando-a propensa a uma falha catastrófica durante a usinagem.

3.2. ASPECTOS TRIBOLÓGICOS NA USINAGEM

Segundo Diniz et al. (2008), a formação do cavaco influencia diversos fatores ligados a usinagem, tais como o desgaste da ferramenta, os esforços de corte, o calor gerado na usinagem, a penetração do fluido de corte, etc. Portanto, conhecer os fenômenos que ocorrem na formação do cavaco é imprescindível para que se possa encontrar meios visando a melhoria da vida da ferramenta, da qualidade da peça e da utilização da máquina-ferramenta.

Na usinagem o movimento relativo entre a ferramenta e peça e os fenômenos que ocorrem na região de corte dependem de vários fatores, como por exemplo, parâmetros de corte, material que está sendo usinado, temperatura de corte, material e geometria da ferramenta e presença ou não de fluidos de corte. O objetivo deste tópico é fazer uma breve explanação dos fenômenos que ocorrem na região de corte e suas conseqüências sobre a ferramenta e o material que está sendo usinado.

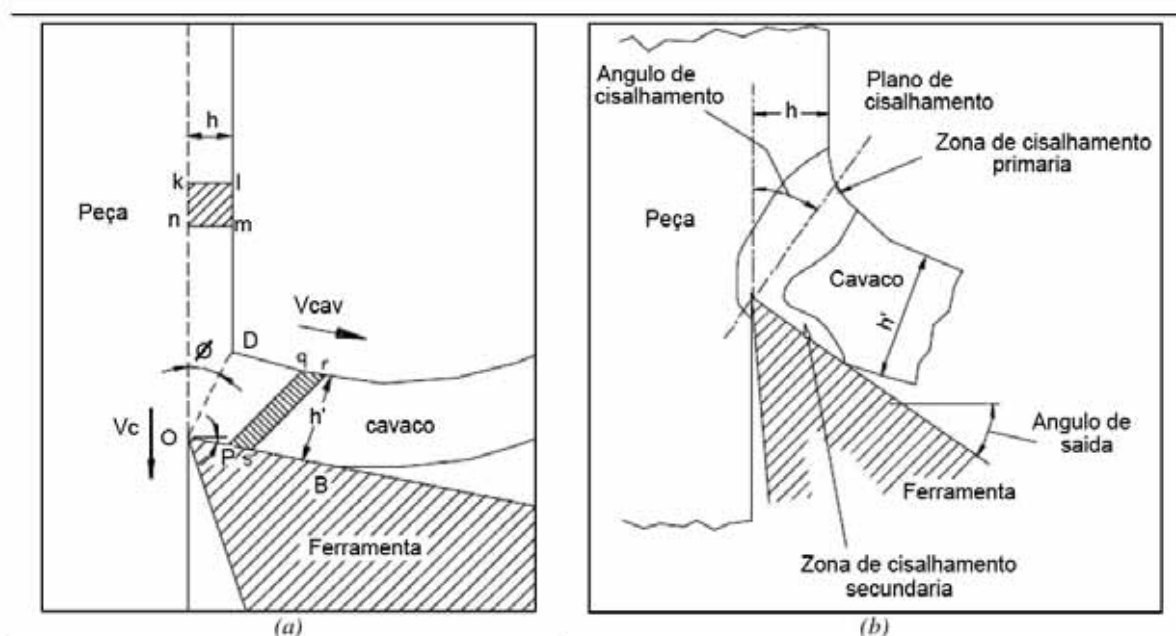
3.2.1. Mecanismo de formação do cavaco

A formação do cavaco é um processo cíclico e periódico, que envolve o cisalhamento concentrado ao longo de uma região chamada região de cisalhamento (DINIZ et al., 2008). O processo de formação de cavaco pode ser dividido em quatro partes:

- Deformação elástica (recalque);
- Deformação plástica;
- Ruptura; e
- Movimento do cavaco sobre a superfície de saída da ferramenta.

A ação da ferramenta recalca o volume $klmn$ e o metal começa a sofrer deformações elásticas, ver Figura 3.7(a). Prosseguindo, o material da peça atinge o limite de escoamento e se deforma plasticamente. As deformações plásticas prosseguem e as tensões se elevam e ultrapassam o limite de resistência do material,

promovendo a sua ruptura, que se inicia com a trinca no ponto O podendo prosseguir até o ponto D . A região destes campos de tensões e deformações plásticas, chamada de zona de cisalhamento primária, é simplificada e representada na figura por um plano definido pela linha OD . A extensão da trinca iniciada no ponto O é que vai determinar a classe do cavaco. Após o volume $klmn$ passar pela zona de cisalhamento primária, já deformado plasticamente, passa-se para um novo formato $pqrs$, e se movimenta sobre a superfície de saída da ferramenta, definindo-se a região da zona de cisalhamento secundária, representada na Figura 3.7(a) pelo plano OB mostrado. Na Figura 3.7(b) são apresentadas as zonas de cisalhamento primário e secundário.



h – espessura calculada do cavaco

h' – espessura do cavaco

$klmn$ – volume de material livre de deformação

$pqrs$ – volume de material deformado

vc – velocidade de corte

$vcav$ – velocidade do cavaco

OD – plano de cisalhamento primário

ϕ – ângulo de cisalhamento do plano primário

Figura 3.7 - Diagramas esquemáticos da cunha de corte (TRENT, 1991).

3.2.2. Interface cavaco-ferramenta

Um dos principais problemas em usinagem é saber o que realmente ocorre na região da interface cavaco-ferramenta, pois nesta região não é possível a visualização.

Segundo Trent (1991), as condições em que o escorregamento do cavaco sobre a superfície de saída acontece influenciam marcadamente todo o processo, particularmente, no mecanismo de formação do cavaco, força de usinagem, calor gerado durante o corte, e conseqüentemente na temperatura de corte, mecanismos e taxa de desgaste das ferramentas de corte. É preciso, contudo, entender como se processa o movimento do cavaco ao longo da superfície de saída da ferramenta.

As condições da interface cavaco-ferramenta são, portanto, uma das áreas de estudo mais importantes em usinagem. Isto, entretanto, tem sido um desafio grande, porque são poucas as conclusões que podem ser tiradas de observações diretas durante o corte. A maioria das teorias disponíveis foram derivadas de estudos desta interface, após o corte ter sido interrompido (utilizando-se dispositivos de parada rápida, também chamados “*quick-stops*”) e de medições de deformações e temperatura naquela região.

Uma das teorias mais difundidas nos meios científicos nos dias de hoje é a existência de uma zona de aderência entre o cavaco e a ferramenta, defendida por Trent em 1963. Na periferia desta zona de aderência existe a zona de escorregamento. Podem ser identificadas na Figura 3.8 estas duas zonas: linha BC = aderência e linha CD = escorregamento (TRENT, 1991).

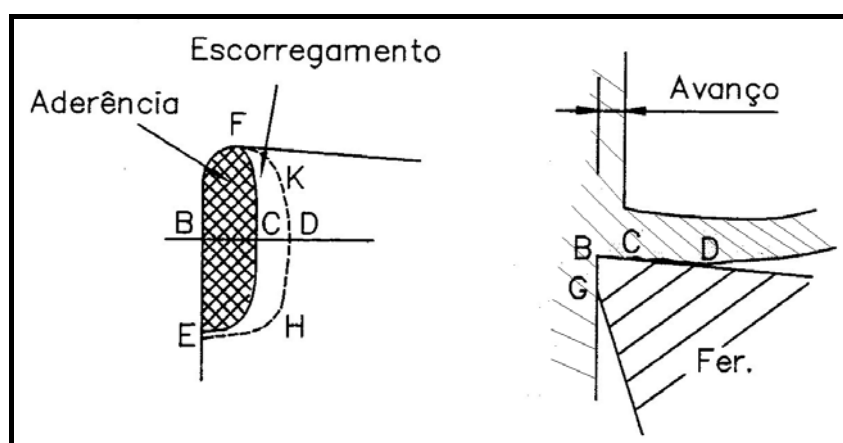


Figura 3.8 - Áreas de aderência e escorregamento na interface cavaco-ferramenta (TRENT, 1991).

Em determinadas condições especiais, a zona de aderência pode ser suprimida, prevalecendo apenas as condições de escorregamento.

Outra situação diferente é a existência da aresta postiça de corte - APC, que é um fenômeno que pode ocorrer a baixas velocidades de corte. A presença da APC vai alterar completamente a geometria da cunha cortante, com efeitos em todo o processo de usinagem, como na força e temperatura de corte, desgaste das ferramentas e acabamento superficial (MACHADO; SILVA, 1999).

O movimento do cavaco na zona de aderência ocorre por cisalhamento do material. Bem próximo à interface é formada uma zona de cisalhamento intenso que é chamada zona de fluxo, mostrada na Figura 3.9. Considera-se que exista uma camada estacionária de material na interface cavaco-ferramenta e a velocidade do cavaco aumenta à medida que se percorre sua espessura, até que se chegue ao fim da zona de fluxo, onde termina o cisalhamento e o fluxo do cavaco se torna constante. Esta zona de fluxo possui de 0,01 a 0,08 mm, assim, depois dessa espessura a velocidade de saída do cavaco se estabiliza.

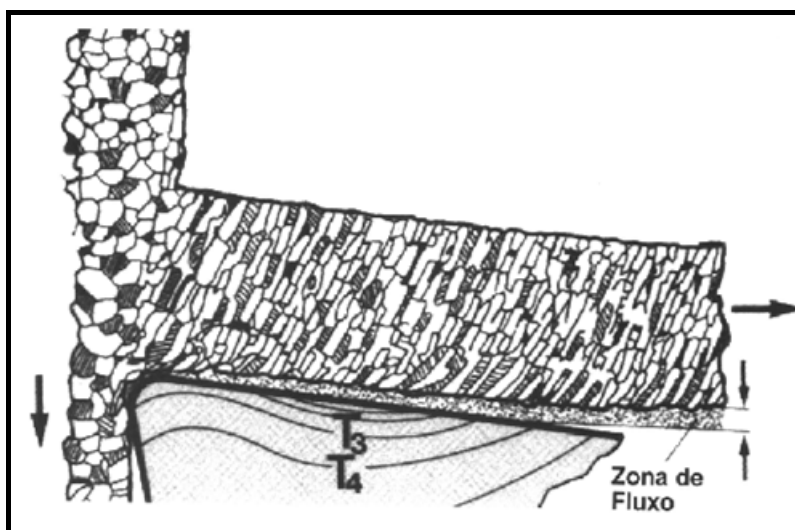


Figura 3.9 - Zona de fluxo dentro do cavaco.

Segundo Wright et al. (1979) apud Lanna (2004), as condições na interface de escorregamento ou aderência dependem do par ferramenta-peça, do tempo de usinagem e da velocidade de corte. As condições de aderência são favorecidas por altas velocidades de corte, longos tempos de usinagem e pequenas diferenças entre o material da peça e da ferramenta. Quanto menor o ângulo de saída da ferramenta, maior o comprimento de contato entre o cavaco e a superfície de saída da ferramenta,

com isso maior será a zona de aderência e quanto maior a zona de aderência, maiores serão as temperaturas e as forças de usinagem – Figura 3.10.

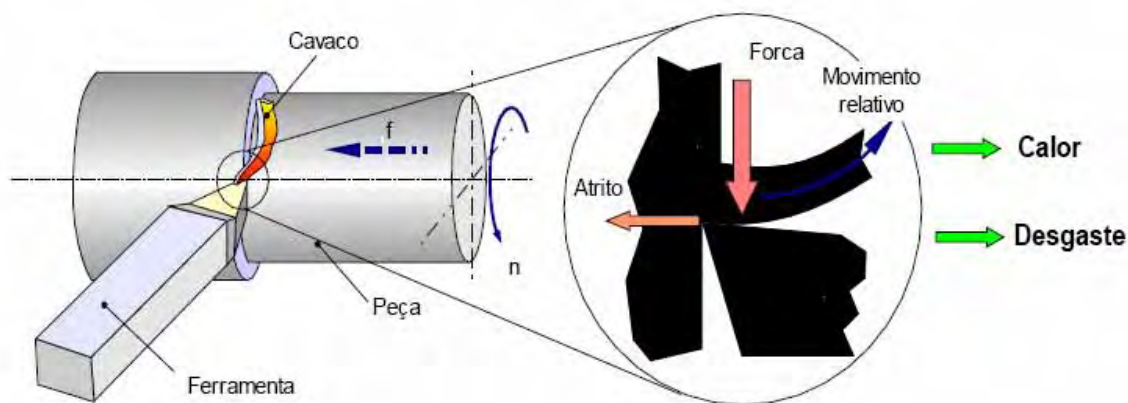


Figura 3.10 - Interface cavaco-ferramenta (STOETERAU, 2005)

3.2.3. Temperatura de usinagem

Nos processos de usinagem por cisalhamento há grande geração de calor. Isto promove diversos problemas de ordem técnica e econômica, devido ao aquecimento da peça e da ferramenta de corte.

Praticamente toda a energia mecânica associada à formação do cavaco se transforma em energia térmica. As fontes geradoras de calor no processo de usinagem, mostradas na Figura 3.11, são a deformação e o cisalhamento do cavaco no plano de cisalhamento primário (região C), o atrito do cavaco com a ferramenta (região A) e o atrito da ferramenta com a peça (região B), de acordo com Diniz et al. (2008). O calor é dissipado através do cavaco, da peça, da ferramenta e do fluido de corte. O percentual do calor gerado que é dissipado por cada um dos meios citados varia com os diversos parâmetros de usinagem.

As altas temperaturas na superfície de saída influenciam mecanismos de desgaste da ferramenta como difusão, abrasão e diminuição de resistência. A temperatura na superfície de folga causa mudanças na microestrutura, tensões residuais e nas

propriedades do material da peça, afetando também o desgaste de flanco e falhas da ferramenta (ACKROYD et al., 2001).

O calor que vai para a peça pode resultar em dilatação térmica da mesma, acarretando dificuldades na obtenção de tolerâncias apertadas, além de se correr o risco de danificação da estrutura superficial do material. A porcentagem do calor total que é dissipado pelo cavaco aumenta com o aumento da velocidade de corte. Em velocidades de corte muito altas, a maior parte do calor é carregada pelo cavaco, uma pequena quantia pela peça e uma quantidade menor ainda pela ferramenta (DINIZ et al., 2008).

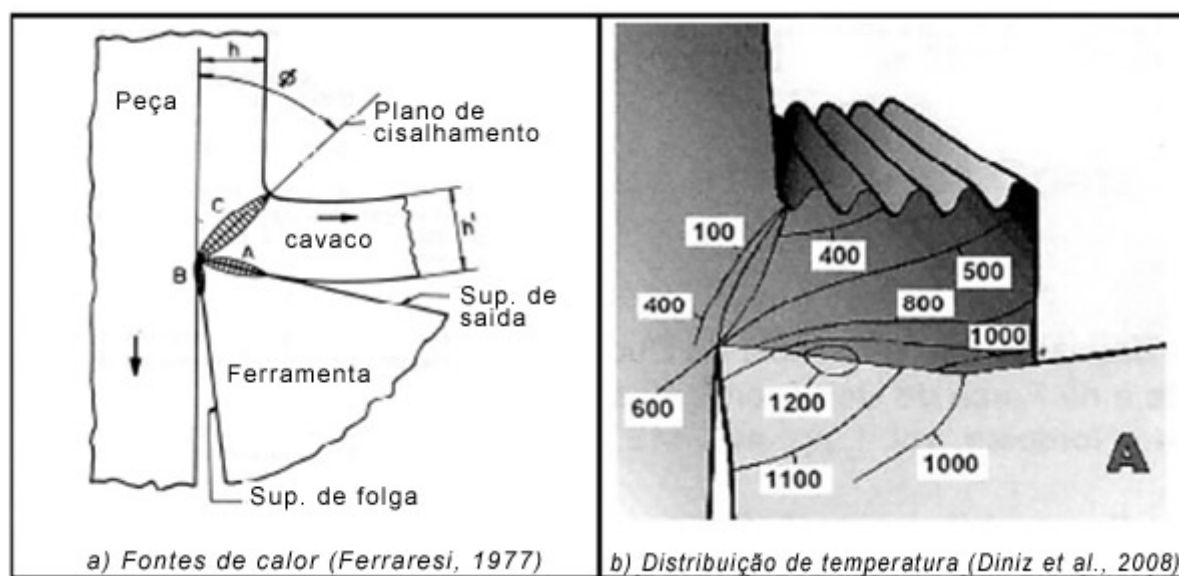


Figura 3.11 - Fontes de geração de calor na formação do cavaco e distribuição de temperatura em uma ferramenta de metal duro.

3.2.4. Tipos de cavaco

Apesar de ser um subproduto da usinagem, o cavaco gerado pode ser ao mesmo tempo evidência de causa de problemas na usinagem. Ou seja, ao mesmo tempo em que determinado tipo de cavaco pode causar algum problema, como danos à superfície da peça ou estar ocupando volume excessivo, a sua forma e tamanho podem ser

indicativos de problemas, relativos tanto a qualidade do material usinado quanto às condições da ferramenta de corte utilizada.

Os tipos de cavaco são basicamente três:

1. Cavaco contínuo: caracteriza-se pelo grande comprimento, independente da forma. Ocorre principalmente na usinagem de metais dúcteis, sob pequenos e médios avanços, com altas velocidades de corte e grandes ângulos de saída da ferramenta. É formado quando o material é recalcado ao chegar à aresta de corte, sem que ocorra o rompimento deste, deslizando, assim, pela superfície de saída da ferramenta.
2. Cavaco de cisalhamento ou parcialmente contínuo: ocorre principalmente quando a trinca, ao propagar-se pelo plano de cisalhamento, provoca a ruptura total do cavaco, que, em seguida, é soldado devido à pressão e temperatura. O resultado final costuma ser nem ininterrupto e uniforme nem fragmentado conforme o cavaco descontínuo, constituindo um meio termo entre os dois.
3. Cavaco em lascas ou descontínuo: muito comum na usinagem de metais frágeis, como o ferro fundido cinzento. Este tipo de cavaco ocorre também na usinagem de alguns metais menos frágeis a baixas velocidades de corte, grandes avanços e com ângulo de saída pequeno.

Além destes tipos, alguns autores como Shaw (1984) e Machado e Silva (1999), mencionam o cavaco segmentado, que ocorre mais freqüentemente na usinagem de materiais com baixa condutividade térmica, como os aços inoxidáveis, em um processo referido como “cisalhamento termoplástico catastrófico”. Este tipo de cavaco pode ocorrer inclusive na usinagem de materiais com boa condutividade térmica, a partir de uma velocidade de corte, chamada de velocidade de corte crítica, característica do material.

Os cavacos segmentados são caracterizados por grandes deformações continuadas em estreitas bandas entre segmentos com pouca ou quase nenhuma deformação nos seus interiores. Este fenômeno pode ser entendido com base nas explicações de Cook (1953) e Shaw (1954) referenciadas por Machado et al. (2009),

que afirma que a diminuição na resistência mecânica do material por causa do aumento da temperatura (provocado pelas deformações plásticas locais nas bandas de cisalhamento) iguala, ou excede o aumento da resistência causado pelo endurecimento a frio. Isso é peculiar a certos materiais com pobres propriedades térmicas, como o titânio e suas ligas. O cisalhamento para formar o cavaco começa a ocorrer em um plano de cisalhamento particular, quando as tensões impostas pelo movimento da ferramenta contra a peça excedem o limite de escoamento do material da peça. A energia associada a essa deformação é convertida em calor e, devido às propriedades térmicas do material, altas temperaturas são desenvolvidas de forma concentrada, o que provoca amolecimento localizado e, conseqüentemente, um plano de deslizamento, como ocorre na formação de cavacos contínuos.

Com o prosseguimento da deformação, ocorre uma rotação no plano de cisalhamento, que começa a se afastar da ponta da ferramenta e a se movimentar sobre a superfície de saída. Tal rotação persiste até que o aumento da força, provocada pela rotação exceda a força necessária para deformar um material a temperatura menor, em outro plano mais favorável. Esse processo chamado de “cisalhamento termoplástico catastrófico” ou de “cisalhamento adiabático” resulta em um processo cíclico de produção de cavacos na forma de dentes de serra, conforme esquematizado na Figura 3.12 (RECHT, 1964 apud MACHADO et al., 2009).

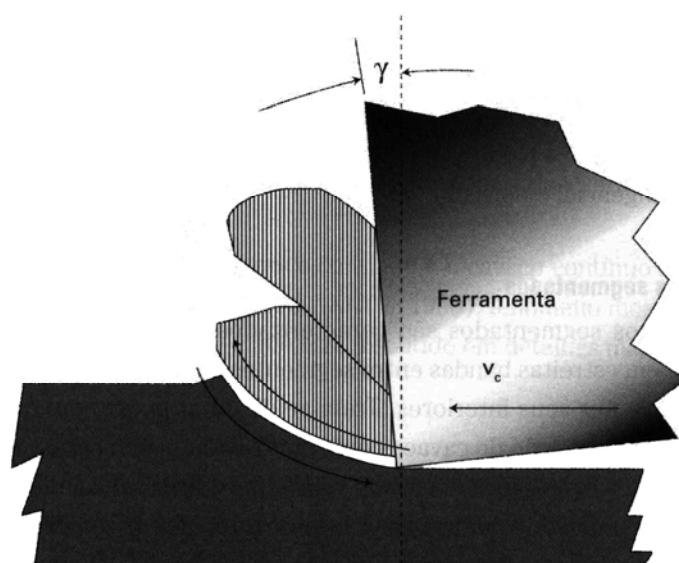


Figura 3.12 - Cavaco segmentado (KOMANDURI, 1981)

Verificou-se, experimentalmente, que muitos materiais podem sofrer cisalhamento termoplástico catastrófico, dependendo da temperatura alcançada durante a formação de cavacos e de suas propriedades térmicas. Pesquisas científicas mostraram que um material pode sofrer cisalhamento termoplástico catastrófico – quando o efeito de amolecimento devido ao aumento da temperatura supera o efeito do endurecimento a frio – acima de uma determinada velocidade, chamada “crítica” (RECHT, 1964 apud MACHADO et al., 2009). Para o Inconel 718, essa velocidade é de 61 m/min.; já para o AISI 4340, é de 275 m/min. (TRENT, 1984 e KOMANDURI, 1981 apud MACHADO et al., 2009).

O controle do tipo de cavaco produzido é muito importante. O cavaco contínuo, além de oferecer risco ao operador, pode emaranhar-se ao redor da peça ou ferramenta, dificultando a operação e tornando a superfície usinada menos atrativa. Além disso, há o alto coeficiente volumétrico do cavaco contínuo em relação aos outros tipos.

O cavaco parcialmente contínuo também pode apresentar problemas, como a geração de vibrações, que podem acarretar danos como ondulações na superfície usinada, desgaste excessivo da ferramenta, e até mesmo efeitos nocivos como desbalanceamento rotativo nos principais mancais do torno.

A ocorrência do cavaco contínuo pode ser evitada, ou ao menos minimizada adotando-se alterações nos parâmetros de corte, dentre as quais são:

- Diminuição do ângulo de saída e de inclinação da ferramenta utilizando quase sempre valores negativos;
- Maximizar o avanço e a profundidade de corte;
- Diminuição da velocidade de corte;
- Uso de quebra cavaco.

Destas opções, a mais comumente adotada em processos cujos parâmetros de corte propiciem a formação do cavaco contínuo, é o uso de quebra-cavacos na superfície de saída da ferramenta, pois, além de proporcionar uma solução simples e rápida para o problema, o uso de quebra-cavaco dispensa alterações nos parâmetros de corte.

3.2.5. Avarias, desgastes e mecanismos de desgaste da ferramenta

Durante a usinagem dos metais a ação de cortar muda a forma e, portanto, a geometria original da ferramenta de corte. Verifica-se um desgaste progressivo tanto na superfície de folga como na superfície de saída da ferramenta. Ferraresi (1977) define avaria como sendo as quebras, trincas, sulcos distribuídos em forma de pente e as deformações plásticas que ocorrem no gume cortante durante a usinagem. Na Figura 3.13 estão apresentadas as principais áreas onde ocorre o desgaste.

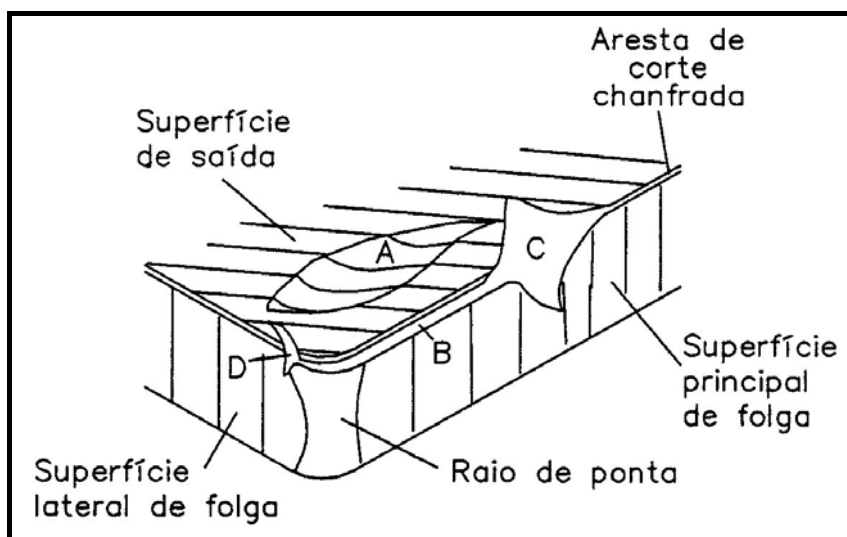


Figura 3.13 - Principais áreas de desgaste de uma ferramenta de corte (DEARNLEY; TRENT, 1982).

Na Figura 3.13 distinguem-se pelo menos três formas ou tipos de desgaste:

- **Desgaste de cratera** (área A), que ocorre na superfície de saída da ferramenta, devido ao atrito entre a ferramenta e o cavaco. Isso pode não ocorrer em alguns processos de usinagem, principalmente quando se utilizam ferramentas de metal duro com cobertura, ferramentas cerâmicas e quando o material a ser usinado é frágil (gera cavacos curtos). O crescimento do desgaste de cratera resulta na quebra da ferramenta, quando tal desgaste se encontra com o desgaste frontal. De acordo com Miranda (1997), diversos pesquisadores afirmam ser o mecanismo

de difusão o principal causador do desgaste de cratera. Será apresentado a seguir os principais tipos de desgaste que ocorrem na usinagem das ligas de níquel e que foram observados após a realização dos ensaios na liga de níquel *Pyromet*® 31V. O desgaste de cratera ocorre principalmente nas ferramentas não recobertas. As ferramentas recobertas com TiN e Al_2O_3 apresentam uma alta estabilidade química, dificultando este tipo de desgaste. Na Figura 3.14 é apresentada a craterização da superfície de saída da ferramenta de metal duro H10A, resultado do contato cavaco/ferramenta na usinagem do Nimonic 80A.



Figura 3.14 - Desgaste de cratera em uma ferramenta de metal duro sem recobrimento na usinagem do Nimonic 80A – $v_c = 90$ m/min., $f = 0,18$ mm/rot. e $a_p = 1,6$ mm (Faria, 2007).

- **Desgaste de flanco** (área B da Figura 3.13), que ocorre na superfície de folga da ferramenta, causado pelo contato entre a ferramenta e a peça. É o tipo de desgaste mais comum no processo de usinagem, alterando as dimensões da peça e comprometendo o seu acabamento superficial uma vez que a geometria da aresta de corte é modificada. É incentivada pelo aumento da velocidade de corte. Um exemplo de desgaste de flanco pode ser observado na Figura 3.15 referente a usinagem da liga de níquel C-263 utilizando-se uma ferramenta de metal duro recoberta SNMG 120412.

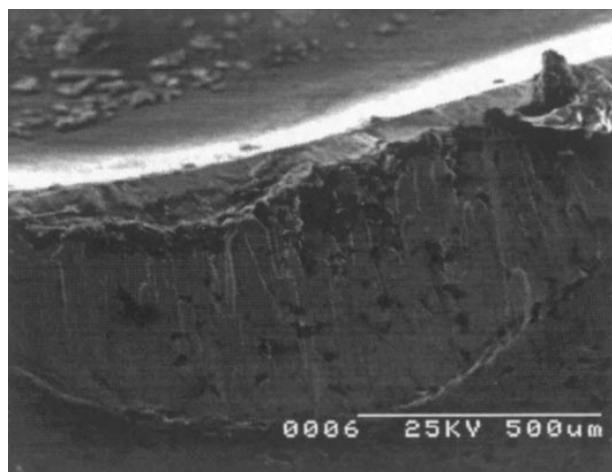


Figura 3.15 - Desgaste de flanco na ferramenta de metal duro SNMG 120412 na usinagem da liga de níquel C-263 - $v_c = 68$ m/min., $f = 0,127$ mm/rot. e $a_p = 1,27$ mm (EZUGWU et al., 2004b).

- **Desgaste de entalhe** (áreas C e D da Figura 3.13) não é propriamente um mecanismo, mas sim uma forma de desgaste localizado. Porém, ainda não existe um consenso na literatura que explique exatamente o mecanismo que provoca o desgaste de entalhe. Ele ocorre, principalmente, na usinagem de materiais resistentes a altas temperaturas e com alto grau de encruamento, tais como ligas de níquel, titânio, cobalto e aço inoxidável, devido à abrasão, difusão e “*attrition*”, influenciada pelas interações com a atmosfera (oxidação). Existem evidências para sugerir que óxidos se formam continuamente e se aderem na ferramenta naquelas regiões. A quebra das junções de aderência entre os óxidos e a ferramenta pode ocasionalmente, remover material da superfície desta última (WRIGHT; BIAGCHI, 1981). Shaw (1984) afirma que o entalhe na forma de V é formado pelas rebarbas produzidas nas arestas laterais do cavaco, envolvendo um mecanismo de aderência e arrancamento.

A morfologia do entalhe depende em grande parte da precisão de posicionamento da aresta de corte. Pode ocorrer tanto na superfície principal de folga como na superfície secundária de folga da ferramenta. Na Figura 3.16 é apresentado um severo desgaste de entalhe, na superfície de folga, na região próxima à profundidade de corte de uma ferramenta cerâmica utilizada na usinagem do Inconel 901.

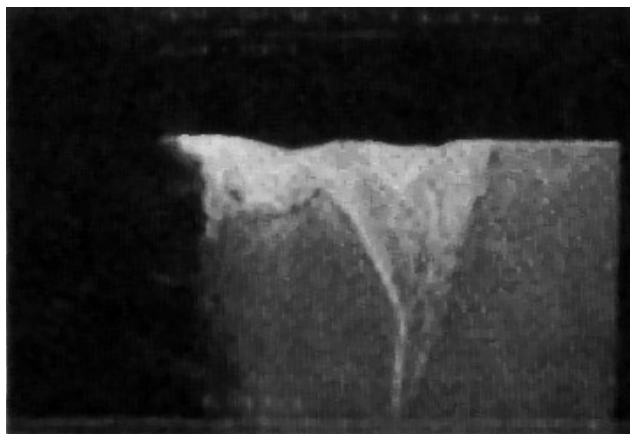


Figura 3.16 - Desgaste de entalhe em uma ferramenta cerâmica na usinagem do Inconel 901 (EZUGWU, 2004).

Além das formas e tipos de desgastes apresentados na Figura 3.13 também pode-se observar, na usinagem das ligas de níquel, os seguintes tipos:

- **Lascamento** (*chipping*): ao contrário dos desgastes frontal e de cratera, que retiram continuamente partículas muito pequenas da ferramenta, no lascamento partículas maiores são retiradas de uma só vez, podendo levar até a quebra da ferramenta. Ocorrem principalmente em ferramentas com material frágil e/ou quando a aresta de corte é pouco reforçada. Pode ser observado na Figura 3.17 o lascamento na aresta de corte da ferramenta de metal duro recoberta, resultante da usinagem da liga de *Pyromet*® 31V em torneamento.

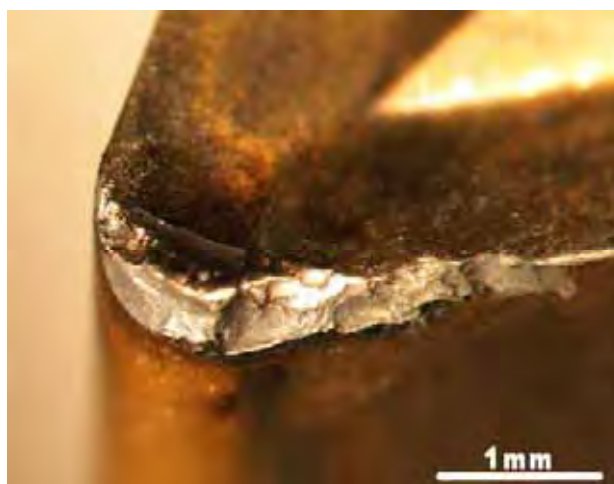


Figura 3.17 - Lascamento de uma ferramenta de metal duro TNMG 160408-23 na usinagem da liga de *Pyromet*® 31V - $v_c = 90$ m/min., $f = 0,18$ mm/rot. e $a_p = 0,8$ mm (RIBEIRO e BAHIA, 2010).

- **Martelamento de cavacos:** ocorre quando a parte da aresta de corte que não está em uso é danificada pelo martelamento de cavacos. A face de topo e o suporte da pastilha podem ser danificados. A causa provável é o desvio dos cavacos contra a aresta de corte. Um exemplo de martelamento pode ser observado na Figura 3.18, onde foi utilizada uma ferramenta cerâmica de óxido de alumínio reforçado com whiskers (KYON 4300, RNGN 120700) na usinagem do Inconel 718 em alta velocidade de corte.

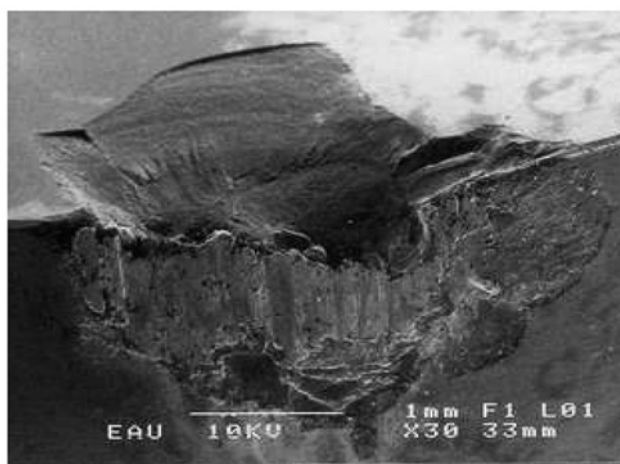


Figura 3.18 - Martelamento na ferramenta cerâmica RNGN 120700 na usinagem do Inconel 718 - $v_c = 300$ m/min., $f = 0,20$ mm/rot., $a_p = 2,0$ mm (NALBANT et al., 2006).

Conhecidos os principais tipos de desgastes na usinagem das ligas de níquel, cabe lembrar que as propriedades do material de corte são de fundamental importância no que diz respeito à vida e ao desgaste da ferramenta. Existem vários mecanismos de desgaste, resultados de processos físicos e químicos durante a operação de usinagem.

Além dos desgastes, podem ocorrer avarias em uma ferramenta de usinagem devido a: deformação plástica da aresta de corte, lascamento, trincas e quebra. A deformação plástica da aresta de corte é causada pela elevada pressão aplicada à ponta da ferramenta, aliada à alta temperatura, causando a deformação da aresta. O lascamento consiste na retirada, durante o processo de corte, de pequenas partículas da ferramenta. A evolução do desgaste pode levar à quebra da ferramenta, embora ela também possa acontecer devido a outros fatores como: ferramenta muito dura, carga excessiva sobre a ferramenta, corte interrompido, etc. (DINIZ et al., 2008). As trincas

são causadas pela variação da temperatura e/ou pela variação dos esforços mecânicos, como acontece no corte interrompido.

Os desgastes das ferramentas podem ser causados por vários fenômenos. Os principais mecanismos causadores do desgaste da ferramenta são: aresta postiça de corte, difusão, aderência, abrasão mecânica e oxidação (DINIZ et al., 2008).

Aresta Postiça de Corte (APC)

É uma camada de cavaco que permanece aderida à aresta de corte, na superfície de contato entre o cavaco e a superfície de saída da ferramenta. Segundo Diniz et al. (2008), em baixas velocidades de corte, a parte inferior do cavaco em contato com a ferramenta, sob a pressão de corte na zona de aderência, mantém esse contato sem movimento relativo por um espaço de tempo suficiente para se soldar à ferramenta, separando-se de outras porções de cavaco e permanecendo presa à superfície de saída. Com o posterior fluxo de mais cavaco sobre essa camada já presa à ferramenta, ela se deforma e se encrua, aumentando sua resistência mecânica e funcionando como aresta de corte. A aresta postiça de corte tende a crescer gradualmente, até que em um determinado momento rompe-se bruscamente, causando uma perturbação dinâmica. O rompimento da aresta postiça de corte causa um desgaste de flanco muito grande e prejudica sensivelmente o acabamento da peça.

A formação da APC tem efeito negativo sobre a qualidade superficial, precisão de peça manufaturada e sobre o desgaste da ferramenta, devido às partículas instáveis de material da peça o qual migra para cima da superfície de saída e flanco da ferramenta (KLOCKE; PÖHLS, 1998). Como mostram alguns estudos, aumentando a velocidade de corte tem-se efeito decisivo sobre a formação da APC. A força de corte diminui com a formação da aresta postiça, pois o ângulo efetivo de saída aumenta.

Desgaste por Difusão

Este mecanismo envolve a transferência de átomos de um material para outro e é fortemente dependente da temperatura e da solubilidade dos elementos envolvidos na zona de fluxo. A área desgastada, quando observada no microscópio, é lisa. Em usinagem, as velocidades relativas entre ferramenta e peça ou entre cavaco e

ferramenta são altas e o tempo de contato entre estes materiais é muito pequeno. Isto praticamente levaria o mecanismo de difusão a ser desprezível, se não fosse a existência de uma zona de aderência na interface cavaco-ferramenta (TRENT, 1991). A saturação desta zona não é estável e se renova periodicamente, garantindo o fluxo difusivo. Este mecanismo de desgaste poderá atuar tanto na superfície de saída como na superfície de folga, e a taxa de desgaste irá aumentar com o aumento da velocidade de corte e do avanço (DINIZ et al., 2008).

A difusão é responsável principalmente pelo desgaste de cratera em altas velocidades de corte, pois é na superfície de saída da ferramenta que se tem às condições necessárias para a difusão, isto é, alta temperatura (devido às altas velocidades e à zona de aderência) e o tempo de contato cavaco-ferramenta devido à zona de aderência, onde a velocidade de saída do cavaco é zero (DINIZ et al., 1999).

Desgaste por aderência e arrastamento (Attrition)

Este mecanismo ocorre geralmente em baixas velocidades de corte em que o fluxo de material sobre a superfície de saída torna-se irregular. A aresta postiça de corte pode aparecer e o contato com a ferramenta torna-se menos contínuo. Sob estas condições, fragmentos microscópicos são arrancados da superfície da ferramenta e arrastados junto com o fluxo de material. Este fenômeno geralmente ocorre na zona de escorregamento ao invés da zona de aderência, durante o fresamento, com uso de profundidade de corte irregular ou falta de rigidez do equipamento (TRENT, 1991). No microscópio, as áreas desgastadas por *attrition* têm uma aparência áspera.

Desgaste por abrasão

O desgaste abrasivo envolve a perda de material por micro-sulcamento, micro-corte ou micro-lascamento causado por partículas de elevada dureza relativa. Estas partículas podem estar contidas no material da peça (óxidos, carbonetos e carbonitretos) ou podem principalmente ser partículas da própria ferramenta que são arrancadas por *attrition*, por exemplo. A Figura 3.19 apresenta um desgaste por abrasão observado por Faria (2007) na usinagem da liga de níquel Nimonic 80A com lubrificação abundante, utilizando ferramenta de metal duro sem recobrimento H10A.

Este tipo de desgaste é relativamente comum principalmente em ferramentas sem recobrimento, devido às altas temperaturas alcançadas e a ação abrasiva da matriz austenítica e dos carbeto presentes na liga de níquel.

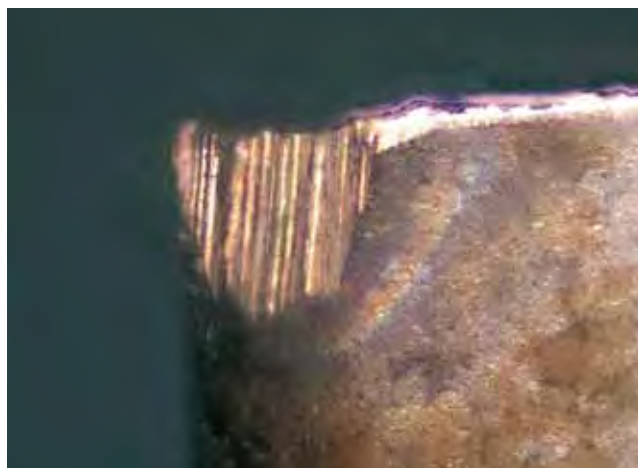


Figura 3.19 - Desgaste por abrasão na ferramenta de metal duro H10A
 $v_c = 90$ m/min, $a_p = 0,8$ mm e $f = 0,15$ mm/rot. (FARIA, 2007)

Desgaste por Oxidação

König e Schemmel (1975), apud Sales (1999), classificam o desgaste por oxidação como um mecanismo de desgaste. Segundo eles, a formação de óxidos é dependente da liga do material da ferramenta e da temperatura de aquecimento. Para materiais de aço ferramenta e de aço rápido, a oxidação praticamente não tem importância, já que a sua resistência a quente é ultrapassada antes que a superfície apresente uma oxidação mais acentuada, embora Trent (1991) mostre evidências de formação de óxidos nestas ferramentas. Para as ferramentas de metal duro, compostas a base de carbeto de tungstênio e de cobalto, a oxidação inicia-se na faixa de temperatura entre 700 e 800 °C. A adição de óxido de titânio e outros carbonetos dificultam a oxidação. A região de oxidação normalmente se processa na zona de escorregamento da superfície de saída da ferramenta e na parte inferior da superfície de folga, nos limites do desgaste de flanco. São formados óxidos complexos de tungstênio, cobalto e ferro, que em decorrência da sua expansão volumétrica em relação ao carbeto de tungstênio, formam elevações na superfície da ferramenta, facilitando o lascamento e a quebra da aresta de corte.

No desgaste por oxidação, detritos podem ser removidos da camada de óxido formada. A oxidação que ocorre sob condições de contato em escorregamento é muito mais rápida do que em condições estáticas e o óxido formado pode crescer no tempo de minutos durante o desgaste por escorregamento. Evidências experimentais sugerem que sob certas condições uma apreciável quantidade de óxido destaca-se como partículas resultando na ocorrência de um desgaste abrasivo posterior.

Todos estes mecanismos ou processos de desgaste são observados na prática. Mas, certamente, um prevalecerá sobre os demais, dependendo principalmente do material da peça e da ferramenta, da operação de usinagem, das condições de corte, da geometria da ferramenta de corte e do emprego de fluido de corte. Segundo Diniz et al. (2008) a separação quantitativa da contribuição de cada um desses fenômenos para a formação do desgaste é praticamente impossível, mas pode-se visualizar um quadro qualitativo da importância de cada componente nas diferentes velocidades de corte. Em velocidades de corte baixas, o desgaste é relativamente elevado por causa do cisalhamento da aresta postiça de corte e da aderência. Em velocidades de corte maiores, o desgaste é causado principalmente pelos fatores cuja intensidade depende da temperatura de corte, como a abrasão, a difusão e a oxidação.

Podem ser observados na Figura 3.20 alguns dos parâmetros utilizados pela norma ISO 3685 (1993) para quantificar esses desgastes. Os principais desgastes são:

- Profundidade de cratera (KT);
- Desgaste de flanco médio (VB_B);
- Desgaste de flanco máximo (VB_{Bmax});
- Desgaste de entalhe (VB_N).

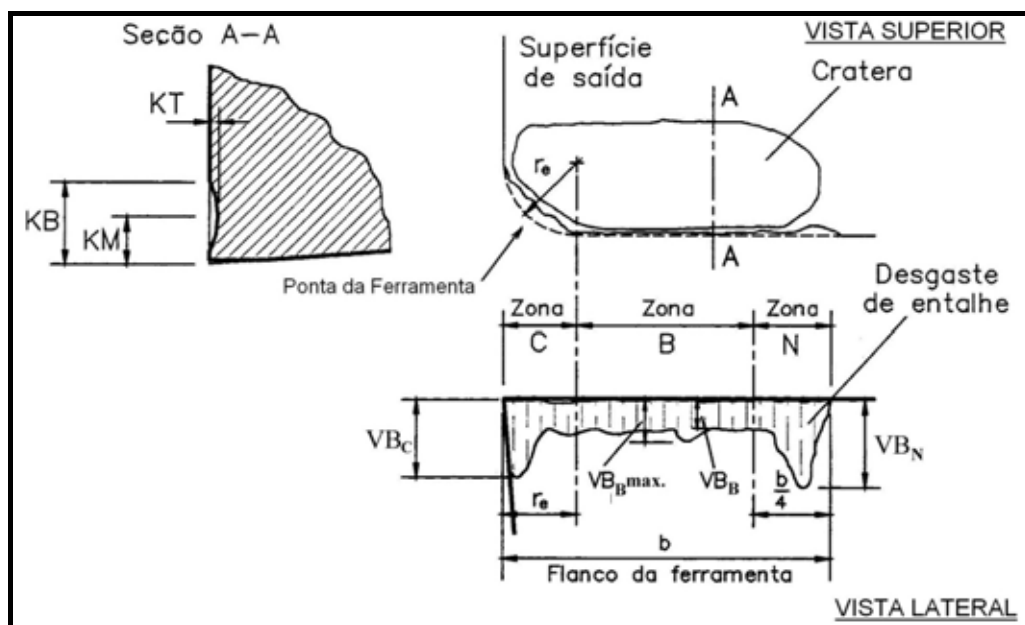


Figura 3.20 - Parâmetros utilizados para medir os desgastes das ferramentas de corte (ISO 3685, 1993).

O critério de fim de vida recomendado pela ISO 3685 (1993) para ferramentas de aço rápido, metal duro e cerâmicas é:

- Desgaste de flanco médio, $VB_B = 0,3 \text{ mm}$ (desgaste regular);
- Desgaste de flanco máximo, $VB_{Bmax.} = 0,6 \text{ mm}$;
- Profundidade da cratera, $KT = 0,06 + 0,3f$ onde f é avanço em mm/rot.;
- Falha catastrófica.

Quando o desgaste de entalhe predomina, como no caso da usinagem de ligas de Ni com metal duro ou cerâmicas, a norma recomenda usar um valor de $VB_N = 1,0 \text{ mm}$ como critério também. Desta maneira, quando qualquer um dos limites for ultrapassado, recomenda-se a reafiação ou substituição da ferramenta de corte.

É importante salientar que estes valores sugeridos pela ISO 3685 são para testes de vida de ferramentas, e industrialmente esses parâmetros podem assumir valores diferentes, pois eles dependem de vários fatores tais como: rigidez da máquina-ferramenta, precisão requerida na peça, etc., que são diferentes para os diversos processos de fabricação. Uma maneira prática muito utilizada industrialmente é permanecer usando a aresta de corte até que as peças produzidas saiam das especificações de tolerância e/ou acabamento de projeto.

Sistemas modernos de usinagem utilizam hoje em dia o controle automático do desgaste, por meio de monitoramento das componentes de forças, potência ou vibrações do sistema ou mesmo por emissão acústica.

3.3. FERRAMENTAS DE CORTE

Com a evolução dos materiais usados na fabricação de equipamentos modernos tem-se demandado muito dos processos de fabricação, dentre eles os de usinagem. O surgimento de novos materiais e coberturas para ferramentas de corte vêm como resposta a esse desafio, pelo lado dos fabricantes de ferramentas. Os fabricantes de máquinas por sua vez acompanham essa evolução com máquinas cada vez mais rápidas e eficientes, bem como a disponibilidade de programas CAD/CAM. Materiais para ferramentas de corte, como o diamante sintético policristalino (PCD), nitreto cúbico de boro (CBN), metal duro e as ferramentas cerâmicas abriram novas possibilidades de usinagem. Com essa evolução, surgiu recentemente a Usinagem a Altas Velocidades (HSC), que utiliza velocidades de corte bem acima das anteriormente utilizadas.

Os custos envolvidos no processo de usinagem são divididos entre ferramentas, equipamento, fluidos de corte (quando utilizado) entre outros. A parcela do custo de usinagem que cabe a cada parte é apresentado na Figura 3.21.

Apesar do custo com ferramentas ser apenas 3 % do custo total de produção, indiretamente a ferramenta tem grande influência nos custos de usinagem.

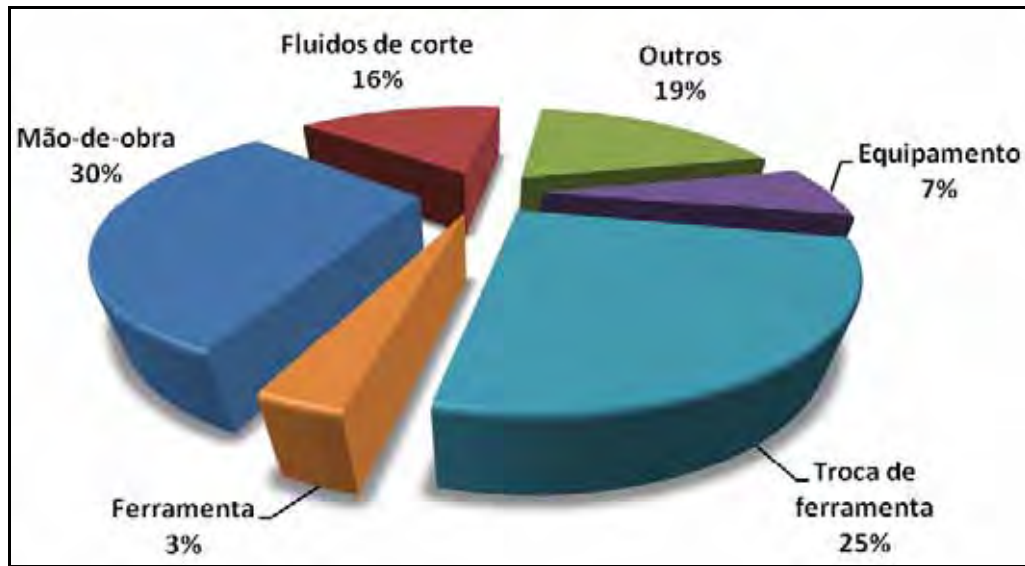


Figura 3.21 - Divisão dos custos de produção (adaptada de KOPAC, 1998).

3.3.1. Critérios para seleção do tipo de ferramenta

Para a seleção da ferramenta mais adequada ao processo de usinagem devem ser considerados alguns critérios principais, que são:

- *material a ser usinado;*
- *processo de usinagem;*
- *condição da máquina-ferramenta;*
- *forma e dimensões da ferramenta;*
- *custo do material da ferramenta;*
- *condições de usinagem (acabamento, desbaste, lubrificante, etc.);*
- *condições de operação.*

Independente do material da ferramenta, é necessário atentar para as quatro principais características por elas apresentadas:

- *dureza a quente:* dependendo do tipo de operação, a temperatura da ferramenta não poderá exceder a 1000 °C;

- *resistência ao desgaste*: principalmente no que se refere ao desgaste por abrasão, isto é, resistência ao atrito. Diretamente relacionada à dureza a quente do material;
- *tenacidade* – que representa a quantidade de energia necessária para romper o material (maior resistência aos choques);
- *estabilidade química*: para evitar o desgaste por difusão (DINIZ, 2008).

3.3.2. Tipos de revestimentos

Revestimentos como nitreto de titânio (TiN), carbeto de titânio (TiC), carbonitreto de titânio (TiCN) e óxido de alumínio (Al_2O_3) são depositados no metal de base visando o aumento da vida da ferramenta e obtenção de maiores taxas de remoção se comparadas com insertos não recobertos. Embora os metais duros sejam mais freqüentemente recobertos (mais de 60% dos insertos vendidos nos EUA são recobertos), cermets e as cerâmicas têm obtido grandes sucessos quando utilizadas com recobrimento. Velocidades de aproximadamente 275 m/min. são possíveis com a utilização de recobrimento na usinagem de ferro fundido, aço e aço inoxidável. Quando ferro fundido cinzento é usinado com cerâmicas recobertas a velocidade de usinagem pode alcançar 550 m/min., conseguindo-se ainda dobrar ou triplicar a vida da ferramenta (LANNA, 2004).

a) Substrato

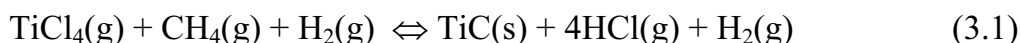
Independente do processo de recobrimento a ser utilizado deverá ser tomado os devidos cuidados quanto à preparação do substrato que irá receber a cobertura. A peça a ser recoberta deverá estar completamente acabada, retificada e polida, pois devido a pequena espessura da camada dura, elas tenderão a seguir as características do acabamento superficial da peça. Por isso, quanto mais fino for o acabamento superficial melhores serão os coeficientes de atrito da peça recoberta. A limpeza da peça também é muito importante, pois a presença de impurezas, corrosão ou oxidação

não permitirão a perfeita aderência do recobrimento ao substrato. Basicamente, antes de a peça ser recoberta ela deverá passar pelos seguintes tratamentos: *desengraxe, limpeza ultra-sônica, rinsagem, enxágüe e secagem com ar quente*.

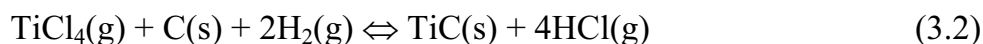
O material do substrato deve seguir dois critérios básicos para que possa ser aplicado no processo. O primeiro critério é que o substrato deve possuir ponto de fusão (na pressão do processo) acima da temperatura necessária para a deposição do revestimento. O segundo critério é que o material do substrato possua um coeficiente de expansão térmica comparável ao do revestimento. Com o resfriamento, o substrato contrai-se até que atinja as dimensões da temperatura ambiente e, caso o revestimento possua baixo coeficiente de dilatação térmica, o mesmo pode ser afetado. Podem ser geradas tensões compressivas no substrato, causando empenamento da amostra, trincas ou delaminação no filme (MAY, 1995).

b) Processo CVD

O processo CVD (Deposição Química de Vapor) consiste no aquecimento da ferramenta em um reator selado com gás hidrogênio a pressão atmosférica ou a baixas pressões; compostos voláteis são adicionados ao hidrogênio para fornecer os constituintes metálicos ou não metálicos do recobrimento. Por exemplo, revestimentos de TiC são produzidos reagindo vapores de tetracloreto de titânio (TiCl_4) com metano (CH_4) e hidrogênio (H_2) à temperatura entre 900 e 1100 °C (SCHIMTLMEISTER, 1976). A reação é:



Durante o processo de deposição do TiC, uma reação secundária freqüentemente ocorre na qual o carbono é retirado do substrato de carvão:



O resultado da descarbonetação da superfície leva a formação de uma fase eta (η) quebradiça e microporosidades associadas ao substrato e na interface revestimento-substrato, conforme mostrado na Figura 3.22. As primeiras ferramentas revestidas freqüentemente apresentavam este problema, resultando em baixo desempenho especialmente em operações de corte interrompido (BONETTI, 1990). Atualmente este inconveniente tem sido largamente estudado e eliminado através de inúmeras inovações metalúrgicas que tem resultado em revestimentos com estruturas totalmente uniformes, mais aderentes, com morfologia mais consistente e com um mínimo de fases η na microestrutura, geradoras de microporosidades (SARIN, 1979) apud ASM Handbook (1990).

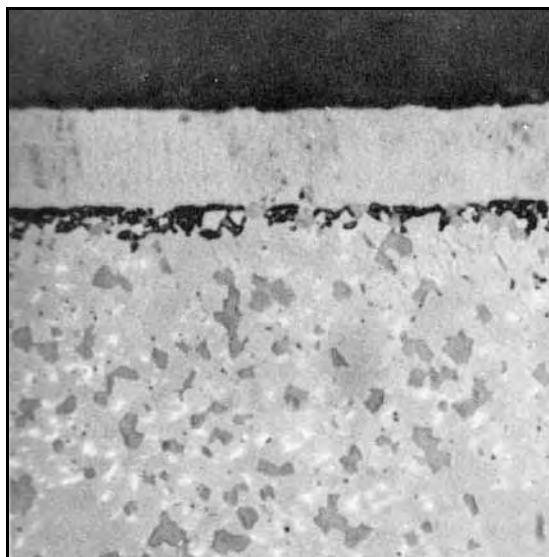


Figura 3.22 - Descarbonetação de um revestimento de TiC (8 μ m) - 1500X (ASM HANDBOOK, 1990).

O processo de deposição de filmes por CVD é um processo a altas temperaturas usado inicialmente em substratos de metal duro e cerâmicas. Segundo Low e Li (1996) os parâmetros representativos do processo CVD convencional são: pressão, temperatura e os gases utilizados. O controle do processo é influenciado pelas variáveis do processo (pressão dos gases, temperatura de deposição, composição dos gases de entrada), características de transporte de massa (convecção térmica, difusão, mecanismo de convecção dos gases) e o sistema químico (composição do material formado, mecanismos de reação dos materiais, propriedades do material formado).

Deposição química de vapor, como o próprio nome indica, envolve uma reação química da fase gasosa ocorrendo acima da superfície sólida (substrato), causando deposição na superfície. Todas as técnicas de CVD para a produção de filmes de diamante, por exemplo, envolvem uma forma de ativação da fase gasosa contendo as moléculas de carbono. Geralmente pode ser por meio térmico (filamento quente), ativação por plasma ou chama (oxiacetileno ou plasma). Para o crescimento dos cristais de diamante, normalmente é necessário que a temperatura do substrato seja mantida a temperaturas entre 727 °C a 1127 °C (MAY, 2000). O princípio de funcionamento do processo CVD é apresentado na Figura 3.23. Os filmes resultantes são policristalinos e a taxa de crescimento dos grãos varia de acordo com o processo de deposição.

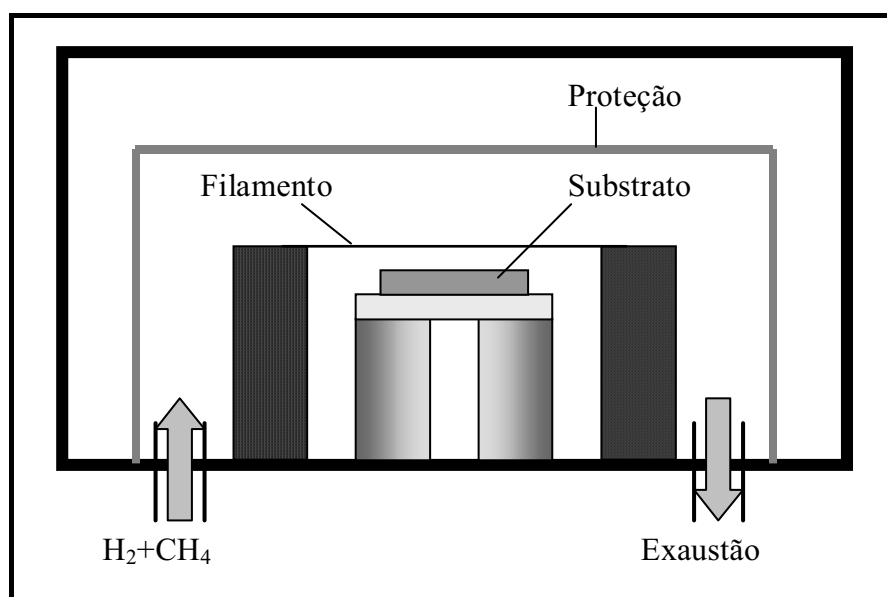


Figura 3.23 - Esquema do processo CVD (adaptada de KOBAYASHI et al., 1999).

c) Processo CVD Multicamadas

Nos anos 70 os revestimentos por CVD evoluíram de simples camadas de TiC para multicamadas compreendendo varias combinações de TiC, TiCN, TiN e Al_2O_3 , conforme Figura 3.24. Os revestimentos multicamadas, através de uma combinação de propriedades, reduziram o desgaste por difusão e desgaste de flanco aumentando sua faixa de aplicação.

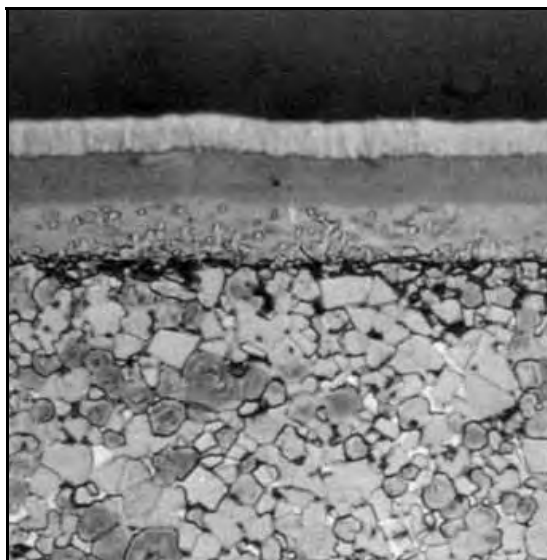


Figura 3.24 - Substrato de metal duro com multicamadas de TiC/TiCN/TiN (10µm) por CVD – 1500x (ASM HANDBOOK, 1990)

As altas temperaturas associadas ao processo de recobrimento por CVD asseguram boa aderência entre o substrato e o revestimento. Porém, a adesão do revestimento pode ser prejudicada pelas tensões causadas pela diferença da expansão térmica entre o substrato e o revestimento. No Quadro 3.5 são apresentadas as propriedades térmicas de vários materiais utilizados em recobrimento bem como o substrato de WC-Co. A diferença entre os coeficientes de expansão térmica é menor para o TiC e maior para o TiN.

Quadro 3.5 - Propriedades térmicas de materiais para ferramentas (Adaptado de ASM HANDBOOK, 1990)

Material	Ponto de fusão °C	Coeficiente de expansão térmica µm/m.K	Condutividade térmica W/m.K		
			100 °C	500 °C	1000 °C
WC-Co	...	5-6	38-80	...	...
Co	1492	12,3	70	...	...
WC	~2800	~5	120	...	...
TiC	3100	7,7	33	37	41
TiN	2950	9,4	21	23	26
Al ₂ O ₃	2050	8,4	28	13	6

Por volta dos anos 80 um novo processo CVD para deposição de TiCN começou a ser comercializado. Utilizando uma mistura de TiCl_4 , H_2 , e um composto orgânico a base de C/N como a acetonitrila, possibilitou que o TiCN pudesse ser depositado à temperaturas moderadas (700 a 900 °C) a uma taxa de deposição maior que no processo convencional de CVD. A redução na temperatura do processo e a rapidez na taxa de deposição minimizaram a fragilização da fase η na interface substrato-revestimento, conforme apresentado anteriormente, e redução nas tensões térmicas indutoras de trincas, tão comum nos processos CVD onde se utiliza alta temperatura (BONETI, 1990).

d) Processo PVD

Por volta de 1980 o processo de PVD (Deposição física de vapor) se estabeleceu como um processo comercialmente viável para a aplicação de revestimentos de TiN em ferramentas com base de carbeto. O PVD corresponde a uma das tecnologias de produção de revestimentos caracterizada pela atomização ou vaporização de uma fonte sólida do material a ser depositado sobre o substrato via *sputtering* ou evaporação.

A formação e o crescimento do revestimento são resultantes da condensação de átomos chamados *adatoms* na superfície. Os *adatoms* são átomos incidentes que transferem sua energia cinética à rede cristalina do substrato e/ou revestimento tornando-se ligados aos mesmos.

De forma bem simplificada o processo de geração e crescimento de revestimentos compreende as seguintes etapas:

- Criação da fase vapor do material a ser depositado;
- Transporte do material da fonte de vapor até o substrato;
- Condensação e nucleação dos *adatoms*;
- Crescimento de núcleos;
- Formação da interface;
- Crescimento do filme pela reação e nucleação com o material previamente depositado;

- Modificações na estrutura durante a etapa de deposição: interface e filme.

O grau de controle destas etapas determina a versatilidade ou flexibilidade do processo de deposição.

As técnicas de PVD são utilizadas num amplo campo de aplicação, ou seja: produção de revestimentos ópticos, lubrificantes, supercondutores, decorativo e ultra duros.

A espessura dos revestimentos pode variar de poucos angstroms até dezenas de micrometros conforme aplicações específicas com limites máximos determinados pela microestrutura e valores de tensões residuais que podem comprometer o seu desempenho. Particularmente na deposição de revestimentos cerâmicos tais como o TiN, TiAlN e TiCN sobre ferramentas de corte foram constatados um aumento de tensões residuais pelo aumento da espessura dos mesmos em substratos de aço rápido e metal duro (BENNANI; TAKADOUM, 1999).

Determinados fatores fazem o PVD atrativo para o uso com ferramentas com base de carbetos:

- baixas temperaturas de deposição (<500 °C) prevenindo a formação e a propagação de trincas;
- os revestimentos são mais lisos e deste modo geram menor atrito durante a usinagem;
- dependendo da técnica de deposição, podem ser geradas tensões de compressão, aumentando a resistência à propagação de trincas no revestimento;
- revestimentos por PVD podem ser aplicados uniformemente sobre finas arestas de corte, resultando em menores forças de usinagem, menores temperaturas e acabamento superficial mais fino na peça usinada.

3.3.3. Revestimentos para PVD

A seleção de revestimentos para ferramentas de corte é considerada complexa, pois na prática, todos os mecanismos de desgaste detalhados anteriormente são observados, sendo que um destes certamente prevalecerá sobre os demais. Surge então a pergunta principal para quem trabalha no desenvolvimento de revestimentos: qual revestimento para qual aplicação (STAPPEN et al., 1995)?

Uma relação complexa entre parâmetros do processo de deposição, propriedades estruturais e propriedades funcionais estabelece os critérios de seleção de um revestimento para uma dada aplicação. Desta forma, se faz necessário conhecer as principais características resultantes do processo de deposição de cada revestimento tais como: aspectos estruturais tanto em nível microestrutural quanto atômico (estruturas cristalinas); propriedades térmicas (condutividade térmica, coeficiente de dilatação), propriedades elásticas (módulo de Young), propriedades mecânicas (dureza, limite de escoamento e de resistência), de ductilidade (capacidade de deformação plástica), propriedades de tenacidade, resistência a propagação de trincas e aspectos tais como níveis de tensões residuais, rugosidade, adesão revestimento/substrato e porosidades.

a) Nitreto de Titânio (TiN)

O TiN foi a primeira camada disponível comercialmente, entretanto, a partir da década de 90, principalmente na Europa, outras camadas como TiCN e TiAlN começaram a ser utilizadas em escala industrial e em muitos casos vem substituindo o TiN.

O TiN tem um grande espectro de utilização devido ao fato de possuir um bom balanço entre propriedades como dureza, tenacidade, aderência (sobre o aço e o metal duro), estabilidade química e térmica, e reduzido coeficiente de atrito (reduzindo o desgaste adesivo).

b) Nitreto de Titânio Alumínio (TiAlN)

O TiAlN é uma evolução natural da camada dura mais utilizada até os dias de hoje, o TiN. Enquanto o TiN pode também ser obtido pelo processo CVD o TiAlN só é possível de se obter através do processo PVD.

A principal vantagem do TiAlN é a sua característica de formar um filme protetivo extremamente denso e com alta adesão de óxido Al_2O_3 em sua superfície quando aquecida, aumentando a resistência à difusão e oxidação do material do revestimento na ferramenta.

A oxidação do TiN se inicia a temperaturas de 550 °C, que é considerada mais baixa que a temperatura de trabalho típica para ferramentas de corte em altas velocidades de corte, acima de 800 °C estimada na interface ferramenta/cavaco (HONG; CHOU, 1994). Filmes de TiAlN possuem maior estabilidade térmica que filmes de TiN (KNOTEK et al., 1993).

Outra vantagem deste revestimento em usinagem é a sua baixa condutividade térmica. Assim, maior quantidade de calor é dissipado pelo cavaco, permitindo que se utilizem velocidades de corte mais altas, já que a carga térmica no substrato é menor.

c) Carbonitreto de Titânio (TiCN)

Enquanto o TiN se apresenta em apenas uma camada, o TiCN normalmente possui uma estrutura mais complexa, podendo apresentar superposições de camadas responsáveis por garantir boa aderência do revestimento ao substrato, proporcionando ainda elevados níveis de dureza superficial.

Desse modo, além de apresentar maior dureza em relação ao TiN, o TiCN tem baixíssimo coeficiente de atrito, proporcionando menores temperaturas na usinagem. O TiCN demonstra certa superioridade na usinagem de aços de alta liga, se comparado ao TiN e TiAlN.

É importante ressaltar que valores de propriedades de filmes processados por PVD são muitos dependentes dos parâmetros de deposição e assim, a produção de uma

tabela na tentativa de comparar propriedades associadas a estes filmes baseados em Ti deve ser feita com cuidado. Desse modo, no Quadro 3.6 apenas é fornecido uma ordem de grandeza dos valores das possíveis propriedades que estes filmes podem apresentar.

Quadro 3.6 - Principais propriedades de revestimentos PVD de TiN, TiCN e TiAlN (KAISER, 1995)

Camada	TiN	TiCN	TiAlN
Dureza [HV 0,05]	2500	2700	2600
Espessura máxima [μm]	4	4	3
Estabilidade térmica [$^{\circ}\text{C}$]	550	450	800
Aderência * [N]	60	50	50
Coeficiente de atrito contra aço	0,65	0,50	0,60
Condutividade térmica [W/mK]	29	29	-
Cor	Dourado	Lilás	Cinza/Preto

* Aderência medida indiretamente através da determinação da carga crítica no ensaio de riscamento, utilizando aço rápido temperado como substrato.

3.3.4. Comparativo entre PVD e CVD

Ao contrário das ferramentas de aço rápido revestidas, que usam apenas o processo PVD, as ferramentas de metal duro podem receber tanto o processo PVD quanto o processo CVD. Neste caso a utilização de elevadas temperaturas de deposição ($\approx 1000^{\circ}\text{C}$) não implica em problemas para as ferramentas de metal duro, pois as mesmas não sofrem alterações metalúrgicas em temperaturas desta ordem de grandeza como as ferramentas de aço rápido. São apresentadas no Quadro 3.7 as principais características do processo de deposição por CVD em comparação ao PVD. Do ponto de vista do processo de usinagem, as vantagens atribuídas ao processo de deposição por PVD se comparado ao processo CVD para a produção de revestimentos em ferramentas de metal duro, consistem na manutenção da configuração da aresta de corte e precisão da ferramenta com menor possibilidade de formação da aresta postiça de corte (APC) resultando num consequente aumento na vida da ferramenta.

Quadro 3.7 - Comparação de ferramentas revestidas pelos processos CVD e PVD
(Fonte: MACHADO e SILVA, 1999 ⁽¹⁾, SANDVIK 2000 ⁽²⁾, 5th HANDBOOK ⁽³⁾,
ZIMMERMANN, 1998⁽⁴⁾)

	CVD – Deposição Química de Vapor	PVD – Deposição Física de Vapor
Temperatura de deposição	aprox. 1000 °C ^{(1) (3)}	aprox. 500 °C ^{(1) (3)}
Tenacidade	reduzida ($\approx$ 30%) ⁽³⁾	não afetada ^{(1) (3)}
Aresta de corte	arredondamento requerido ⁽¹⁾	pode ser aresta viva ⁽¹⁾
Espessura do revestimento (μ m)	até 12 μ m ⁽¹⁾	até 5 μ m ⁽⁴⁾
Camadas	Multicamadas ⁽²⁾	monocamadas e multicamadas ⁽²⁾

Pode ser visto na Figura 3.25 a formação do cavaco na usinagem de diferentes tipos de materiais considerando-se o uso de ferramentas revestidas e sem revestimento.

Comparação de Usinagem

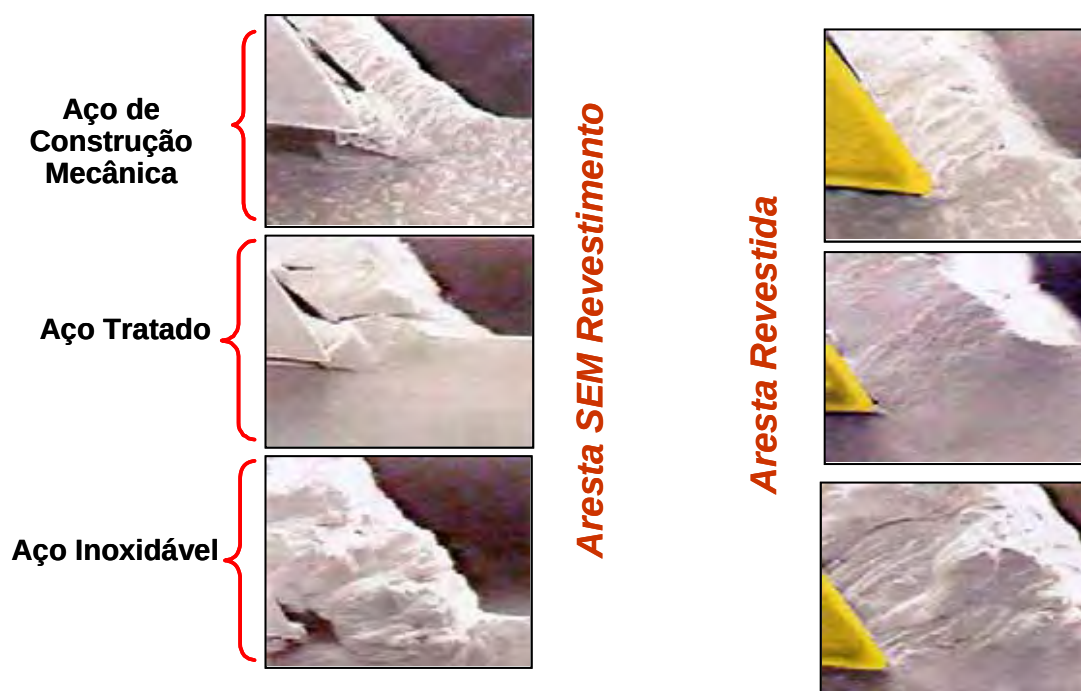


Figura 3.25 - Comparação da usinagem com ferramentas revestidas e sem revestimento
(Fonte: Balzers Balinit do Brasil Ltda)

3.3.5. Materiais de ferramentas para usinagem de superligas à base de níquel

Embora a aplicação de superligas e seu processamento tenham despertado atualmente um grande interesse por parte das indústrias, as informações disponíveis referentes a usinagem destas ligas tendem a direcionar a pesquisa a alguns artigos e autores consagrados na literatura, que se tornam leitura obrigatória para o desenvolvimento de qualquer pesquisa na área.

Dentre as diversas variáveis que afetam o bom desempenho das operações de usinagem, a ferramenta de corte, embora pequena e de relativo baixo custo, é a mais crítica. Gatto e Iuliano (1994) e Ezugwu et al. (1999) afirmam que a vida da ferramenta obtida na usinagem das superligas à base de níquel é severamente inadequada, tendo como consequência o aumento do custo de produção. Na maior parte, os principais parâmetros que compreendem o processo e que mais prejudicam um melhor desempenho são: seleção do material da ferramenta, geometria da ferramenta, método de usinagem, velocidade de corte, avanço, profundidade de corte, e etc. Com esses parâmetros bem controlados, pode-se conseguir um tempo de vida adequado para as ferramentas durante a usinagem. Algumas ligas à base de níquel podem atingir valores de dureza na faixa de 22 a 45 HRC (250 a 440 HV).

As exigências para as ferramentas empregadas na usinagem das superligas abrangem os seguintes aspectos: excelente resistência ao desgaste, alta resistência e tenacidade em alta temperatura, alta dureza a quente, resistência ao choque térmico, alta condutividade térmica e suficiente estabilidade química em altas temperaturas (ADDHOUM; BROUSSAUD, 1989; THANGARAJ; WEINMANN, 1992; JUN et al., 1997; GATTO; IULIANO, 1997 e EZUGWU et al., 1999).

As superligas à base de níquel são normalmente usinadas com metal duro (WC-Co) com velocidades de corte na faixa de 10-30 m/min. Porém, ferramentas de metal duro não podem ser utilizadas na usinagem com alta velocidade, porque elas não resistem às altas temperaturas e tensões na zona de corte. São apresentadas na Figura 3.26 as velocidades de corte de ferramentas de metal duro e de cerâmica de acordo

com sua resistência à temperatura. Observa-se que a temperatura aumenta quando a velocidade de corte aumenta (VIGNEAU, 1997).

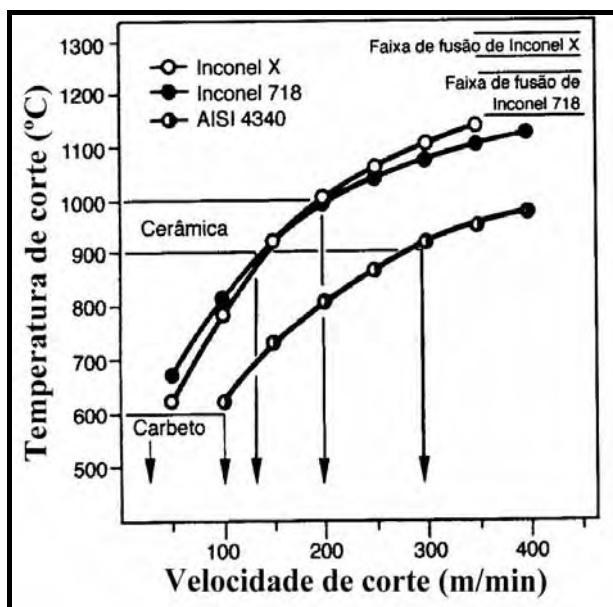


Figura 3.26 - Temperatura de Corte versus Velocidade de Corte (VIGNEAU, 1997).

Segundo Ezugwu et al. (1999), a utilização de ferramentas de metal duro revestidas com múltiplas camadas ($\text{TiN} + \text{TiCN} + \text{TiN}$) fabricadas pela técnica de deposição de vapor físico (PVD) têm também mostrado notável melhora na usinagem das superligas à base de níquel. Gatto e Iuliano (1997) tem a mesma opinião no que se refere ao revestimento com CrN e $(\text{Ti}, \text{Al})\text{N}$ em cerâmicas reforçadas com *whiskers* ($\text{Al}_2\text{O}_3 + 20\% \text{SiC}_w$) proporcionando maior vida e minimizando os efeitos de temperatura. Por outro lado, Choudhury e Baradie (1998) revelam que ferramentas sem cobertura têm melhor desempenho que as ferramentas com cobertura para usinagem do Inconel 718. Aparentemente, a camada não melhora o desempenho das ferramentas cobertas.

De acordo com Gatto e Iuliano (1994), para uma otimização dos parâmetros de usinagem e a construção de modelo de vida da ferramenta deve-se levar em consideração a análise de formação de cavaco e o mecanismo de desgaste. Uma análise macroscópica e microscópica criteriosa é necessária para destacar, na mudança

dos parâmetros de corte, qual dos vários mecanismos de desgaste envolvidos é mais importante e quais as condições de vida da ferramenta.

Richards e Aspinwall (1989); König e Gerschwiler (1999) e Machado e Silva (1999) afirmam que algumas superligas à base de níquel podem ser usinadas eficazmente com o emprego de ferramenta de PCBN, principalmente no torneamento de acabamento, proporcionando um menor nível de desgaste, mas o alto custo destas ferramentas torna sua aplicação economicamente inviável. Takatsu et. al. (1983) apud Ezugwu et al. (1999) afirmam que nos testes de torneamento do Inconel 718 utilizando ferramentas de PCBN com concentração de 30-95% PCBN, o desgaste de entalhe se reduz significativamente com o aumento da concentração de PCBN, enquanto que a média do desgaste de flanco apresentou pequena variação, obtendo o mínimo na concentração de 55% de PCBN. Por outro lado, Elbestawi et al. (1993) afirmam que ferramentas de PCBN são também suscetíveis às altas taxas de desgaste por difusão e subsequente perda de cristais. A essa consideração, acrescentam König e Gerschwiler (1999) revelando que a resultante das propriedades química, física e mecânica tem uma decisiva influência sobre o desgaste e o comportamento do desempenho de ferramentas de PCBN.

3.3.6. Usinabilidade das ligas à base de níquel com ferramentas de metal duro

Desenvolvido no final da década de 20, na Alemanha, o metal duro propiciou o segundo grande salto na área dos materiais para ferramentas de corte. Devido à sua elevada dureza e resistência ao desgaste, foi batizado de Widia (*Wie Diamont*, em alemão, como o diamante), uma referência à semelhança entre as propriedades dos dois materiais, o que, até certo ponto, é exagero.

Composta basicamente de carbetos de tungstênio, cobalto e outros carbetos (de titânio e/ou tântalo, por exemplo), as ferramentas de metal duro são fabricadas pela metalurgia do pó, garantindo boa precisão dimensional das mesmas.

Durante a fabricação, os diversos tipos de pós são misturados, prensados e sinterizados formando um material de alta densidade, composto de partículas duras incrustadas no metal ligante. A sinterização é feita numa temperatura entre 1300 a 1700 °C (sinterização por fase líquida), na qual o metal ligante (Co) está na fase líquida, agregando-se aos carbeto por difusão. Durante este processo a pastilha contrai-se 20% linearmente e 50% no volume, eliminando praticamente toda a porosidade do substrato e adquirindo uma densidade bem próxima da teórica.

As ferramentas de metal duro produzidas inicialmente, contendo apenas WC e Co, obtiveram resultados excelentes na usinagem, de ferro fundido cinzento e materiais não ferrosos. Porém, na usinagem de aços, esta ferramenta apresentou baixa resistência à formação de cratera, devido ao forte atrito observado na superfície de saída. Eram geradas altas temperaturas e ainda, devido à afinidade entre os materiais da ferramenta e peça, ocasionava a difusão de materiais do cavaco para a ferramenta e vice-versa. Foram então adicionados novos elementos de liga às ferramentas de metal duro. Dessa maneira, os principais componentes usados em metal duro são:

Cobalto (Co) – geralmente usado como aglomerante para as partículas de carbeto. Sua adição causa a queda da dureza a quente.

Carbeto de tungstênio (WC) – é solúvel no cobalto, o que gera ligações internas de alta resistência. Possui grande resistência ao desgaste, mas sua utilização na usinagem de aço é limitada devido à tendência de difusão de carbono, e de dissolução no cobalto e no ferro.

Carbeto de titânio (TiC) – aumenta a resistência à difusão dos metais duros. Em contrapartida, causa a queda da resistência das ligações internas, diminuindo a resistência da ferramenta fragilizando o material. Metais duros com altos teores de TiC são usados na usinagem de aços com altas velocidades de corte.

Carbeto de tântalo (TaC) – em pequenas porcentagens, restringe o tamanho de grão, aumentando a tenacidade e a resistência do metal duro.

Carbeto de nióbio (NbC) – possui efeito semelhante ao TaC. Ambos os carbeto ocorrem no metal duro como cristais mistos Ta – (Nb) – C.

Ferramentas de metal duro, sem recobrimento, possuem baixa estabilidade termoquímica e observa-se uma significativa difusão do material da ferramenta na interface cavaco-ferramenta causando desgaste da mesma quando são utilizadas velocidades de usinagem superiores a 30 m/min. As temperaturas geradas na interface peça-ferramenta quando utilizadas velocidades superiores a 30 m/min podem exceder 1100 °C promovendo, deste modo, falha no metal duro devido à deformação plástica na aresta de corte (KRAMER, 1987). A difusão de partículas de metal duro dentro do material ligante de cobalto (Co), por meio de difusão entre os contornos de grãos, quando se usina a velocidades superiores a 35 m/min. tem sido reportada na literatura (LIAO; SHIUE, 1996). Este mecanismo de desgaste enfraquece a união entre as partículas de carbetos e o ligante à base de cobalto, deste modo, causando o desprendimento de partículas de ferramenta do material base submetido a extremas tensões, na ordem de 1 a 3 GPa.

Ferramentas de corte utilizadas na usinagem de ligas à base de níquel normalmente apresentam severos entalhes na profundidade da aresta de corte, devido à camada abrasiva de material endurecido, à medida que o material flui através da superfície de folga. Para as ferramentas sinterizadas de metal duro a velocidade máxima de corte é limitada pela rápida craterização e/ou deformação plástica da ferramenta uma vez que a resistência do metal duro decai repentinamente quando a temperatura da ferramenta excede 1100 °C.

Desgastes de flanco e na ponta da ferramenta são modos de falhas predominantes quando se usinam ligas à base de níquel utilizando-se ferramentas de metal duro recobertas. A erosão na camada de recobrimento, porém expõe o substrato do metal duro a extremas temperaturas na ponta da ferramenta. Esta combinação com a significativa elevação nos componentes das forças gera um rápido desgaste de flanco e na ponta da ferramenta. A superioridade das ferramentas de metal duro recobertas sobre aquelas sem recobrimento pode ser atribuída às propriedades de lubrificação do revestimento, resultando em baixo coeficiente de atrito na interface peça-ferramenta durante a usinagem. Tanto as ferramentas de metal duro recobertas através de deposição física de vapor (PVD) quanto por deposição química de vapor (CVD) são utilizadas na usinagem de ligas à base de níquel. Ferramentas de metal duro com

multicamadas trabalham melhor, em termos de vida da ferramenta, do que aquelas com uma simples camada (EZUGWU e OKEKE, 2000; JAWAID et. al., 1999).

Ducros, Benevent e Sanchette (2003) estudaram o comportamento de revestimentos nanocamadas de TiN/AlTiN e CrN/TiN em ferramentas de metal duro K20 no torneamento da liga Inconel 718 com fluido de corte. A velocidade de corte, o avanço e a profundidade de corte foram 40 m/min, 0,2 mm/rot e 1,5 mm, respectivamente. O desempenho das ferramentas revestidas com nanocamadas foi comparado com o das ferramentas com revestimento clássico mono e multicamadas e sem revestimento. O desgaste abrasivo da ponta da ferramenta e o lascamento da aresta de corte foram as principais modalidades de falha observadas. O entalhe na profundidade de corte foi considerado como uma determinante para a vida da ferramenta ao usinar o Inconel 718. O entalhe é influenciado pela formação da rebarba; este tipo de falha se deve principalmente ao encruamento do material durante a usinagem. Este fenômeno apareceu para as ferramentas sem revestimento e com revestimento CrN/TiN, tendo sido atenuado no caso do inserto revestido com nanocamadas TiN/AlTiN. De acordo com os autores, isto ocorreu provavelmente devido ao melhor deslizamento do cavaco e uma temperatura de corte reduzida, obtidos com este revestimento. O desgaste abrasivo foi devido principalmente às partículas de carbeto no Inconel 718. A dureza elevada do revestimento de nanocamadas de TiN/AlTiN forneceu uma melhor resistência à abrasão do que as estruturas clássicas multicamadas e monocamadas. Além disso, o revestimento nanocamadas de TiN/AlTiN apresenta uma melhor resistência à aderência.

O desempenho de uma ferramenta de metal duro revestida é função de seu substrato, do revestimento, e de suas macro e micro geometrias. As diferenças de desempenho podem ser relacionadas às propriedades do revestimento do material e sua adesão ao substrato, tanto quanto da adesão entre as camadas (JAWAID et al., 1999). Deste modo, o melhor resultado obtido na usinagem da liga de Inconel 718 com ferramenta revestida por PVD (TiN/TiCN/TiN) é atribuída a sua elevada dureza, tenacidade, resistência a abrasão e fina camada de recobrimento (7 µm). Da mesma forma, Ezugwu et. al. (1999) obtiveram um bom desempenho em termos de reduzidas

taxas de desgaste de flanco utilizando camadas múltiplas de revestimento por CVD com 9 µm de espessura (TiN/Al₂O₃/TiN).

Devido às elevadas temperaturas geradas na aresta de corte, prejudicando o desempenho do material da ferramenta na usinagem das ligas de níquel, as ferramentas comercialmente disponíveis somente podem ser utilizados com moderadas condições de velocidade. Materiais mais nobres como CBN e PCBN são capazes de produzir componentes com alta qualidade a velocidades de corte superiores. Como todos os materiais para ferramenta sua vida é limitada pelas temperaturas extremas e/ou pressões geradas na interface de corte. Uma vez que todos os materiais para ferramenta perdem suas durezas em elevadas condições de usinagem há uma necessidade real de se desenvolver novas tecnologias que permitam minimizar a temperatura gerada nas interfaces ferramenta-peça e ferramenta-cavaco. Os pesquisadores têm procurado caminhos alternativos e baratos para melhorar o desempenho das ferramentas de corte disponíveis através da introdução de novos materiais que possam resistir às severas condições de temperaturas e tensões na aresta de corte durante a usinagem.

3.3.7. Melhorias na usinabilidade através do uso de lubrificação

Visto que a temperatura representa um dos principais motivos de falha da ferramenta durante a usinagem, é sensato que a atenção seja focada no sentido de minimizar ou mesmo eliminar as altas temperaturas geradas nas interfaces ferramenta-peça e cavaco-ferramenta. Isso pode ser conseguido através do uso de fluido abundante, obtendo-se uma melhor usinabilidade a baixas velocidades, quando as temperaturas na zona de corte são relativamente menores. O refrigerante ainda age como lubrificante, deste modo minimizando o atrito e reduzindo o componente de forças e consequentemente a taxa de desgaste da ferramenta. Em altas velocidades de usinagem o refrigerante tem acesso insignificante na interface ferramenta-peça ou ferramenta-cavaco na qual estão sob condições de “aprisionamento”. O refrigerante tende a se vaporizar devido às altas temperaturas geradas na aresta da ferramenta. A efetividade do refrigerante é restrita pela perda de suas propriedades refrigerantes na

película que se encontra em ebulição. A temperatura desta película em um fluido convencional fica em torno de 350 °C (PAUL; CHATTOPADHYAY, 1995).

Segundo Ezugwu et. al. (2003), a aplicação de refrigeração convencional não é o caminho para a melhoria das condições de usinagem de superligas uma vez que o refrigerante é incapaz de alcançar a zona de corte devido à formação de uma manta de vapor impedindo a penetração de refrigerante na zona de alta temperatura. O fluxo de cavaco pode ainda impedir o acesso de refrigeração na zona de corte. A administração de refrigeração diretamente na zona de corte é necessária para assegurar uma eficiente e econômica usinagem das superligas. Altas pressões de refrigerante, refrigeração criogênica e Mínima Quantidade de Fluido - MQF são técnicas utilizadas para se atingir este objetivo. Embora sistemas a altas pressões sejam eficientes durante a usinagem, problemas associados com o descarte de refrigerante e a névoa gerada, bem como a dificuldade de retenção do refrigerante pressurizado na máquina sem vazamentos devem ser considerados.

Refrigerantes a base de água são preferidos em torneamento a altas velocidades, fresamento e retificação por causa de seu grande poder refrigerante. Eles podem ser óleos solúveis ou soluções químicas. Fluido de corte do tipo nevoa é adequado para as operações simples de torneamento de todas as ligas (ASM HANDBOOK, 1990).

O uso de MQF é uma tecnologia desenvolvida que consiste na administração de pequenas quantidades de lubrificante na interface cavaco-ferramenta durante a usinagem. Nesta técnica são utilizados cerca de 6 a 70 ml/h de refrigerante/lubrificante contra 300 a 4000 ml/min. utilizados em usinagem convencional com lubrificação abundante (DERFLINGER et. al., 1999). A técnica de MQF envolve a aplicação de uma pequena quantidade de água e óleo solúvel, empregado através de ar comprimido que impulsiona a solução por meio de um jato pulverizado na aresta de corte da ferramenta. Esta técnica tem demonstrado sucesso em processos de retificação, fresamento e torneamento (BRINKSMEIER et. al., 1999).

Esta melhoria na usinabilidade pode ser atribuída à capacidade do óleo lubrificante, em forma de vapor, ser capaz de penetrar na interface ferramenta-peça e, deste modo, reduzir o atrito e as componentes das forças geradas durante a usinagem. A redução da temperatura na zona de corte através do uso do MQF é obtida devido à

evaporação contrariamente à condução, observada nas aplicações com fluido abundante ou a altas pressões. O fino spray de óleo durante o processo de lubrificação da zona de corte é ainda vaporizado pelas altas temperaturas geradas. Uma quantidade significativa de calor é absorvida pelo efeito da evaporação do lubrificante, deste modo contribuindo para uma considerável redução da temperatura na zona de corte. Uma eficiente refrigeração poderá, deste modo, ser obtida se um lubrificante com elevada entalpia de evaporação for utilizado. Água é uma boa escolha, mas a desvantagem é que causa a oxidação do equipamento. A principal desvantagem do uso do MQF é a geração de névoa, que pode vir a causar riscos à saúde do operador. Estes riscos podem ser minimizados através de eficientes sistemas de exaustão. Os resultados que estão sendo obtidos com o MQF são animadores, mas necessitam de uma maior pesquisa capaz de explorar todo o potencial desta nova tecnologia. As investigações deverão incluir o efeito das taxas de mistura ar-óleo, pressões ideais para o refrigerante de modo a aumentar a vida da ferramenta e a integridade dos componentes produzidos com este sistema (EZUGWU et. al., 2003).

Como afirma Brockhoff e Walter (1998) e Heisel et al. (1998) existem principalmente três tipos diferentes de sistemas de mínima quantidade de fluido. De um lado estão os sistemas de pulverização de baixa pressão, onde o refrigerante é aspirado por uma corrente de ar e levado à superfície ativa com uma mistura. Esses sistemas se distinguem por um fluxo volumétrico de refrigerante de aproximadamente 0,5 a 10 l/h. Eles são usados principalmente para a refrigeração com emulsões, produzem uma otimização notável e somente podem ser dosados grosseiramente. O segundo tipo de sistema usa bombas dosadoras com alimentação pulsatória de uma quantidade definida de lubrificante para a superfície ativa, sem ar. As taxas de fluxos são ajustáveis numa faixa entre 0,1 e 1,0 ml por ciclo, com até 260 ciclos por minuto. Estes sistemas são utilizados principalmente em processos intermitentes. O terceiro e mais usado tipo de sistema de refrigeração de quantidade mínima é o de pressão, em que o refrigerante é bombeado para o bocal através de uma tubulação de suprimento em separado. No bocal ele é misturado com ar comprimido fornecido separadamente, de forma que as quantidades de ar e lubrificante podem ser ajustadas independentemente. Este tipo de sistema é uma alternativa particularmente

interessante, porque combina a funcionalidade da refrigeração com um consumo extremamente baixo, na faixa 5 a 100 ml/h. Ao mesmo tempo, a mistura coaxial de refrigerante e ar no bocal previne enormemente a nebulosidade. Os ensaios realizados neste trabalho se referem ao emprego da técnica do sistema de refrigeração de quantidade mínima por pressão e fluido abundante.

Heisel et al. (1998) apresentam um diagrama esquemático de um sistema de refrigeração de quantidade mínima com o princípio de pressão descrito e os seus componentes ilustrados na Figura 3.27. O *know-how* desta tecnologia consiste na otimização do projeto do bocal.

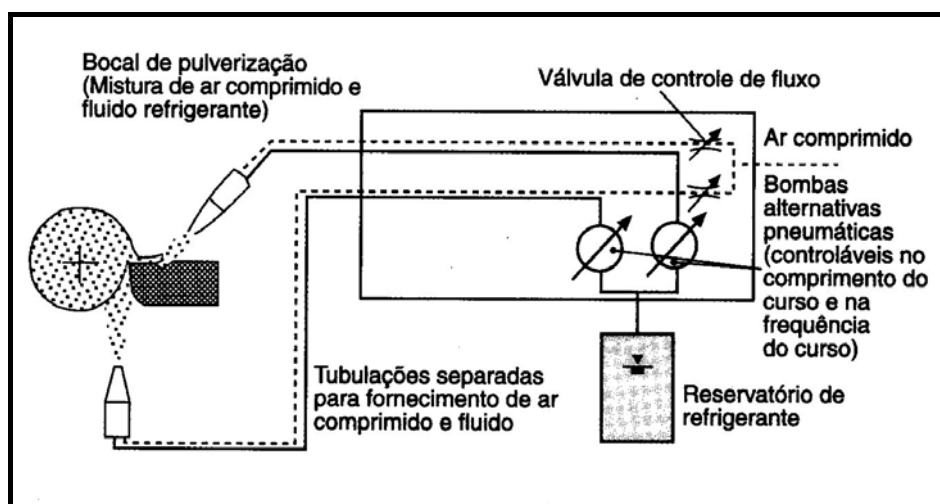


Figura 3.27 - Diagrama Esquemático de um Sistema de Lubrificação de Quantidade Mínima (HEISEL et al., 1998).

A estabilidade do jato, que significa a convergência da mistura ar-fluido, é muito importante para a aplicação nas máquinas de produção, porque ela determina a distância até a superfície ativa e, portanto, o perigo de colisões entre os sistemas de refrigeração e ferramentas, máquinas ou peça. Segundo Heisel et al. (1998), a distância entre o bocal e a área de corte, ângulo de pulverização ou ajuste relativo à superfície de saída e flanco da ferramenta parecem ser parâmetros de menor importância. Isto torna mais fácil o uso da refrigeração de quantidade mínima nas máquinas de produção.

3.3.8. Integridade superficial na usinagem de superligas à base de níquel

A questão da qualidade de componentes usinados é hoje em dia fortemente discutida e cada vez mais se exige componentes mecânicos com alta eficiência, não só pelo aspecto funcional, mas também pelo lado da segurança. Quando se produz qualquer componente através de operações que envolvam o cisalhamento do material da peça, deve-se ter em mente que a sua superfície apresenta irregularidades resultantes da ação inerente ao processo de produção, além de fatores tais como: deflexão, vibração ou trepidação da máquina ou peça. O controle da rugosidade é necessário para dar a máxima condição satisfatória ao componente usinado, para que o mesmo tenha vida longa, resistência à fadiga, máxima eficiência e intercambiabilidade funcional. A textura superficial pode ter uma influência decisiva na aplicação e desempenho do componente usinado (EZUGWU; TANG, 1995).

Entre os fatores que afetam a integridade superficial da peça nas operações de usinagem, os mais críticos provavelmente referem-se ao desgaste da ferramenta, velocidade de corte, profundidade de corte e avanço. O desgaste da ferramenta aumenta o atrito entre a ferramenta e a superfície usinada, aumentando a temperatura que induz tensões normais e de cisalhamento, conduzindo à deformação superficial e subsuperficial que podem causar tensões residuais e as baixas velocidades podem resultar no desenvolvimento de danos causados pela presença de aresta postiça de corte. O efeito da velocidade de corte sobre a tensão residual induzida depende, em grande parte, das propriedades do material da peça e da ferramenta. O aumento da espessura do cavaco permite muito mais dissipação de calor através dos cavacos, o qual reduz a tensão de tração interna gerada na peça pela tensão térmica. A distribuição da tensão residual é afetada pela mudança da profundidade de corte. Assim, as fontes que ocasionam tensão residual na superfície usinada podem ser: transformação de fase, tensão térmica devido às irregularidades de aquecimento e resfriamento da camada superficial e deformação mecânica (BRINKSMEIER et al., 1982; MATSUMOTO et al., 1986; ABRÃO; ASPINWALL, 1996; CAPELLO et al., 1999 e ELWARDANY et al., 2000).

De acordo com Ezugwu e Wang (1996); Vigneau (1997) e Ezugwu et al. (1999), a usinagem de superligas induz efeitos na integridade da superfície, os quais incluem:

- Alta rugosidade;
- Modificações na dureza da camada superficial devido ao endurecimento da peça;
- Microtrincas ou macrotrincas particularmente em retificação;
- Deformação plástica;
- Transformações metalúrgicas atribuídas à alta temperatura;
- Tensões residuais (tração ou compressão); e
- Alterações químicas incluindo alta temperatura de oxidação e difusão entre a peça e o material da ferramenta.

Por essa razão, devem-se tomar cuidados especiais para assegurar a vida da ferramenta e a integridade superficial adequada a componentes usinados por intermédio de controle dos principais parâmetros, incluindo escolha do material e geometria da ferramenta, método de usinagem, velocidade de corte, valores de avanço, profundidade de corte e etc. Uma atenção maior deve ser dada às superligas à base de níquel, uma vez que suas aplicações são mais extensas em aeronaves e usinas de energia nuclear, onde as sensíveis superfícies podem afetar as propriedades (fadiga, fratura/trinca por tensão de corrosão e fluência) tendo um grande impacto na vida em serviço dos componentes (BRINKSMEIER et al., 1982; SADAT, 1987; EZUGWU; WANG, 1996 e EZUGWU et al., 1999a). De acordo com Capello et al. (1999), os fatores que mais afetam a tensão residual são principalmente influenciados pelo raio de ponta e pelo avanço, enquanto que velocidade de corte e ângulo de saída representam papel secundário no torneamento de diversos materiais, incluindo alguns aços.

A iniciação de trincas em componentes pode, muitas vezes, estar correlacionada a tensões residuais de tração. Como as trincas se expandem, a resistência da seção é reduzida e, então, a seção poderá não mais resistir à carga aplicada e uma falha poderá ocorrer. Portanto, é importante conhecer exatamente os efeitos do processo de usinagem sobre a integridade da superfície, e também, ter certeza da capacidade de

reprodução destes efeitos quando um parâmetro de usinagem é modificado, ainda que levemente, para manter as tensões residuais sob controle.

Ezugwu et al. (1999) revelaram que o torneamento com ferramenta nova que possua aresta afiada e ângulo de saída positivo tende a minimizar o valor da tensão residual, da deformação plástica e do endurecimento da peça. A geometria da ferramenta de corte pode também afetar a superfície usinada. Usinagem prolongada tende a aumentar a dureza da camada da superfície e também deteriorar a superfície usinada. Isto pode ser atribuído ao desgaste de flanco severo, e conseqüentemente ao aumento das componentes de forças e da temperatura de corte devido ao aumento da área de contato relativo ao movimento entre o desgaste de flanco e a ponta da ferramenta. Condições de usinagem que introduzem altas tensões sobre a superfície usinada devem sempre ser evitadas e esforços devem ser feitos para assegurar a tensão de compressão sempre que possível. Efeitos desagradáveis na superfície usinada podem ser minimizados pelo uso de métodos e condições de usinagem apropriadas. Liu e Barash (1976) apud Silva (2002), pesquisando o efeito do desgaste de flanco da ferramenta de usinagem sobre a integridade superficial de peças usinadas, constataram que o aumento do desgaste de flanco faz aumentar o atrito entre a ferramenta e a superfície usinada e, como consequência, um aumento na temperatura afeta a tensão residual.

König e Gerschwiler (1999) revelaram que o desgaste de entalhe na aresta de corte secundária conduz a um pobre acabamento superficial e na aresta principal resulta em formação de rebarbas na peça. Os pesquisadores afirmam também que deformação plástica da microestrutura acontece na superfície da peça por causa da operação de usinagem, causando endurecimento e aumentando a dureza final da peça (encruamento). A extensão da deformação e o valor da dureza aumentam dependendo dos parâmetros de corte, geometria e desgaste da ferramenta. A deformação plástica da superfície pode estar associada à mudança na forma do grão. Deformação plástica é visível com microscópio óptico e geralmente estende-se acima de 20 μ m da superfície. Medida da microdureza mostra um significativo aumento da dureza na superfície causada pela deformação plástica. Alterações induzidas na superfície pelo

processo de fabricação podem afetar substancialmente as propriedades do componente, dentre elas, a rugosidade final nas peças usinadas.

Segundo Diniz e Noritomi (1998) a rugosidade teórica máxima (R_{yT}) do perfil é a distância u_T , apresentada na Figura 3.28, que gerou a Equação 3.3.

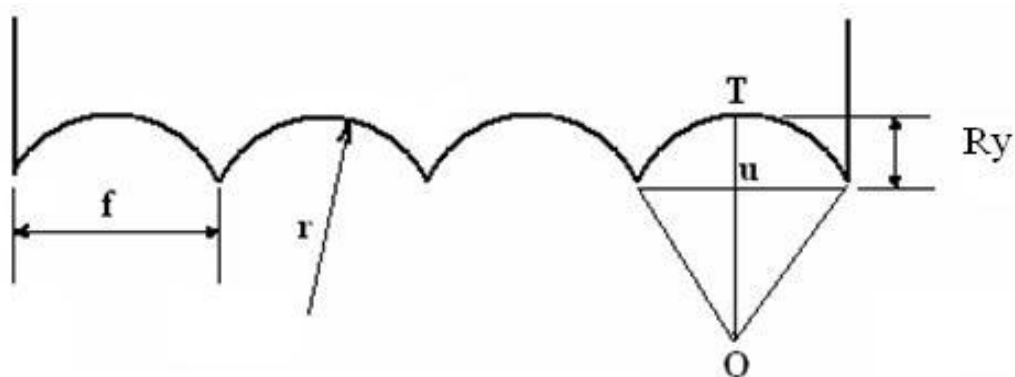


Figura 3.28 - Perfil de rugosidade de uma peça torneada (DINIZ; NORITOMI, 1998).

$$Ry = \frac{f^2}{8.r} \times 1000 \text{ (}\mu\text{m)} \quad (3.3)$$

onde Ry é a rugosidade máxima, f o avanço e r o raio de ponta da ferramenta.

A rugosidade média teórica Ra , também pode ser calculada utilizando-se a analogia, onde se tem um valor aproximado para a mesma de: $Ry/Ra = 4$

$$Ra = \frac{f^2}{32.r} \times 1000 \text{ (}\mu\text{m)} \quad (3.4)$$

Onde Ra é a rugosidade média, f o avanço e r o raio de ponta da ferramenta.

O objetivo da medição de rugosidade foi avaliar o desempenho das ferramentas utilizadas nas diversas condições de corte quanto ao acabamento gerado, mais especificamente sobre o parâmetro Ra .

3.3.9. Vida da ferramenta

Segundo Diniz (2008) a vida de uma ferramenta é o tempo em que a mesma trabalha efetivamente (deduzidos os tempos passivos), até perder sua capacidade de corte, dentro de um critério previamente estabelecido. Atingido este tempo a ferramenta deve ser reafiada ou substituída.

Os fatores que determinam a fixação de um determinado valor limite de desgaste para o fim da vida da ferramenta são vários. A ferramenta deve ser retirada de uso quando:

- Os desgastes atingirem proporções tão elevadas que se receia a quebra da aresta de corte;
- Devido ao desgaste da superfície de folga da ferramenta não sendo mais possível a obtenção de tolerâncias apertadas e/ou bons acabamentos superficiais da peça, principalmente em operações de acabamento;
- Os desgastes acentuados, fazendo com que a temperatura da aresta cortante ultrapasse a temperatura na qual a ferramenta perde o fio de corte; e
- O aumento da força de usinagem, proveniente dos desgastes elevados da ferramenta, interfere no funcionamento da máquina (DINIZ, 2008).

A vida de uma ferramenta é geralmente expressa em minutos, porém em certos casos prefere-se defini-la pelo percurso de corte ou percurso de avanço correspondente. A vida T , em minutos, é dada pela Equação 3.5 a seguir:

$$T = L_c / v_c \quad (3.5)$$

Onde

L_c = percurso de corte, em metros,

v_c = velocidade de corte, em m/min.

Nas ferramentas de metal duro o desgaste frontal é geralmente maior que o desgaste de cratera. Os desgastes aumentam progressivamente até a quebra da cunha cortante, que deve ser evitada devido às suas conseqüências danosas. Na utilização de ferramentas de metal duro com cobertura, o desgaste de flanco da ferramenta (nestas ferramentas o desgaste de cratera, em geral é muito pequeno ou inexistente) cresce lentamente, devido à alta resistência ao desgaste das camadas de cobertura da ferramenta, até atingir valores de V_B da ordem de 0,3 a 0,4 mm (DINIZ, 2008).

Neste momento, as camadas de cobertura já estão quase que totalmente consumidas pelo desgaste e, então, o corte passa a ser realizado pelo substrato da ferramenta, que é bem menos resistente ao desgaste, o que faz com que o desgaste de flanco passe a crescer bem rapidamente, chegando a valores da ordem de 0,8 a 1,0 mm num tempo muito curto.

A condição de usinagem é um dos principais fatores que influenciam no desgaste e vida da ferramenta. A progressão do desgaste é influenciada principalmente pela velocidade de corte, depois pelo avanço e por último pela profundidade de usinagem.

A velocidade de corte é o parâmetro que mais influencia o desgaste, pois com o aumento da mesma aumenta a energia (calor) que é fornecida ao processo, sem um aumento da área da ferramenta que recebe este calor.

O aumento do avanço, por sua vez, também aumenta a quantidade de calor imputada ao processo, porém também aumenta a área da ferramenta que recebe este calor.

A influência da profundidade de usinagem é menor, já que ao ser aumentada, a profundidade de usinagem não mexe com a energia destinada ao corte por unidade de área, nem com a velocidade de retirada do cavaco, mas somente faz com que um maior volume seja retirado através da utilização de uma maior porção da aresta de corte.

Outro fator de grande influência na vida da ferramenta está relacionado à sua geometria. Uma diminuição do ângulo de posição para um mesmo avanço e mesma profundidade de usinagem, acarreta uma diminuição da espessura de corte. Esta

variação do ângulo de posição permite maior vida da ferramenta, pois resulta numa melhor distribuição da temperatura de corte num trecho maior da ferramenta.

O ângulo de ponta deve ser o maior possível para não enfraquecer a ponta da ferramenta. Em relação ao ângulo de saída da ferramenta, quanto maior o seu valor menor a deformação do cavaco e menor a temperatura, a pressão específica de corte e o desgaste da ferramenta. Porém, com o aumento do ângulo de saída diminui também a resistência da cunha da ferramenta.

O crescimento do ângulo de folga diminui o desgaste frontal, pois reduz a área de atrito entre a ferramenta e a peça, principalmente para valores pequenos de ângulo de folga (menores que 5°). Por outro lado, seu crescimento também enfraquece a cunha de corte. Deste modo, é recomendada a utilização dos menores valores possíveis, mas sempre em torno de 5° (DINIZ, 2008).

4. MATERIAIS E MÉTODOS

A seguir serão apresentadas as características do material utilizado nos ensaios, como composição química, dureza, dimensões do corpo de prova, etc., bem como os equipamentos e ferramentas usadas e a metodologia de trabalho adotada para coleta e análise dos dados.

4.1. MATERIAL UTILIZADO

As barras de liga de níquel utilizadas nos trabalhos foram fabricadas e fornecidas pela empresa Villares Metals. Utilizou-se o *Pyromet*® 31V na condição laminado a quente com dureza entre 41,5 e 42,5 HRC e também na condição laminado seguido do tratamento de solubilização (1040 °C por 1h com resfriamento ao ar) e envelhecimento (780 °C por 4h com resfriamento ao ar), com dureza variando entre 36 e 38 HRC. A Tabela 4.1 apresenta a composição nominal da liga utilizada.

Tabela 4.1 - Composição nominal da liga de níquel (CARTECH, 2003)

Composição	Ni	Cr	Fe	Ti	Al	Nb	Mn	Si	S	Mo	B	P	C
<i>Pyromet</i> ® 31V (UNS N07032)	57,0	22,7	Rem.	2,3	1,3	0,85	0,2 Max.	0,2 Max.	0,015 Max.	2,0	0,005	0,015 Max.	0,04

*Rem.: Remanescente

Os corpos de prova tinham dimensões de 185 mm de comprimento por 52 mm de diâmetro. Para que a placa de três castanhas do torno usado pudesse prender adequadamente a peça, uma das extremidades foi usinada de modo a reduzir seu diâmetro, conforme apresentado na Figura 4.1.



Figura 4.1 - Representação esquemática do CDP

Todos os corpos de prova foram pré-usinados para a remoção de irregularidades e assegurar a centragem exata da barra em relação ao torno após a fixação da peça na placa e contra ponta, resultando em um diâmetro inicial aproximado de 52 mm.

4.2. ENSAIOS DE USINAGEM E EQUIPAMENTOS

Em virtude do desgaste acentuado na usinagem de ligas à base de níquel, nos ensaios de torneamento cilíndrico externo realizados nos corpos de prova, decidiu-se pelo fracionamento do comprimento total da peça em duas partes. Isso foi feito para poder acompanhar o desgaste da ferramenta e as características do material de uma forma gradual, registrando as informações a cada comprimento usinado de aproximadamente 90 mm.

Desse modo, foram realizados passes na peça até o fim de vida da ferramenta ou até que fosse atingido o limite operacional do torno. Uma vez atingido o menor diâmetro passível de usinagem, a peça era virada e os ensaios prosseguiram na outra extremidade – Figura 4.2.

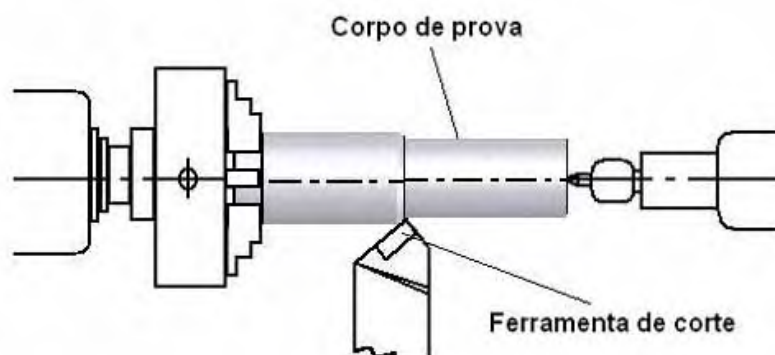


Figura 4.2 - Representação do ensaio de torneamento cilíndrico externo

Os parâmetros de usinagem iniciais utilizados nos ensaios foram retirados do catálogo do fabricante das ferramentas e modificados posteriormente em função dos resultados obtidos.

As ferramentas utilizadas nos ensaios conforme indicação do fabricante (Sandvik), para usinagem de superligas termoresistentes, foram as pastilhas de metal

duro recobertas TNMG 160408-23 Classe S15 (GC 1005) e as pastilhas de metal duro sem recobrimento TNMG 160408-23 Classe S15 (H13A). A geometria triangular foi escolhida em função de propiciar uma comparação com os resultados obtidos a partir de trabalhos anteriores (FARIA, 2007, por exemplo), além de oferecer maior acessibilidade, exigir menos potência e apresentar menores vibrações. O mesmo vale para a escolha do quebra-cavaco 23, indicado para a usinagem de superligas tendo como vantagem uma geometria de corte leve, viva, gerando baixas forças de corte, com possibilidade de usinagem de hastes delgadas e peças com paredes finas (SANDVIK, 2005). As ferramentas recobertas (Sandvik GC 1005) apresentam uma combinação de um substrato de finos grãos com baixo teor de cobalto conferindo à ferramenta boa resistência à deformação plástica. O revestimento por PVD, possui uma camada interna de 4 μm de TiAlN e outra externa de TiN , visando oferecer à ferramenta uma boa resistência ao desgaste em altas temperaturas, além de um efeito tenaz sobre a aresta de corte. A ferramenta sem recobrimento H13A foi selecionada por combinar boa resistência ao desgaste por abrasão com boa tenacidade no torneamento de superligas (SANDVIK, 2005).

Para os ensaios de usinagem foi utilizado, em ambas as ferramentas, o suporte Sandvik PTG NR 2020K 16, com os seguintes ângulos:

- ângulo de posição: $K_r = 91^\circ$;
- ângulo de saída: $\gamma_o = -6^\circ$; e
- ângulo de inclinação: $\lambda_s = -6^\circ$.

O suporte utilizado e suas dimensões estão apresentadas, respectivamente, na Figura 4.3 e Tabela 4.2.

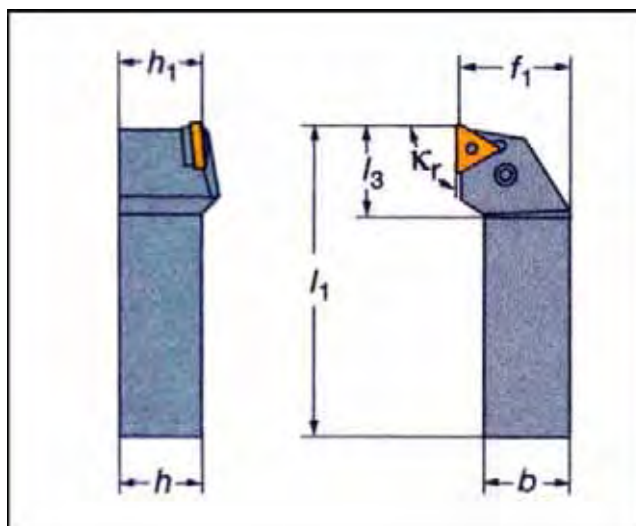


Figura 4.3 - Suporte para ferramenta Sandvik PTG NR 2020K 16 (SANDVIK, 2005)

Tabela 4.2 - Dimensões do suporte (SANDVIK, 2005)

Dimensão	h	h ₁	b	l ₁	l ₃	f ₁
Valor (mm)	20	20	20	125	20,2	25,0

Os ensaios foram realizados em um torno CNC-MACH 9-CENTUR 30S, 25 a 3500 rpm, com potência de 7,5 CV, marca ROMI, conforme Figura 4.4, pertencente ao Departamento de Materiais e Tecnologia da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, UNESP.



Figura 4.4 - Máquina ferramenta: Torno CNC Romi CENTUR 30S

O fluido de corte utilizado de forma abundante nos ensaios foi desenvolvido para atender às operações de usinagem para todos os tipos de metais, com exceção do magnésio. O Lubrax OP-38-EM consiste de um óleo emulsionável de base naftênica para corte, usinagem e acabamento de metais. O óleo utilizado é recomendado para várias operações de usinagem de metais, como perfuração, corte, torneamento, esmerilhamento, retificação e rosqueamento, inclusive nos casos que exigirem grande capacidade de refrigeração a alta velocidade de corte. Este óleo forma emulsões do tipo óleo em água, leitosas, homogêneas e estáveis em todas as concentrações indicadas para uso. A vazão de fluido de corte durante a realização dos ensaios foi de aproximadamente 4,8 litros/minuto.

Para os ensaios desenvolvidos com a técnica de Mínima Quantidade de Fluido (MQF) utilizou-se o equipamento *Accu-lube*, fabricado pela empresa *ITW Chemical Products Ltda*, o qual usa sistema pulsante de fornecimento de óleo e permite a regulagem da vazão de ar comprimido e lubrificante de maneiras independentes. Conforme orientação do fabricante foi utilizado o lubrificante de base vegetal LB 1000, indicado para usinagem média e pesada de materiais ferrosos. A vazão e pressão ajustadas para o teste foram 5 ml/h e 5 bar, respectivamente.

O sistema MQF é composto basicamente de: compressor, regulador de pressão, rotâmetro, dosador e bico aspersor. O equipamento de mínima quantidade de fluido permite uma fina regulagem do volume de lubrificante/ar separadamente, por meio de um registro tipo agulha, atomizando-o em um fluxo de ar à pressão constante de 5,0 bar (kgf/cm^2). É apresentada na Figura 4.5 a unidade de controle do equipamento de MQF, onde é feita a dosagem do lubrificante e a regulagem da vazão de ar comprimido. Cada parte que compõe o equipamento foi numerada para facilitar a descrição e função.

O modelo permite um ajuste fino da velocidade do ar para a formação de névoa com diferentes valores de vazão. O bico aspersor foi colocado a cerca de 30 mm da ferramenta direcionado para a superfície de saída/interface.

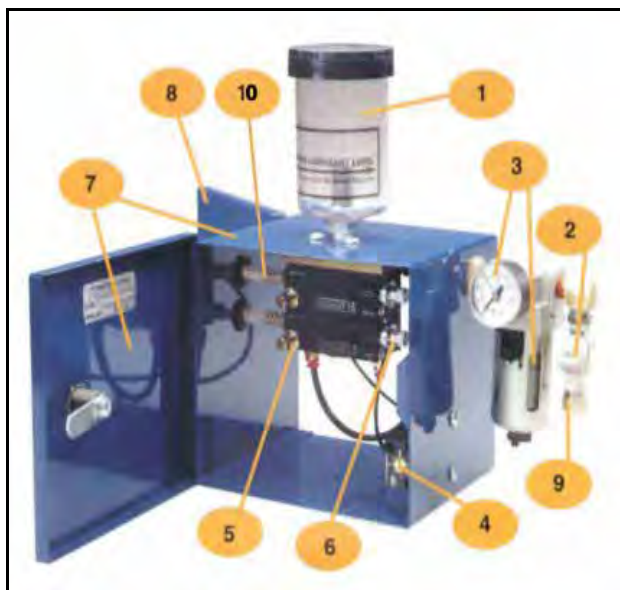


Figura 4.5 - Esquema do Equipamento de Mínima Quantidade de Fluido - MQF (Aplicador Accu-Lube®).

1. Reservatório 300 ml
2. Registro de acionamento
3. Manômetro e filtro de ar
4. Gerador de frequência (sentido horário aumenta frequência)
5. Bomba pneumática de ajuste individual
6. Ajuste do fluxo de lubrificante
7. Caixa metálica
8. Furos de montagem ou bases magnéticas para fixação rápida
9. Entrada de ar
10. Saída para o bocal aplicador

Após a realização de cada passe a peça era removida do torno e o diâmetro medido através de um paquímetro Mitutoyo de 0 a 200 mm com sensibilidade de 0,05 mm.

A peça era então levada a um desempenho onde a rugosidade (R_a e R_y) era medida através do rugosímetro Mitutoyo SURFTEST-301, o qual era aferido e calibrado antes do início das medições – Figura 4.6. O parâmetro de *cut-off* foi ajustado para 0,8 mm em todas as medidas.



Figura 4.6 - Rugosímetro Mitutoyo SURFTEST-301

A cada passe, o desgaste da ferramenta era acompanhado através da utilização de uma lupa graduada e os cavacos coletados para posterior análise.

Foi utilizado um estereoscópio da marca Zeiss, modelo Stemi SV 11, para a realização das imagens das ferramentas visando o estudo dos aspectos do desgaste para cada condição de corte utilizada – Figura 4.7. As imagens foram realizadas utilizando-se ampliações entre 10 e 32 vezes.

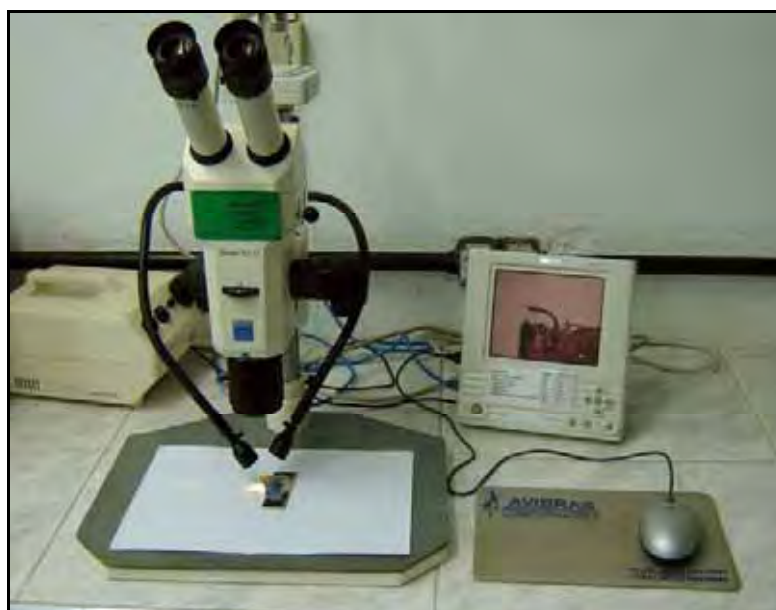


Figura 4.7 - Estereoscópio Zeiss, modelo Stemi SV 11

Nas ferramentas em que foi identificada a adesão de material da peça, podendo caracterizar a presença de aresta postiça de corte, as mesmas foram submetidas à análise por Microscopia Eletrônica de Varredura – MEV, sendo utilizado o equipamento da marca Zeiss, modelo LEO 435VPi, apresentado na Figura 4.8.

Essa atividade foi realizada também para se obter maiores detalhes do mecanismo de desgaste da aresta da ferramenta de corte, além de se fazer micro análises semi-quantitativas de material em determinadas regiões da ferramenta, através de um sistema de micro análises EDS (*Energy Dispersive Spectroscopy* – Espectroscopia de Energia Dispersiva). O equipamento de MEV foi utilizado ainda para análise da microestrutura da liga de níquel *Pyromet*® 31V nas duas condições, apenas laminada e na condição solubilizada e envelhecida, visando identificar a presença de carbeto metálicos.

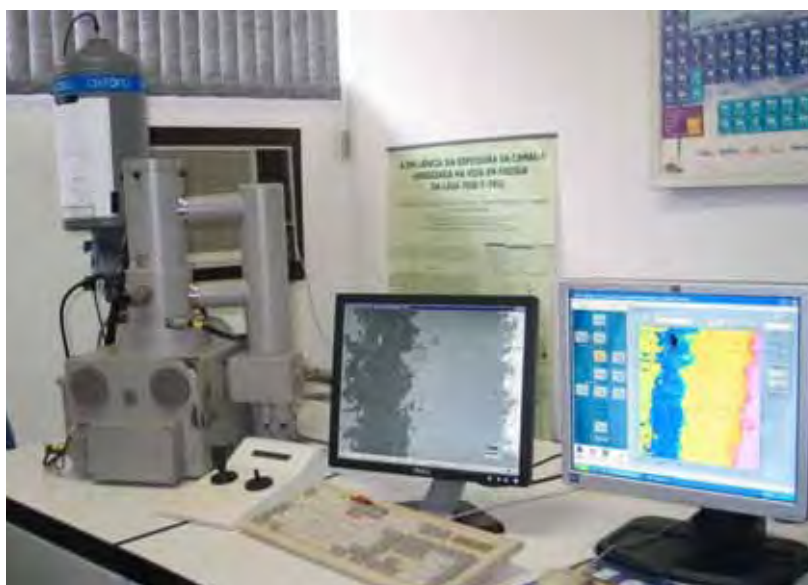


Figura 4.8 - Microscópio Eletrônico de Varredura Zeiss, modelo LEO 435VPi

Com exceção do estereoscópio e MEV pertencentes à Divisão de Materiais (AMR) do IAE - CTA, todos os demais equipamentos são de propriedade do Departamento de Materiais e Tecnologia da Faculdade de Engenharia da Unesp – Campus de Guaratinguetá.

A preparação das amostras para realização dos ensaios metalográficos, visando a análise da microestrutura da matéria-prima utilizada nos ensaios, seguiram a seguinte

sequência de preparação: embutimento da amostra, lixamento, polimento e ataque químico.

Para a obtenção de algumas propriedades mecânicas da liga de níquel *Pyromet*® 31V a ser utilizada foram preparados corpos-de-prova para o ensaio de tração, que foram usinados de acordo com as dimensões mostradas na Figura 4.9, obedecendo aos critérios estabelecidos na norma ASTM E8M/97. A partir dos ensaios de tração foram determinados o limite de escoamento (σ_e), o limite de resistência à tração (σ_t) e o módulo de Young (E) para a liga apenas laminada e para a liga que passou por tratamento de solubilização e envelhecimento.

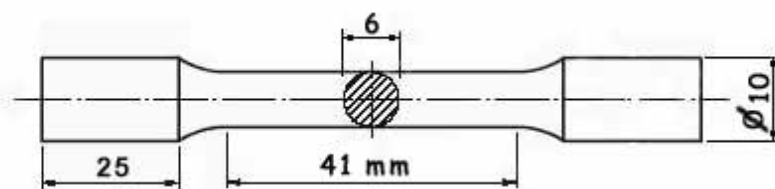


Figura 4.9 - Geometria do corpo-de-prova para ensaio de tração.

Para a realização do ensaio foi utilizado o seguinte equipamento (Figura 4.10) e parâmetros:

- Equipamento: Máquina de Ensaio Universal Servo Hidráulica
- Marca: INSTRON
- Modelo: 8801
- Célula de carga: 100 KN
- Velocidade do ensaio: 2,0 mm/min.



Figura 4.10 - Máquina de Ensaio Universal Servo Hidráulica INSTRON, modelo 8801.

Os valores das tensões medidas em cada um dos cinco corpos-de-prova das ligas de níquel laminadas e daquelas solubilizadas e envelhecidas, bem como os módulos de elasticidade encontram-se apresentados na Tabela 4.3.

Tabela 4.3 - Módulo de elasticidade e tensões de escoamento e de ruptura da liga de níquel *Pyromet® 31V*

CDP	LAMINADA			SOLUBILIZADA		
	σ_e (MPa)	σ_t (MPa)	E (GPa)	σ_e (MPa)	σ_t (MPa)	E (GPa)
01	775,7	1158,5	169	882,8	1243,5	174
02	797,7	1235,5	178	882,6	1223,8	184
03	782,1	1178,8	173	792,2	1169,1	166
04	805,5	1200,8	161	909,0	1254,4	182
05	815,8	1214,6	165	764,5	1148,4	170
MÉDIA	795,4	1197,6	169	846,2	1207,8	175

Ensaio realizado conforme ASTM E8M - *Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*.

Os valores medidos, à temperatura ambiente, para os limites de escoamento e limite de resistência à tração ficaram próximos àqueles retirados da literatura e apresentados no Quadro 3.2.

Na Figura 4.11 estão representadas as curvas de Tensão x Deformação para um corpo-de-prova laminado e um solubilizado, cujos limites de escoamento e de ruptura mais se aproximaram da média para cada condição.

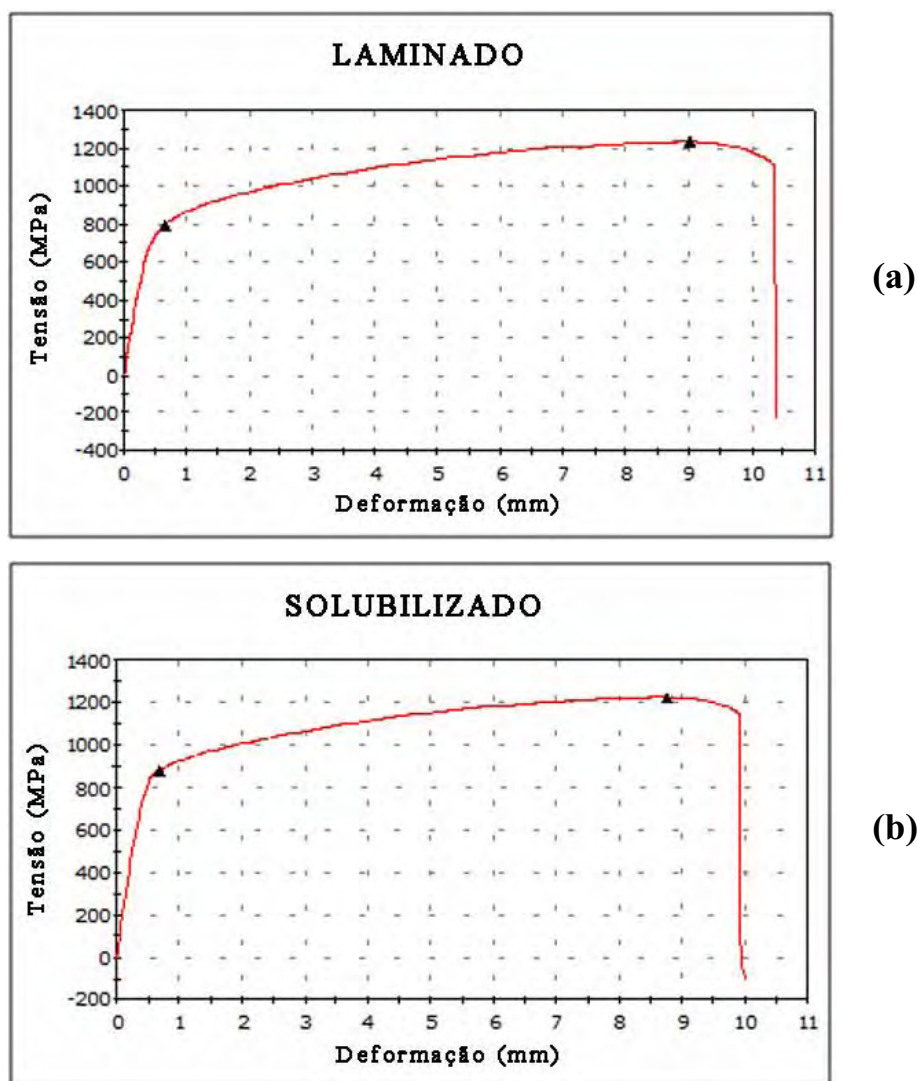


Figura 4.11 - Curvas Tensão x Deformação para as ligas (a) laminada e (b) solubilizada e envelhecida.

4.3. METODOLOGIA

Os ensaios foram conduzidos de modo que, a cada passe realizado na peça, a mesma era retirada do torno, o seu diâmetro era medido e amostras de cavacos recolhidos para análise. A peça era então levada à bancada para medição da rugosidade, considerando-se a média de três medições realizadas em ângulos de aproximadamente 120 graus. O desgaste da ferramenta era medido e o valor, bem como o de todas as outras informações coletadas, eram registradas na folha de coleta de dados – conforme planilha apresentada no Apêndice.

O desempenho da ferramenta de corte foi considerado em termos de: v_c , f , a_p e acabamento superficial. O critério escolhido de fim de vida da ferramenta foi o desgaste de flanco máximo (VB_{Bmax}) igual a 0,5 mm, embora a Norma ISO 3685:1993 recomende um critério de VB_B igual a 0,3 mm (para desgaste regular) e VB_{Bmax} de 0,6 mm quando o desgaste for irregular. O valor de VB_{Bmax} adotado teve como objetivo propiciar um comprimento de corte que possibilitasse o estudo da progressão do desgaste em função da vida da ferramenta e do volume de cavaco removido, relacionando-o com a rugosidade. Além disso, este critério de fim de vida foi adotado visando evitar uma possível quebra da ferramenta caso fosse utilizado maior valor de VB como critério de fim de vida.

A vida da ferramenta é usualmente baseada em certos critérios de desgaste. Geralmente o desgaste de flanco é o mais considerado, uma vez que com o seu aumento será afetada a estabilidade da aresta de corte e conseqüentemente as tolerâncias dimensionais da peça usinada serão ultrapassadas. Além do desgaste de flanco, a superfície final da peça usinada também pode ser usada como indicador do desempenho da ferramenta.

O planejamento inicial previa a realização de ensaios tendo como ponto de partida os parâmetros de corte indicados pelo fabricante da ferramenta e, a partir destes dados tomou-se a velocidade de corte (v_c) como principal parâmetro a ser modificado e seguido pelo avanço (f), possibilitando uma análise em diversas condições de usinagem. Tomou-se a velocidade de corte como principal parâmetro a variar em

virtude de sua grande influência na vida da ferramenta sobressaindo sobre os demais parâmetros.

A determinação da profundidade de usinagem (a_p) é normalmente advinda de aspectos mais relacionados com a geometria da peça e em termos de sobremetal a ser retirado além da geometria do quebra cavaco da ferramenta de corte. Já o avanço (f) é determinado tendo como base o tipo de operação a ser realizada em termos de desbaste ou acabamento.

Na usinagem utilizando-se a ferramenta de corte sem recobrimento H13A foi tomado ainda como referência, além das informações contidas no catálogo do fabricante, as condições de corte utilizadas por Faria (2007) na usinagem da liga de níquel Nimonic 80A, uma vez que as ferramentas usadas bem como o material usinado eram similares aos empregados neste trabalho. De acordo com Faria (2007), com uma velocidade constante de 75 m/min. e avanço de 0,18 mm/rot. foram usadas duas profundidades de corte e, foi observada uma nítida influência negativa para a vida da ferramenta devido ao aumento da severidade da operação para a profundidade de corte de 1,6 mm, no qual passou-se de um $L_c = 914,4$ m ($a_p = 0,8$ mm) para um $L_c = 220,0$ m ($a_p = 1,6$ mm). Deste modo, definiu-se pela adoção da profundidade de 0,8 mm tanto para as ferramentas sem recobrimento quanto para as recobertas.

Pode-se notar que, embora o ângulo de posição do suporte utilizado seja de 91° , na prática devido à profundidade de usinagem escolhida de 0,8 mm, coincidindo com o raio de ponta da ferramenta, o ângulo de posição real passa a ser de 45° . Assim sendo, o desempenho da ferramenta observado por Faria (2007) para a profundidade de usinagem de 0,8 mm ter sido superior à de 1,6 mm se justifica pelo fato da mudança no ângulo de posição real, o que proporciona um afinamento do cavaco, favorecendo a vida da ferramenta.

Visando facilitar a informação dos dados referentes aos parâmetros de corte utilizados, os valores serão apresentados da seguinte forma: **75-12-08**, que significa uma velocidade de corte de 75 m/min., um avanço de 0,12 mm/rot. e uma profundidade de corte de 0,8 mm. Não havendo qualquer informação quanto à unidade de cada parâmetro deverão ser consideradas as unidades de medida indicadas acima. Em relação ao material ensaiado convencionou-se indicar a liga laminada a quente que

passou por tratamento de solubilização seguida por envelhecimento como sendo a liga **solubilizada**, enquanto aquela que não recebeu tratamento térmico será denominada simplesmente por liga **laminada**.

É apresentada na Figura 4.12 a faixa de valores nos quais há a efetividade do funcionamento do quebra cavaco, segundo informações do fabricante da ferramenta para o quebra cavaco 23. Este quebra cavaco possui como vantagem uma geometria de corte leve, viva, gerando baixas forças de corte, com possibilidade de usinagem de hastes delgadas e peças com paredes finas. A orientação do fabricante sugere que a profundidade de corte seja pelo menos $2/3$ do raio de ponta da ferramenta. Entretanto, conforme informado anteriormente, apesar do fabricante indicar que o quebra cavaco tem efetiva ação até uma profundidade de corte de aproximadamente 3,8 mm, a prática mostrou que na usinagem de níquel a uma profundidade de corte acima de 0,8 mm foi observado um excessivo desgaste da aresta de corte (FARIA, 2007 por exemplo). Assim, as marcações (a, b, c e d) na figura representam as condições de corte utilizadas nos ensaios com *Pyromet*® 31V para as velocidades de 75 e 90 m/min.

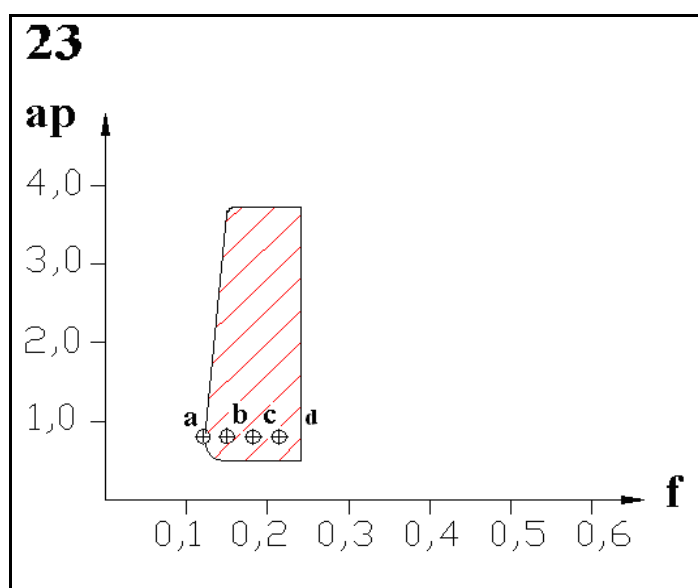


Figura 4.12 - Representação da região de aplicação do quebra-cavaco da ferramenta utilizada (adaptado de SANDVIK, 2002).

Apesar de a literatura apontar para uma maior dificuldade na usinagem das ligas de níquel que passaram por tratamento de solubilização seguida por envelhecimento,

preferiu-se adotar, na condição de lubrificação abundante, os mesmos parâmetros e condições de corte utilizadas na usinagem das ligas apenas laminadas.

Prevendo um desgaste mais acentuado na usinagem com MQF em relação à utilização de fluido abundante, os ensaios foram realizados apenas com ferramentas recobertas e nas melhores condições observadas na usinagem das ligas laminadas e daquelas solubilizadas. Os parâmetros utilizados com MQF foram $v_c = 75$ e 90 m/min., $f = 0,15$ mm/rot. e $a_p = 0,8$ mm para a liga laminada e $v_c = 75$ e 90 m/min., $f = 0,12$ mm/rot. e $a_p = 0,8$ mm para a liga solubilizada. Com os parâmetros de corte definidos, pôde-se planejar a matriz de experimentos para os testes, conforme apresentado na Tabela 4.4.

Tabela 4.4 - Matriz de experimentos com ferramentas de metal duro recobertas classe S15 (GC 1005) e sem recobrimento classe S15 (H13A)

v_c (m/min)	f (mm/rot.)	a_p (mm)	Peça (condição)	Lubrificação
75	0,12	0,8	Laminada	Abundante
75	0,15	0,8	Laminada	Abundante
75	0,18	0,8	Laminada	Abundante
75	0,21	0,8	Laminada	Abundante
90	0,12	0,8	Laminada	Abundante
90	0,15	0,8	Laminada	Abundante
90	0,18	0,8	Laminada	Abundante
90	0,21	0,8	Laminada	Abundante
75	0,12	0,8	Solubilizada	Abundante
75	0,15	0,8	Solubilizada	Abundante
75	0,18	0,8	Solubilizada	Abundante
75	0,21	0,8	Solubilizada	Abundante
90	0,12	0,8	Solubilizada	Abundante
90	0,15	0,8	Solubilizada	Abundante
90	0,18	0,8	Solubilizada	Abundante
90	0,21	0,8	Solubilizada	Abundante
75	0,15	0,8	Laminada	MQF *
90	0,15	0,8	Laminada	MQF *
75	0,12	0,8	Solubilizada	MQF *
90	0,12	0,8	Solubilizada	MQF *

* Nesta condição somente foram testadas ferramentas recobertas.

Nos casos em que, após a análise dos resultados relativos à vida da ferramenta, os mesmos apresentassem valores fora da tendência esperada, os ensaios foram

replicados para confirmação se houve ou não influência de fatores externos que pudessem ter interferido no resultado do ensaio.

4.3.1. Análise da superfície usinada

As medições de rugosidade foram realizadas após cada passe, com comprimento previamente determinado, para todas as condições de usinagem. A peça era removida do torno e as medidas realizadas em três posições ao longo da circunferência do corpo de prova, dispostas em ângulos de aproximadamente 120° uma da outra. As medições foram realizadas de acordo com a norma ASTM NBR 6405/88.

O valor do *cut-off* a ser utilizado na realização das medições depende da distância entre os sulcos deixados pelo avanço (f) da ferramenta. Deste modo, para os avanços de 0,12; 0,15; 0,18 e 0,21 mm/rot. utilizados nos ensaios de torneamento do Pyromet® 31V o *cut-off* foi de 0,8 mm, que é aplicado quando temos distâncias entre sulcos variando entre 0,1 e 0,32 mm para um perfil periódico.

4.3.2. Análise do desgaste da ferramenta

A cada passe concluído a ferramenta de corte era retirada de seu suporte e realizada uma medição do desgaste com auxílio de uma lupa graduada com ampliação de 8X.

Os valores medidos eram transcritos para a folha de coleta de dados observando sua evolução e o instante em que o desgaste alcançava o limite pré-determinado para o fim de vida da ferramenta ($VB_{B_{max}} = 0,5 \text{ mm}$), no qual os ensaios eram interrompidos.

Depois de atingido o fim de vida das ferramentas, as mesmas eram identificadas e posteriormente encaminhadas ao estereoscópio Zeiss para checagem dos valores de desgaste medidos através da lupa graduada. As imagens obtidas eram usadas para buscar as evidências que pudessem identificar os diversos tipos de desgaste encontrados bem como os mecanismos atuantes.

Foram realizadas fotografias com ampliações variando de 10 a 32 vezes, sendo utilizadas no trabalho aquelas que permitissem uma melhor visualização da região e do tipo de desgaste.

Concluída esta etapa, as arestas de corte cujos resultados apontaram para a deposição de cavaco sobre a aresta ou a presença de APC, seguiram para análise no Microscópio Eletrônico de Varredura - MEV, da Divisão de Materiais do IAE/CTA. Essa etapa foi realizada visando identificar detalhadamente o mecanismo de desgaste da aresta da ferramenta de corte, além de se fazer micro análises semi-quantitativas dos elementos químicos depositados em determinadas regiões da ferramenta, através do sistema de micro análise EDS (*Energy Dispersive Spectroscopy* – Espectroscopia de Energia Dispersiva).

Nas superfícies de folga das ferramentas de corte onde foram realizadas análises por MEV utilizou-se o método de elétrons retroespalhados, devido à melhor qualidade das imagens.

4.3.3. Análise da matéria-prima

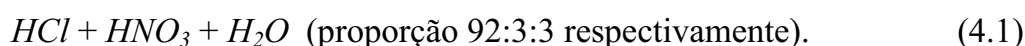
No intuito de avaliar a presença do precipitado γ' , distribuído através da estrutura do *Pyromet*, foram preparadas amostras das duas condições de ligas utilizadas (apenas laminada e laminada seguida por tratamento de solubilização e envelhecimento), para que pudessem ser analisadas através do Microscópio Eletrônico de Varredura – MEV e os constituintes identificados e quantificados por meio do EDS (*Energy Dispersive Spectroscopy*).

Foram utilizadas ampliações da ordem de 2600 e 6500 vezes, capaz de identificar os precipitados em forma de partículas esferoidais intragranulares e nos contornos de grãos, com o carbono se unindo às partículas metálicas formando os chamados carbeto metálicos MC.

Em virtude da propriedade anticorrosiva do níquel, o ataque químico para análise microestrutural das superligas é uma tarefa complexa que exige vários testes preliminares antes do ataque ao espécime a ser analisado. Deste modo, durante a preparação das amostras para análise, uma série de variações no tempo do ataque

químico foi experimentada visando identificar o tempo ideal para aplicação nas demais amostras. Assim sendo, foram testados tempos de 5, 10, 15, 20, 25, 30, 35, 38, 40, 42, 45 e 50 segundos. Os melhores resultados foram obtidos com 35 segundos de ataque na temperatura ambiente.

Os reativos utilizados no ataque são específicos para cada material e tipo de detalhe que se deseja observar. No caso da superliga de níquel *Pyromet*[®] 31V foi utilizado a proporção de reagente definida na Equação 4.1:



4.3.4. Análise do volume de material removido e tipos de cavacos gerados

Em relação ao cálculo do volume total de material removido algumas considerações devem ser feitas:

Para o cálculo do comprimento de corte usinado foi utilizada a Equação 4.2.

$$L_c = \frac{L_f \cdot \pi \cdot d}{1000 \cdot f} \text{ (m)} \quad (4.2)$$

Sendo:

L_f = comprimento de avanço da operação (mm);

d = diâmetro da peça usinada (mm);

f = avanço utilizado (mm/rot.).

Para a taxa de remoção de material foi utilizada a Equação 4.3, de acordo com Sandvik (2002).

$$Q = v_c \cdot a_p \cdot f \text{ (cm}^3\text{/min)} \quad (4.3)$$

Sendo:

Q = taxa de remoção de material (cm³/min);

a_p = profundidade de corte (mm);

v_c = velocidade de corte (m/min).

O volume total de material removido será então dado pela Equação 4.4.

$$Vol. = Q \cdot \sum t_c \text{ (cm}^3\text{)} \quad (4.4)$$

Onde $\sum t_c$ equivale à vida da ferramenta (T), calculado pela Equação 3.5.

Logo, o volume total de material removido poderá ser dado pela substituição das Equações 3.5 e 4.3 na Equação 4.4:

$$Vol. = Lc \cdot a_p \cdot f \text{ (cm}^3\text{)} \quad (4.5)$$

Após cada passe realizado na peça ensaiada, nas diversas condições de corte utilizadas, amostras de cavacos foram recolhidas para caracterização de sua morfologia. Esta análise tem o objetivo de procurar correlacionar os tipos de cavacos com o volume de material removido, vida da ferramenta, acabamento superficial na peça usinada e/ou tipo de desgaste observado na ferramenta de corte.

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste capítulo são apresentados os resultados obtidos e as discussões sobre a vida da ferramenta, o volume de cavaco removido, bem como os mecanismos de desgaste das ferramentas recobertas e sem recobrimento nas condições de lubrificação abundante e com MQF para as duas condições da liga de níquel *Pyromet*[®] 31V. Foi analisado e serão apresentados ainda, os resultados sobre a rugosidade da peça além dos tipos de cavacos gerados.

Primeiramente serão apresentados os resultados obtidos para a vida da ferramenta e a seguir para o volume de cavaco removido, ambos na usinagem do *Pyromet*[®] 31V utilizando-se lubri-refrigeração abundante. Posteriormente serão apresentados e discutidos os valores de rugosidade da peça usinada, bem como o desgaste da ferramenta de corte. Por fim, serão apresentados os resultados com a utilização da lubri-refrigeração por MQF e os tipos de cavacos encontrados nas diversas condições de usinagem utilizadas.

5.1. VIDA DA FERRAMENTA

Nos gráficos a seguir são apresentadas as vidas das ferramentas para as ligas laminada e solubilizada em função das condições de corte utilizadas. Entende-se como vida da ferramenta o tempo em que a mesma trabalha efetivamente (deduzidos os tempos passivos), até perder sua capacidade de corte, dentro de um critério previamente estabelecido. Atingido este tempo a ferramenta deve ser reafiada ou substituída. Deste modo, conforme informado anteriormente, o critério de fim de vida adotado para os ensaios foi um desgaste de flanco (VB_{Bmax}) de 0,5 mm, definido com o objetivo de propiciar um comprimento de corte que possibilitasse o estudo da progressão do desgaste e do comportamento da rugosidade.

Com base na análise dos gráficos gerados, nos casos em que eram percebidos desvios no comportamento das variáveis, que contrariassem a tendência estabelecida

pela literatura, os ensaios foram replicados visando ratificar os valores coletados ou corrigir desvios que possam ter surgidos devido a falhas na preparação e/ou condução do experimento.

5.1.1. Vida das ferramentas recobertas

Na Figura 5.1 pode ser observado um aumento na vida da ferramenta à medida que elevamos o avanço de 0,12 para 0,15 mm/rot., a partir do qual o tempo de vida tende a se reduzir. A maior vida da ferramenta obtida para o avanço de 0,15 mm/rot., para ambas as velocidades, provavelmente foi devido a um suposto aumento da temperatura na peça, ocasionando uma diminuição da sua dureza, facilitando o corte. Entretanto, para maiores avanços, a influência da redução na dureza da peça é superada pelas elevadas temperaturas concentradas na aresta de corte, devido à baixa condutividade térmica do *Pyromet*® 31V, responsável pela degradação de seu revestimento com consequente redução na dureza e aceleração do desgaste da ferramenta.

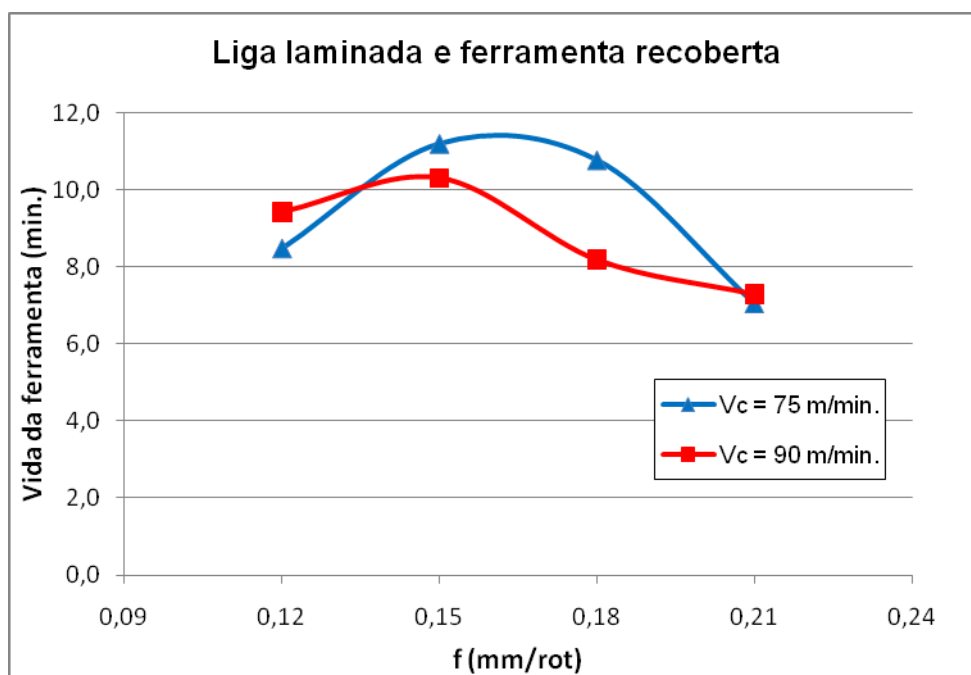


Figura 5.1 – Vida da ferramenta na usinagem de ligas laminadas com uso de ferramentas recobertas.

Segundo a análise da vida da ferramenta relacionada ao tipo de cavaco gerado, percebe-se que a vida foi maior quando foram gerados cavacos mais longos. A influência da velocidade de corte na vida da ferramenta foi mais perceptível para os valores de avanço de 0,15 e 0,18 mm/rot., ou seja, os maiores valores de vida foram observados para a menor velocidade, apesar da desta diferença ter sido mais perceptiva para o avanço de 0,18 mm/rot., uma vez que a variação em termos de vida da ferramenta foi pouco significativa para os demais avanços utilizados, comparando-se as duas velocidades de corte utilizadas. Entretanto, para os avanços de 0,12 e 0,21 mm/rot. esta influência não se confirmou.

Para o avanço de 0,21 mm/rot., ainda referente à usinagem da liga laminada, a vida da ferramenta para as duas velocidades de corte não apresentou diferença significativa devido à rápida progressão do desgaste por entalhe na velocidade de 75 m/min., o que inviabilizou a continuidade dos testes, enquanto que com a maior velocidade o desgaste de flanco foi predominante – Figura 5.2.

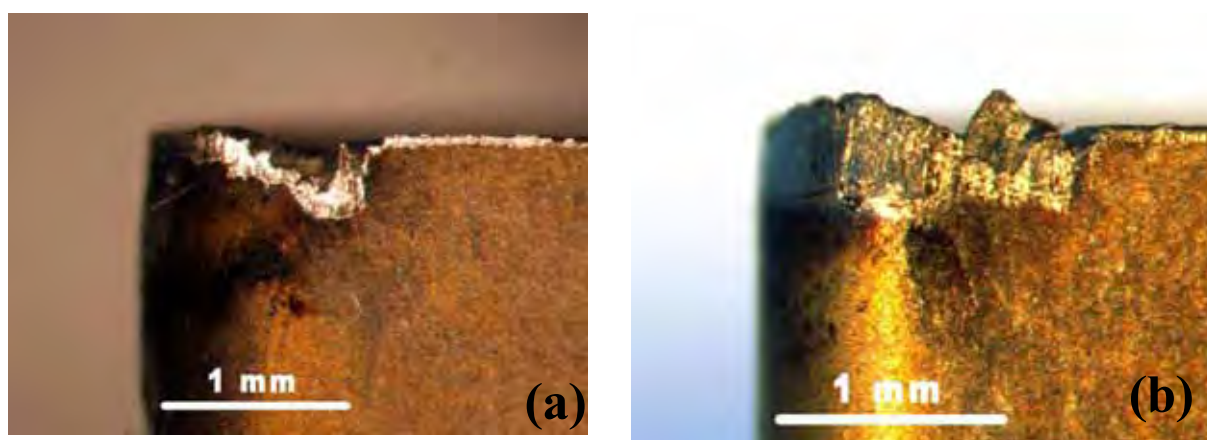


Figura 5.2 – Detalhes dos desgastes das ferramentas: (a) Desgaste de entalhe para 75-21-08 e (b) Desgaste de flanco para 90-21-08.

Cabe salientar que, devido ao formato triangular da ferramenta, dificultando o posicionamento para registro das imagens, pode ter ocorrido inadvertidamente uma pequena inclinação da mesma, de forma que na imagem registrada visualize-se não somente o desgaste da aresta principal como também uma parte do desgaste da aresta secundária, o que pode explicar o motivo do entalhe estar a uma distância aparentemente superior a 0,8 mm.

Na usinagem da liga solubilizada, Figura 5.3, aumentando-se o avanço a vida da ferramenta diminui, conforme já era esperado em função de resultados obtidos em testes anteriores. Ou seja, com maiores avanços tem-se uma maior geração de calor, entretanto, em virtude da baixa condutividade térmica do *Pyromet*® 31V e ainda maior dificuldade de usinagem da liga solubilizada, o calor gerado não é dissipado eficientemente, concentrando-se na aresta de corte, promovendo uma diminuição na dureza da ferramenta com consequente aceleração no desgaste da mesma.

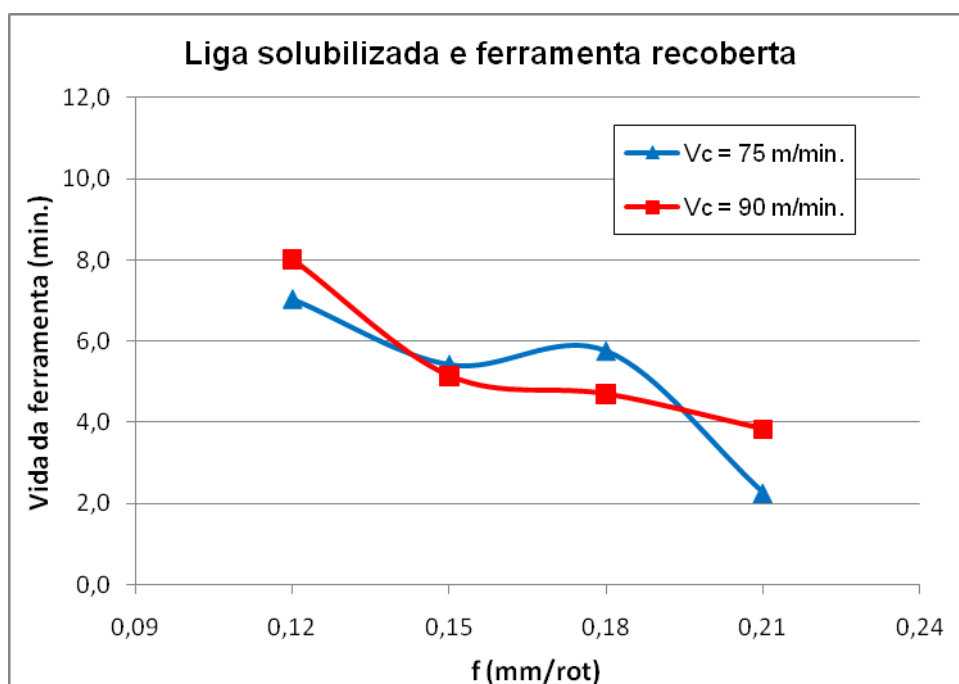


Figura 5.3 – Vida da ferramenta na usinagem de ligas solubilizadas com uso de ferramentas recobertas.

Esta análise vem a ratificar o que foi observado na usinagem da liga laminada, entretanto para a liga solubilizada, o avanço no qual se obteve a melhor combinação de temperatura versus diminuição na dureza do material, sem comprometer a integridade da aresta de corte, foi com 0,12 mm/rot. O possível aumento na temperatura da operação não se converteu em melhoria das condições de usinagem, ao contrário só promoveu uma maior degradação da ferramenta, provavelmente função da ativação de mecanismos de desgastes sensíveis à temperatura.

Na liga solubilizada, para o avanço de 0,21 mm/rot., a menor vida da ferramenta para a velocidade de 75 m/min. deve-se ao acentuado e predominante desgaste de

entalhe, ao contrário do encontrado para a velocidade de 90 m/min. em que o desgaste de flanco foi ocorrendo de forma gradual até que um entalhe se formou no final da vida da ferramenta, tendo possibilitado deste modo, um maior aproveitamento da ferramenta - Figura 5.4. Este fato poderia explicar a queda abrupta na vida da ferramenta para $v_c = 75$ m/min.

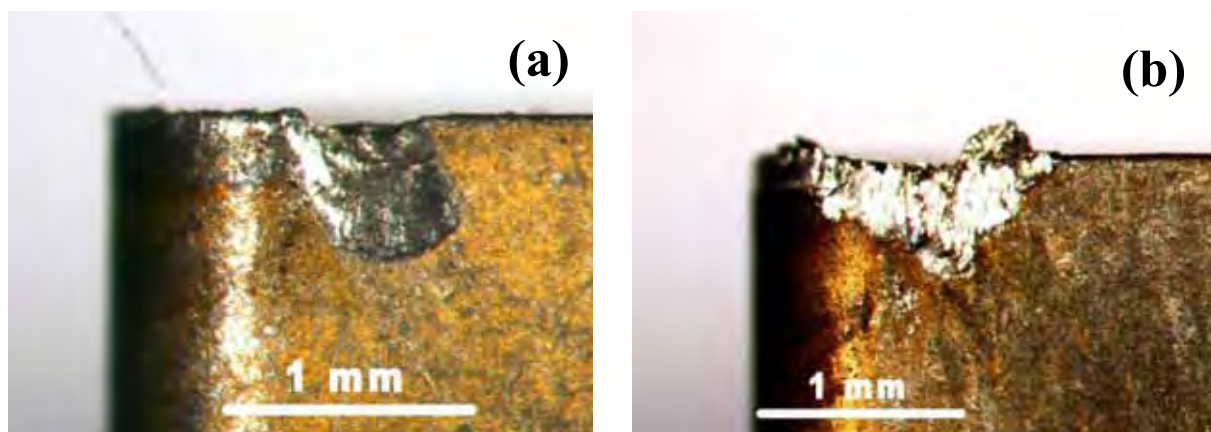


Figura 5.4 – Detalhes dos desgastes das ferramentas: (a) Desgaste de entalhe para 75-21-08 e (b) Desgaste de flanco para 90-21-08.

Através da comparação entre a vida da ferramenta na usinagem das ligas laminadas e solubilizadas pode ser observado que a liga laminada, por apresentar menor precipitação de fase γ' , responsável direto pela abrasividade da liga, possibilitou uma vida superior à liga solubilizada e envelhecida. Enquanto que na liga laminada pôde-se obter tempos em torno de 11 minutos para um avanço de 0,15 mm/rot., a maior vida na liga solubilizada foi 8,0 minutos para 0,12 mm/rot. de avanço.

Nas imagens da Figura 5.5, realizadas através de Microscopia Eletrônica de Varredura, são apresentadas as microestruturas das ligas laminada e solubilizada, onde pode ser notada a diferença no tamanho dos grãos para as duas condições de tratamento. Observa-se que, para a liga laminada, além de apresentar grãos de tamanho menor, os mesmos se mostram mais definidos e com marcas de encruamento, o que explica a maior dureza da liga em relação à solubilizada.

Na liga solubilizada, o tratamento térmico proporciona uma maior precipitação do carbono na forma de carbeto complexos “ $M_{23}C_6$ ” e o “ M_6C ” intragranulares e nos

contornos de grão, conforme previsto na literatura (ASM HANDBOOK, 2005; EZUGWU et al., 1999; ZITNANSKY, 1998).

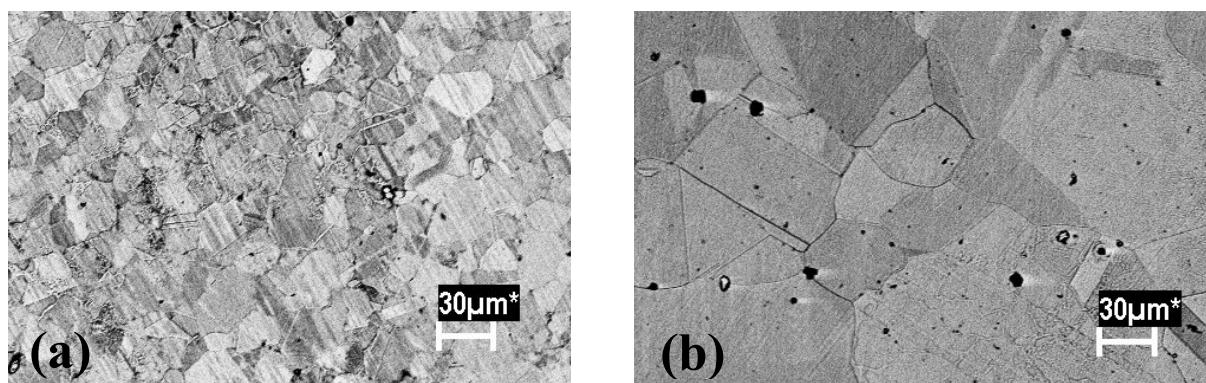


Figura 5.5 – Microscopia eletrônica de varredura das ligas: (a) laminadas e (b) solubilizadas e envelhecidas.

Através de uma maior ampliação da imagem, realizada no MEV e apresentada na Figura 5.6, pode-se visualizar com maiores detalhes as partículas de carbeto metálicos presentes na liga de níquel. Na Figura 5.7, através da análise por EDS, foi possível identificar a composição química das partículas intragranulares na liga solubilizada sendo, as partículas com contorno mais claro, indicadas por (a), classificadas predominantemente por carbeto de nióbio e carbeto de titânio e os pontos mais escuros (b) são constituídos por carbeto complexo, com a composição química apresentada na Tabela 5.1.

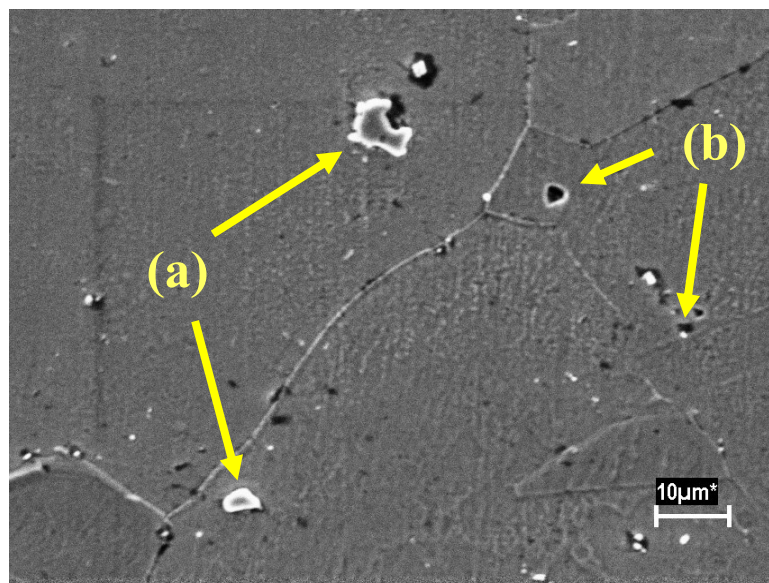


Figura 5.6 - Microscopia eletrônica de varredura da liga de níquel *Pyromet*[®] 31V solubilizada e envelhecida: a) Carbeto de nióbio e titânio e b) Carbeto complexo.

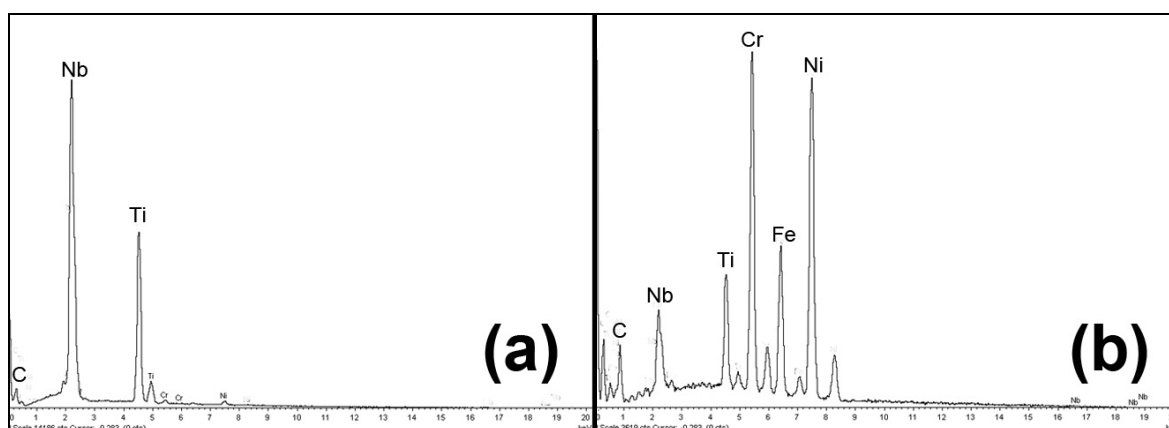


Figura 5.7 – Análise química por EDS (*Energy Dispersive Spectroscopy*) das partículas da liga *Pyromet*[®] 31V: (a) pontos claros e (b) pontos escuros.

Tabela 5.1 – Composição química em peso da liga *Pyromet*[®] 31V solubilizada: (a) pontos claros e (b) pontos escuros

Elemento	% em peso (a)	% em peso (b)
C	23.33	13.24
Ti	26.87	5.38
Cr	0.69	21.14
Fe	--	12.70
Ni	1.24	42.76
Nb	47.87	4.77
Total	100.00	100.00

A vida da ferramenta, para a condição **75-15-08**, na usinagem da liga solubilizada, apresentou um decréscimo acentuado em seu valor, distanciando-se da tendência observada para os demais ensaios. Tal fato pode ser creditado à adesão de material do cavaco na aresta de corte e superfície de saída da ferramenta, conforme apresentado na Figura 5.8.

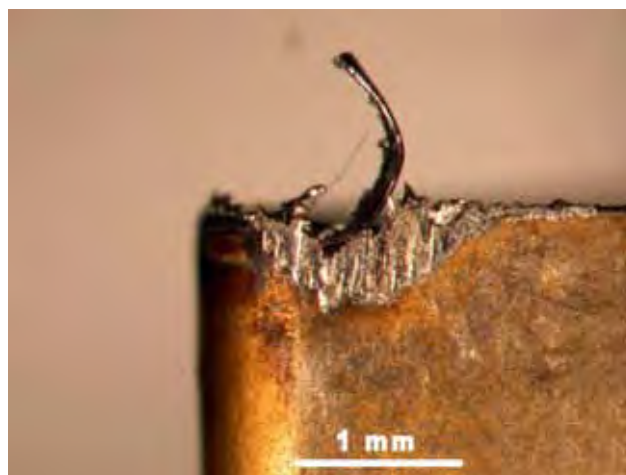


Figura 5.8 – Detalhe da adesão de cavaco na aresta de corte da ferramenta recoberta usada na usinagem da liga solubilizada para 75-15-08.

Na Figura 5.9 foram sobrepostas as curvas de tensão x deformação para uma amostra laminada e uma solubilizada. Como o valor da tenacidade corresponde à área sob a curva tensão x deformação nota-se que este valor é ligeiramente superior para a amostra solubilizada em relação à laminada. Isto provavelmente justifica o fato de que ocorre uma maior dificuldade em se usinar a liga na condição solubilizada, promovendo a ocorrência de desgastes mais acentuados e vidas menores, conforme pôde ser observado pelos resultados apresentados nos ensaios. Portanto, é de se esperar que seja necessária uma maior energia para a realização do corte do material, pois o mesmo somente ocorrerá depois de vencidos os estágios de deformação elástica e plástica do material, o que segundo os gráficos exige uma energia adicional para as amostras solubilizadas. Este comportamento deve ser creditado à maior presença da fase γ' , acentuadamente presente nas ligas solubilizadas (ASM HANDBOOK, 2005; EZUGWU et al., 1999; ZITNANSKY, 1998), bem como a presença de carbeto inter e transgranulares, conforme já apresentado anteriormente, que pode causar além do

aumento na abrasividade do material em relação à ferramenta, um incremento no limite de escoamento do material.

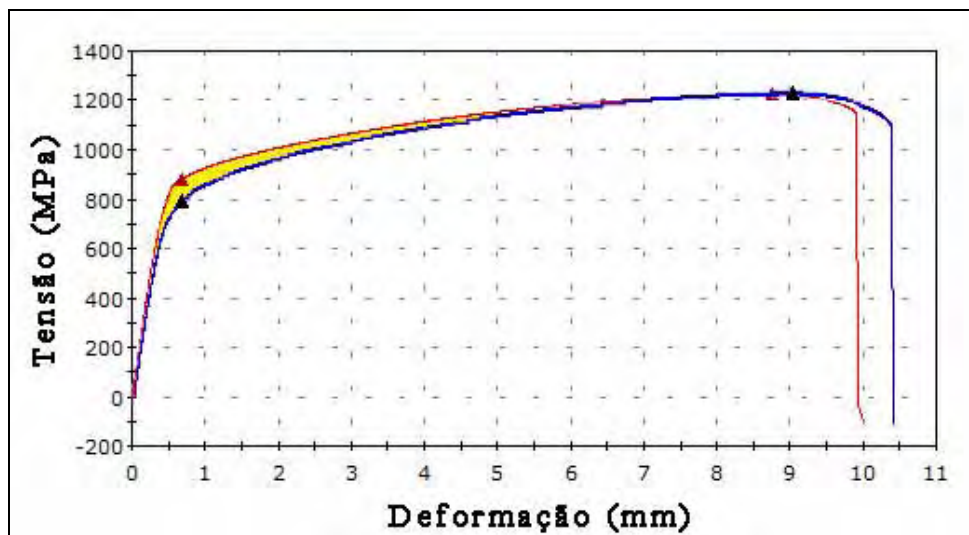


Figura 5.9 – Curvas Tensão x Deformação: (azul) ligas laminadas e (vermelha) solubilizadas.

5.1.2. Vida das ferramentas sem recobrimento

De maneira análoga ao comportamento da ferramenta anterior, a ferramenta sem recobrimento apresentou características de vida muito similares, com tempos bem inferiores devido à ausência de revestimento (Figura 5.10). Os tempos reduzidos podem ser explicados pela ausência de revestimento, que confere à ferramenta uma dureza superficial superior, além de uma redução no atrito peça-ferramenta e cavaco-ferramenta. O aumento no atrito e conseqüente elevação na temperatura de corte, associado à baixa condutividade térmica do *Pyromet*® 31V, faz com que a temperatura na ponta da ferramenta se eleve excessivamente degradando as características de resistência da ferramenta acelerando seu desgaste.

Na usinagem do Nimonic 80A realizada por Faria (2007), com ferramentas de metal duro sem recobrimento (H10A) similares às utilizadas neste trabalho, os resultados obtidos foram semelhantes aos apresentados na usinagem do *Pyromet* apenas para a velocidade de 90 m/min. Ou seja, para v_c de 90 m/min. a maior vida também foi conseguida com o menor avanço de 0,12 mm/rot.. Entretanto, nos ensaios

em que Faria (2007) utilizou a velocidade de 75 m/min. com os avanços de 0,15 e 0,18 mm/rot. o menor avanço de 0,15 mm/rot. apresentou o dobro de vida em relação ao avanço de 0,18 mm/rot.. Apesar da ligeira superioridade, na usinagem do *Pyromet*, para a velocidade de 75 m/min., esta diferença é pouco significativa em termos práticos, conforme apresentado anteriormente para a usinagem com ferramentas recobertas.

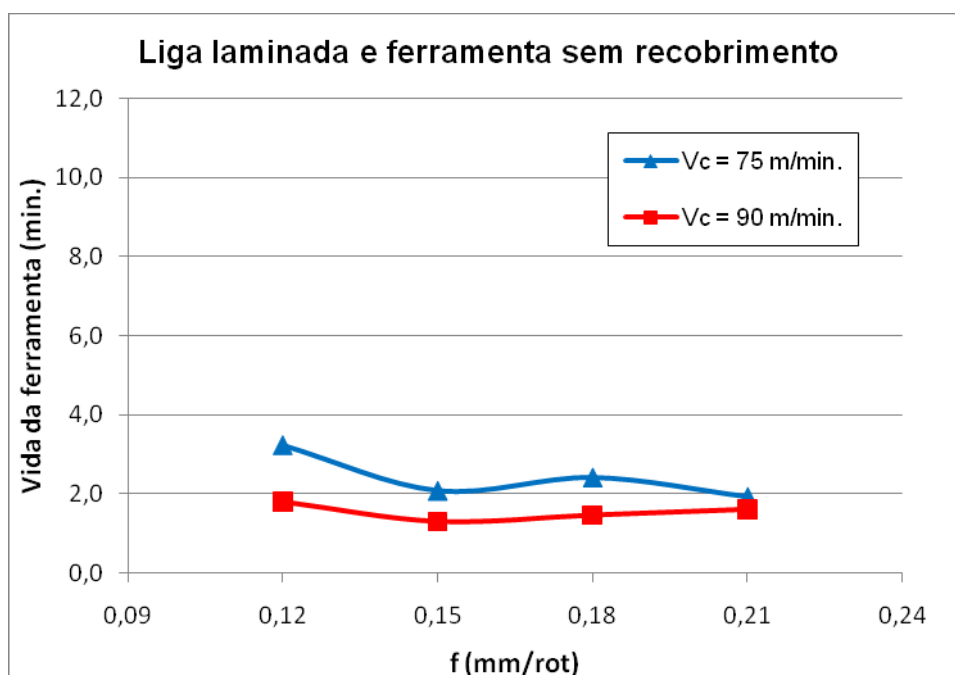


Figura 5.10 – Vida da ferramenta na usinagem de ligas laminadas com uso de ferramentas sem recobrimento.

Os gráficos referentes à usinagem da liga solubilizada com ferramentas sem recobrimento não serão apresentados, devido à grande resistência ao corte desse material. Os ensaios preliminares com essas ferramentas foram limitados à velocidade de 75 m/min. e nos dois extremos de avanço. Nesta condição, a vida da ferramenta para a liga solubilizada foi de apenas 60% se comparado à liga laminada. Isso ocorreu devido à baixa condutividade térmica da peça e, conseqüentemente do cavaco, fazendo com que a retirada do calor da zona de corte reduza significativamente, elevando a temperatura na aresta cortante, ocasionando alterações nas características da ferramenta, levando à perda prematura de sua capacidade de corte.

5.2. VOLUME DE CAVACO

Os resultados apresentados a seguir referem-se ao volume de cavaco removido para as ligas de níquel *Pyromet*® 31V laminadas e para as solubilizadas, considerando-se os parâmetros de corte pré-estabelecidos, tendo sido utilizada Equação 4.5 para o seu cálculo. Visando facilitar o entendimento sobre os resultados obtidos, os gráficos apresentados serão primeiramente divididos entre as ferramentas recobertas e logo a seguir aquelas sem recobrimento.

5.2.1. Volume para as ferramentas recobertas

Na Figura 5.11 é apresentado o volume de cavaco removido quando foram utilizadas as ferramentas recobertas na usinagem da liga laminada, e no gráfico da Figura 5.12 o volume de cavaco da liga de níquel solubilizada, também com o uso de ferramentas recobertas, ambos com lubri-refrigeração abundante.

Na análise do volume de cavaco removido nota-se pela Figura 5.11 que o maior volume de cavaco obtido com uma ferramenta recoberta, na usinagem da liga de níquel laminada, foi $116,5 \text{ cm}^3$ para um avanço de $0,18 \text{ mm/rot.}$ e velocidade de 75 m/min. , ao contrário da liga solubilizada em que, na melhor condição de usinagem, removeu-se $69,2 \text{ cm}^3$ de cavaco na velocidade de 90 m/min. e avanço de $0,12 \text{ mm/rot.}$.

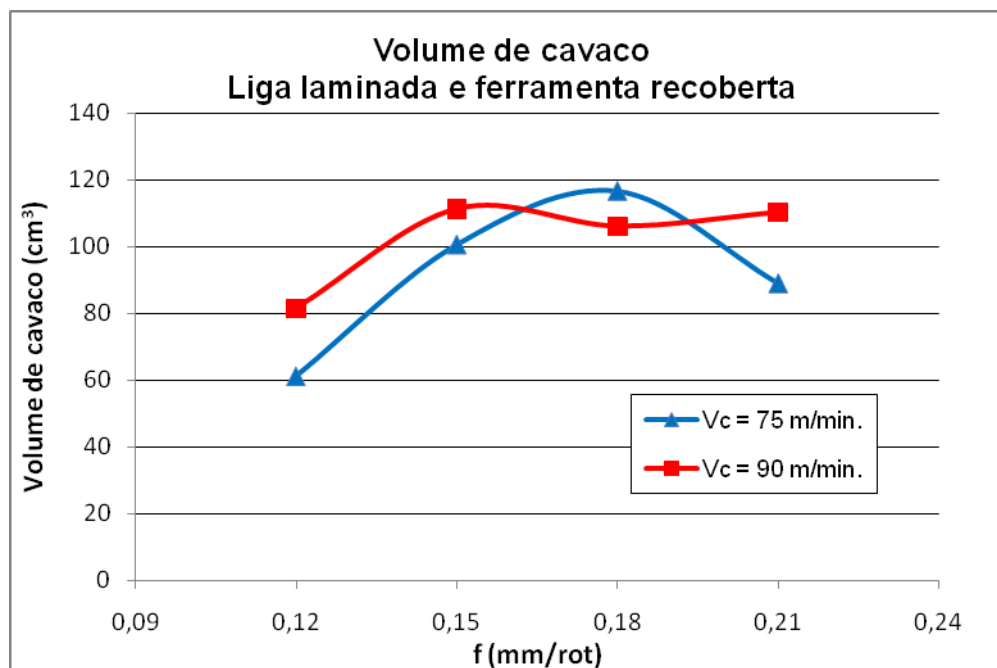


Figura 5.11 – Volume de cavaco removido da liga laminada usando ferramenta recoberta.

Apesar deste resultado obtido para a liga solubilizada ter sido com o menor avanço, o que corresponde teoricamente à menor taxa de remoção de cavaco, este fato foi compensado pela maior vida apresentada para esta condição de corte em relação aos demais (60% superior ao valor mais próximo apresentado para $v_c = 90$ m/min).

No caso da liga laminada a variação percentual da vida para as condições **75-15-08** e **75-18-08** não foi tão significativa (4% superior para **75-15-08**), não tendo sido suficiente para proporcionar um maior volume de cavaco produzido para esta condição. Neste caso, a influência do maior avanço na taxa de remoção do cavaco se sobressai, proporcionando para a condição **75-18-08** um maior volume de cavaco.

Comparando-se ainda o volume, para a liga laminada, a condição **75-18-08** com o segundo maior volume de material removido que foi **90-15-08**, apesar da pequena superioridade de 5% para a velocidade de 75 m/min, a vida não foi significativamente melhor. Quando são comparados os valores de vida para as duas condições observa-se que novamente a diferença entre ambas é pouco significativa (5%). Portanto, para a usinagem da liga laminada, com ferramenta recoberta e lubri-refrigeração abundante o desempenho da condição **75-18-08** e **90-15-08** se mostraram equivalentes.

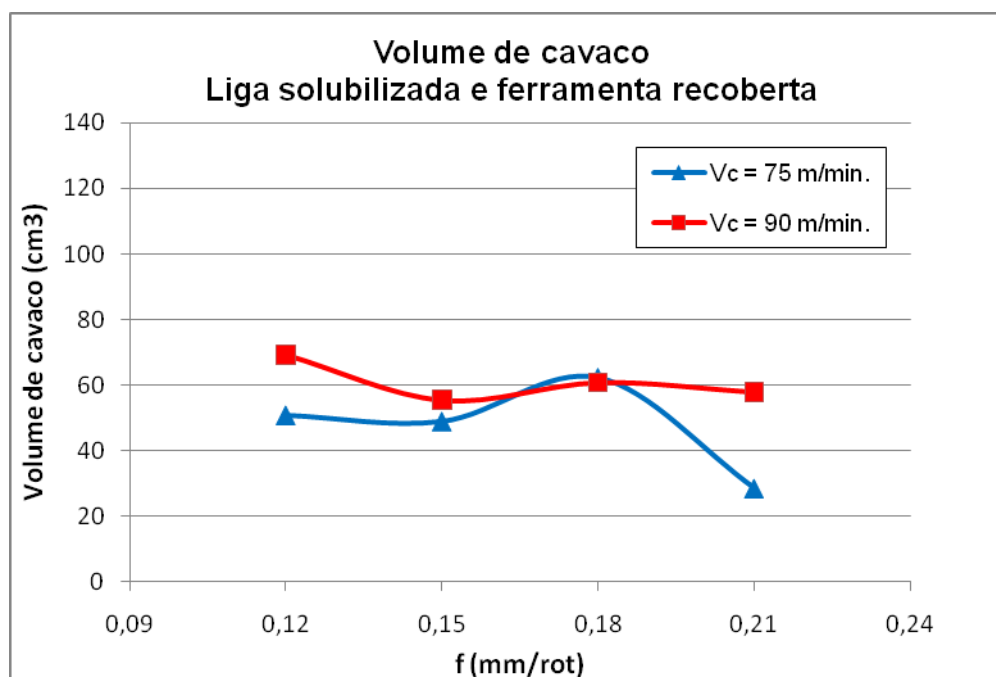


Figura 5.12 – Volume de cavaco removido da liga solubilizada usando ferramenta recoberta.

Na liga laminada podemos observar certa tendência de aumento no volume de cavaco removido à medida que aumentamos o avanço até atingir o ápice a 0,18 mm/rot.. Acredita-se que, devido à imprevisibilidade na formação do entalhe, bem como sua evolução, tenham sido os motivos do desgaste ter atingido rapidamente o seu limite para o avanço de 0,21 mm/rot., promovendo prematuramente o fim de vida da ferramenta.

No gráfico da Figura 5.12, o menor volume de cavaco removido para a liga solubilizada pode ser explicado pelo tratamento térmico pelo qual passou a liga, que favorece a formação da fase primária (γ'), além da presença de carbeto inter e transgranulares, elevando a resistência à tração e a ruptura da peça além do aumento na abrasividade do material em relação à ferramenta. Ou seja, percebe-se que não há relação direta entre dureza e volume de cavaco removido na usinagem do *Pyromet*® 31V, pois apesar da menor dureza da liga solubilizada, a resistência à remoção de cavacos se mostrou bem mais acentuada.

Ainda com relação ao gráfico da Figura 5.12 os volumes de cavaco removidos oscilaram muito pouco em função de variações no avanço e mesmo se forem comparadas entre as duas velocidades de corte utilizadas. A explicação para o fato pode ser atribuída à grande abrasividade da liga solubilizada, que mesmo com pouco

tempo de usinagem ocasiona a remoção da camada superficial da ferramenta acelerando o desgaste. Isto se sobrepõe a uma suposta variação do volume removido em função da variação nos parâmetros de corte.

Em termos de liga solubilizada, a condição de usinagem **90-12-08** foi a que apresentou o melhor desempenho geral, em função da vida da ferramenta, volume, rugosidade média e vida da ferramenta.

5.2.2. Volume para as ferramentas sem recobrimento

Conforme apresentado na Figura 5.13, apesar de seu uso ser indicado pelo fabricante, a ferramenta sem recobrimento obteve uma redução média em torno de 70% em volume de cavaco removido se comparada com a ferramenta recoberta. O fato pode ser explicado pela ausência de revestimento que conferia à ferramenta, além de dureza superficial superior, também uma redução no atrito peça-ferramenta e cavaco-ferramenta. O atrito elevado acarretou uma elevação na temperatura de corte que, associado à baixa condutividade térmica do *Pyromet® 31V*, fez com que a temperatura na ponta da ferramenta se elevasse excessivamente degradando as características de resistência da ferramenta acelerando seu desgaste. A baixa condutividade térmica pode ser atestada através do Quadro 3.3 e Cartech (2003)

Assim, como na usinagem da liga solubilizada com ferramenta recoberta, não é observada nenhuma tendência de aumento ou redução no volume de cavaco em função de variações no avanço tampouco entre as duas velocidades de corte utilizadas.

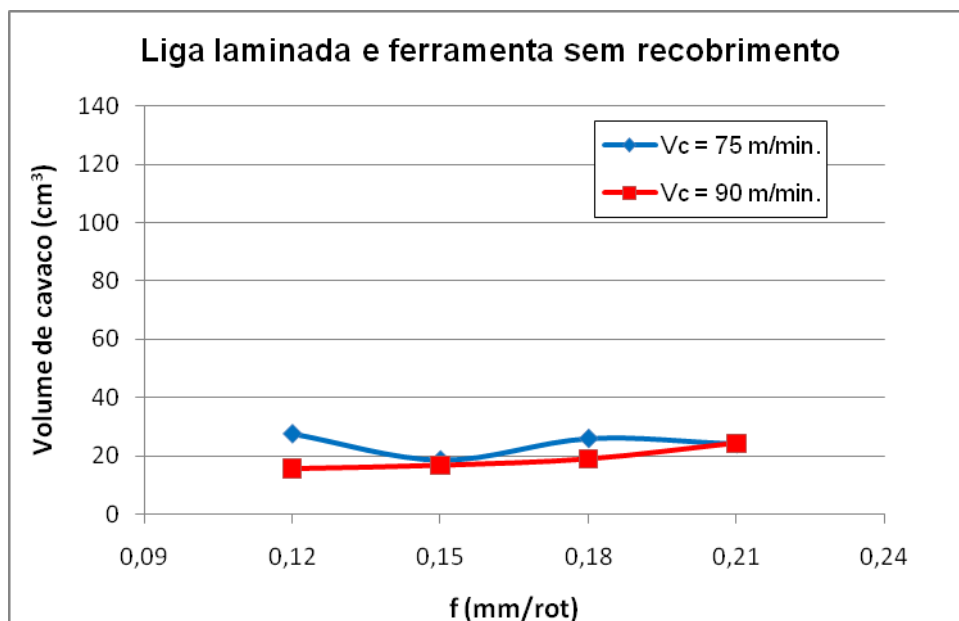


Figura 5.13 – Volume de cavaco removido da liga laminada usando ferramenta sem recobrimento.

Na usinagem do Nimonic 80A, Faria (2007) obteve para a velocidade de corte de 90 m/min. ($a_p = 0,8 \text{ mm}$) o maior volume de material removido para o avanço de 0,12 mm/rot. ($33,7 \text{ cm}^3$) em relação 0,18 mm/rot. ($19,3 \text{ cm}^3$), ou seja, uma tendência contrária àquela observada na usinagem do *Pyromet*® 31V. A variação percentual de volume removido se comparadas as velocidades de 75 e 90 m/min. ($a_p = 0,8 \text{ mm}$) é bem mais perceptível na usinagem do Nimonic que do *Pyromet*, tendo no caso do Nimonic obtido uma superioridade de cerca de seis vezes mais volume de material removido para v_c de 75 m/min. ($131,6 \text{ cm}^3$).

Em função dos resultados anteriores, a liga de níquel solubilizada não foi analisada em todas as condições de corte usadas nos demais ensaios em virtude do nível de desgaste ser muito agressivo para ferramentas sem recobrimento. Os ensaios realizados apenas nos dois extremos de avanço ($f = 0,12$ e $0,21 \text{ mm/rot.}$), na velocidade de corte de 75 m/min., resultaram em um volume de cavaco de apenas $18,5 \text{ cm}^3$ para um avanço de $0,21 \text{ mm/rot.}$, muito distante dos $50,8 \text{ cm}^3$ para o avanço de $0,12 \text{ mm/rot.}$ conseguido na velocidade de 75 m/min. com a ferramenta recoberta ou $69,2 \text{ cm}^3$ para avanço de $0,12 \text{ mm/rot.}$ e velocidade de 90 m/min.. Ou seja, resultados bem aquém daqueles obtidos com a ferramenta recoberta que ofereceu maior resistência ao desgaste por abrasão e à craterização.

5.3. RUGOSIDADE

Serão apresentados a seguir os valores de rugosidade que caracterizam a superfície da peça no instante final de vida da ferramenta. Adicionalmente serão mostradas e discutidas as imagens correspondentes aos desgastes das ferramentas, bem como as micro-análises quantitativa e qualitativa das mesmas, utilizando Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV).

5.3.1. Rugosidade para as ferramentas recobertas

Já é bastante conhecido que o acabamento superficial pode afetar significativamente a resistência dos componentes quando os mesmos são submetidos a ciclos de fadiga. Em geral, as superligas à base de níquel são utilizadas em componentes que exigem alta confiabilidade no que diz respeito ao limite de fadiga. Deste modo, a obtenção de valores de rugosidade R_a reduzidos torna-se um fator de grande importância na usinagem destas ligas.

Em relação aos valores aqui apresentados para a rugosidade, cabe salientar que são aqueles correspondentes ao final de vida da ferramenta, portanto, a correlação do valor da rugosidade com os avanços utilizados não é direta. Assim sendo, não necessariamente menores avanços produzirão melhores rugosidades, pois outros fatores irão influenciar neste resultado, como por exemplo, a taxa de progressão, o tipo e a intensidade do desgaste, conforme apresentado na Figura 5.14.

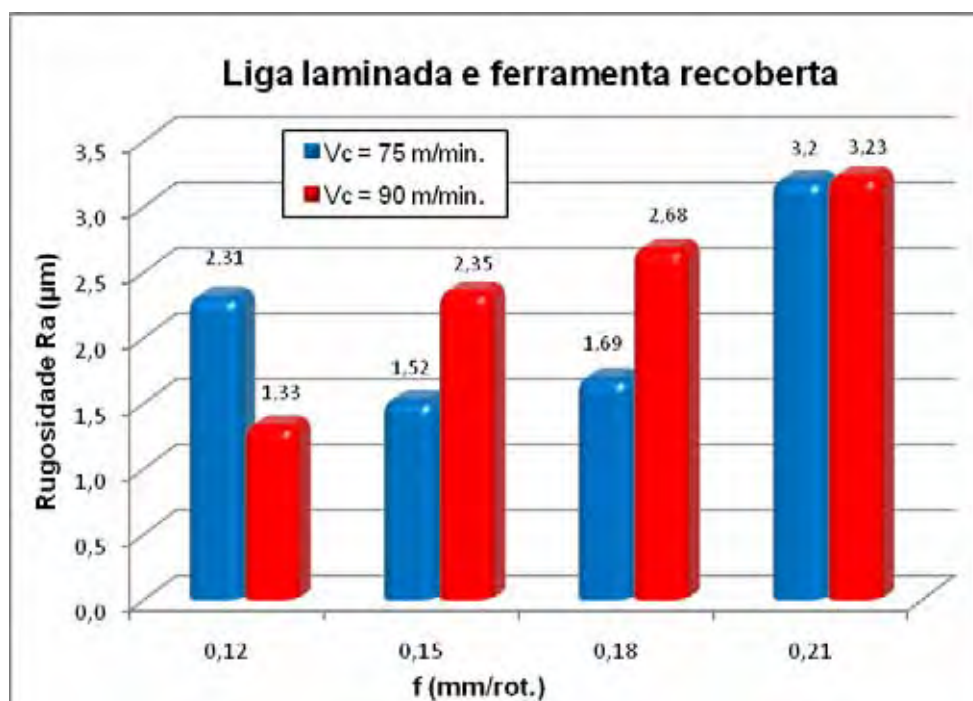


Figura 5.14 – Rugosidade média (R_a) em ligas laminadas com uso de ferramentas recobertas.

No gráfico da Figura 5.15 é apresentada a evolução da rugosidade para a liga solubilizada utilizando ferramenta recoberta e lubri-refrigeração abundante. Pode ser observado que, nos estágios iniciais de usinagem, enquanto a deterioração da ferramenta é incipiente, as rugosidades seguem a tendência provável, ou seja, para um mesmo raio de ponta da ferramenta, quanto maior o avanço maior a rugosidade média R_a . Entretanto, à medida que a usinagem vai ocorrendo e a ferramenta vai se desgastando, os valores para a rugosidade média vão sofrendo alterações em relação aos avanços utilizados até que a ferramenta atinja o fim de vida.

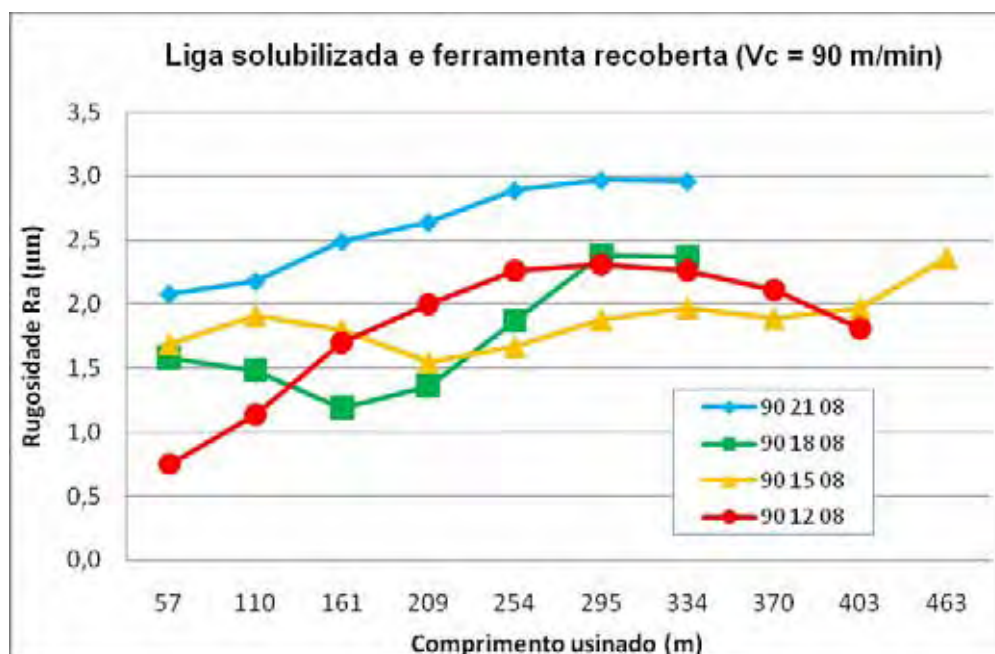


Figura 5.15- Evolução da rugosidade média (Ra) em liga solubilizada usando ferramenta recoberta e lubrificação abundante na velocidade de 90 m/min.

Através da Figura 5.14, percebe-se uma tendência de aumento da rugosidade para as velocidades de 75 e 90 m/min. à medida que o avanço é aumentado, com exceção para o avanço de 0,12 mm/rot. na velocidade de 75 m/min. O valor elevado de Ra para o avanço de 0,12 mm/rot. ocorreu em virtude da deterioração da aresta de corte, além da presença de cavaco aderido a esta e também na superfície de saída, conforme apresentado na Figura 5.16 que, conjuntamente com o entalhe, além de prejudicar a rugosidade, ocasionaram a formação de cavacos duplos, que será apresentado e discutido adiante. Para a velocidade de 90 m/min. os valores obtidos para Ra seguiram o comportamento teórico esperado, ou seja, quando se tem a situação de desgastes graduais e contínuos.

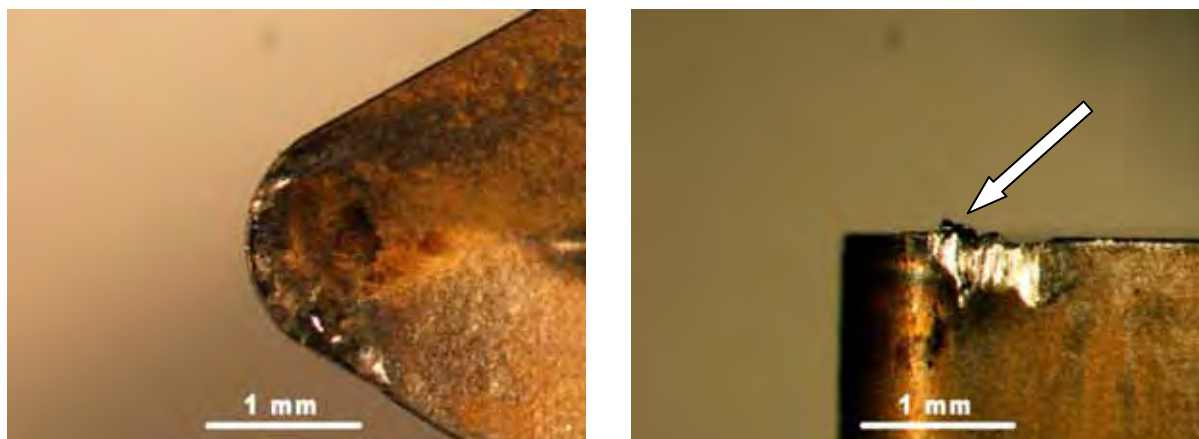


Figura 5.16 – Ferramenta recoberta usada na liga de níquel laminada para 75-12-08.

Na análise da superfície desgastada através de Microscopia Eletrônica de Varredura – MEV, pôde-se comprovar que o material da região indicada na Figura 5.16 trata-se realmente de material da peça usinada que ficou aderido à ferramenta, conforme item (a) da Figura 5.17. Ou seja, a composição química identificada na região (a), por meio de EDS, corresponde aos elementos básicos que constituem a liga de níquel *Pyromet*® 31V, a saber: níquel, cromo e ferro (Figura 5.18). A região (b) da Figura 5.17, mais clara, identifica elevado teor de tungstênio demonstrando que o substrato da ferramenta está exposto após a perda do revestimento de TiAlN-TiN, e os pontos pretos visualizados são sujidades (massa de modelar) que ficaram aderidas à ferramenta após as análises no microscópio óptico.

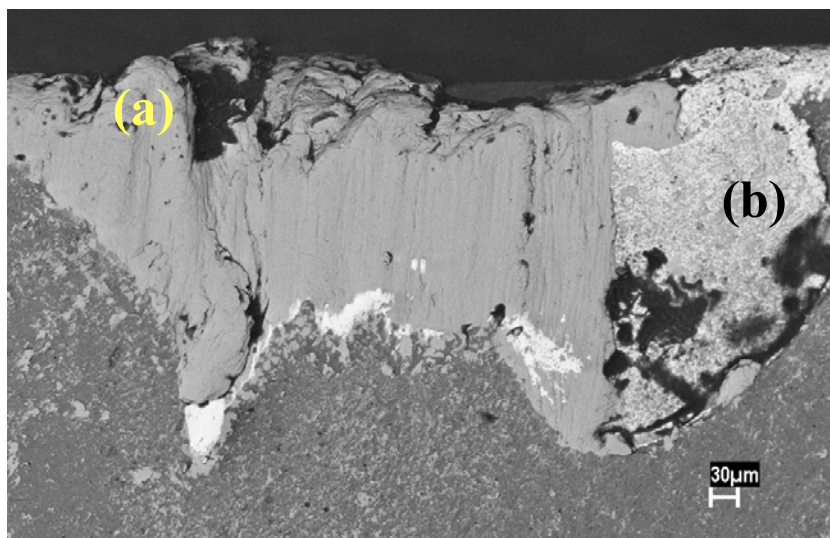


Figura 5.17 – Microscopia eletrônica de varredura da superfície de folga da ferramenta recoberta usada na liga de níquel laminada para 75-12-08 e regiões de análise por EDS.

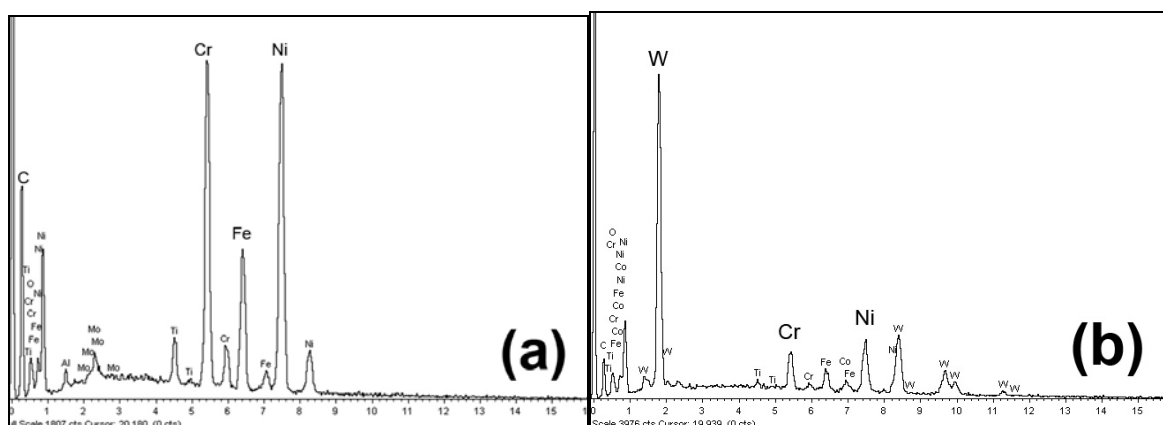


Figura 5.18 – Análise química por EDS da superfície de folga da ferramenta recoberta usada na liga laminada para 75-12-08: (a) do material aderido da peça e (b) do substrato da ferramenta.

Na Figura 5.19 é apresentada a rugosidade na peça no final da vida da ferramenta de metal duro recoberta, utilizada na usinagem do *Pyromet*® 31V solubilizado. Caso a progressão dos desgastes fosse gradual e o mesmo predominantemente de flanco, ou seja, sem a formação de APC ou entalhe, poderia ser observada uma tendência de aumento da rugosidade Ra à medida que o avanço fosse aumentado. Entretanto, em função da presença de aresta postiça de corte, conforme apresentado na Figura 5.20, essa tendência não foi confirmada.

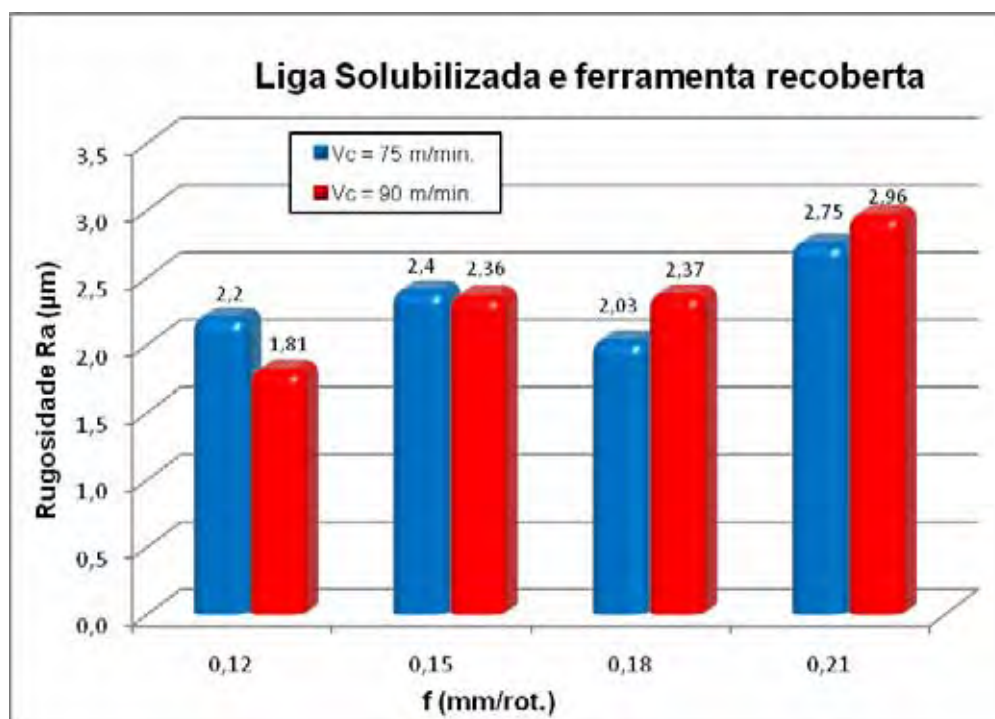


Figura 5.19 – Rugosidade média (Ra) em liga solubilizada com uso de ferramentas recobertas.

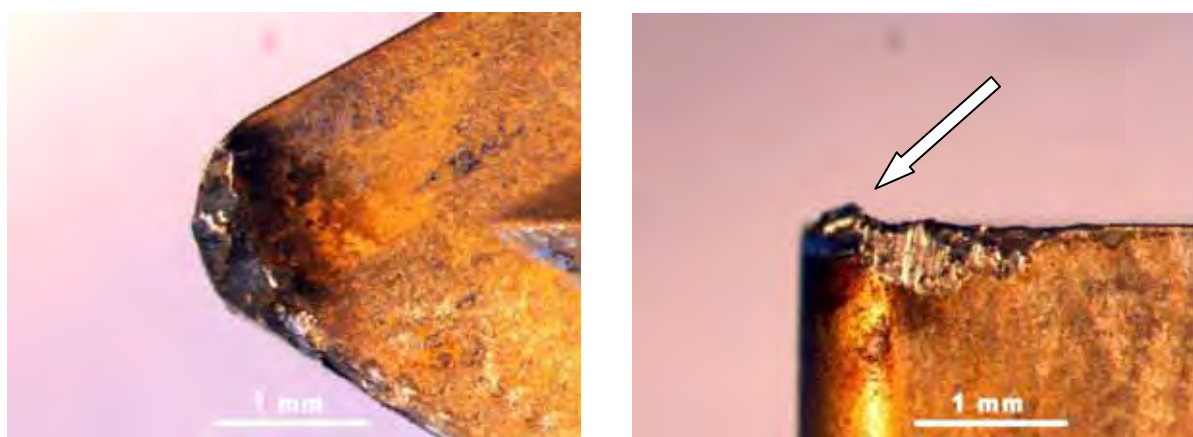


Figura 5.20 – Ferramenta recoberta usada na liga de níquel solubilizada para 90-15-08.

A microscopia realizada por MEV visando comprovar a presença de APC na superfície de corte da ferramenta está apresentada na Figura 5.21. Na análise química por EDS (*Energy Dispersive Spectroscopy*) a presença da aresta postiça pode ser observada. Nela estão apresentados os elementos químicos que foram sendo depositados continuamente na superfície de corte da ferramenta – Figura 5.22(a), bem como parte do substrato que ficou aparente devido ao lascamento de parte da

ferramenta – Figura 5.22(b). Dentre os principais materiais depositados foram encontrados níquel e cromo, que são os constituintes básicos da liga *Pyromet*[®] 31V.

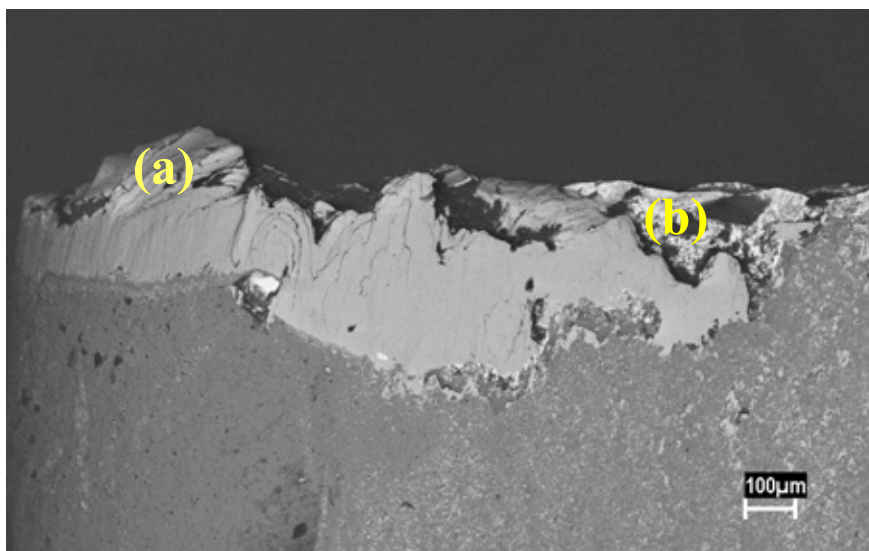


Figura 5.21 – Microscopia eletrônica de varredura da superfície de folga da ferramenta recoberta usada na liga de níquel solubilizada para 90-15-08 e regiões de análise por EDS.

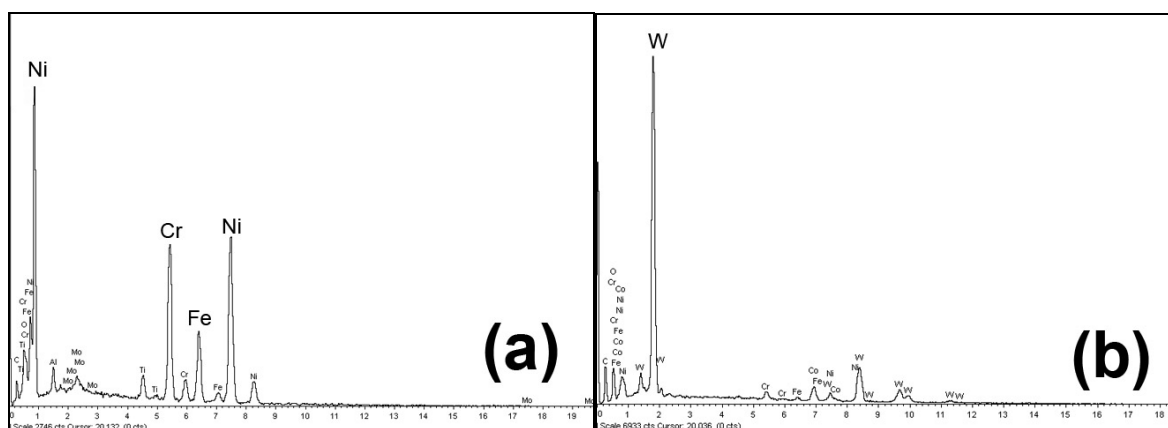


Figura 5.22 – Análise química por EDS da superfície de folga da ferramenta recoberta usada na liga solubilizada para 90-15-08: (a) do material aderido da peça e (b) do substrato da ferramenta.

Na velocidade de 75 m/min., nos avanços de 0,12 e 0,15 mm/rot., ocorreu uma deterioração significativa da aresta de corte com conseqüente incremento no desgaste de flanco, além da ocorrência de adesão de cavacos na região de corte, conforme pode ser observado nas Figuras 5.23 e 5.24, que prejudicou o desempenho da aresta de corte fazendo com que os valores de rugosidade obtidos fossem maiores que os esperados.

Deste modo, percebe-se que pequenos avanços mostraram resultar em pequena melhoria no acabamento superficial quando utilizada a velocidade de corte de 75 m/min. nas duas condições das ligas de níquel. Para a velocidade 90 m/min. a tendência de aumento de R_a em função do avanço é claramente percebida. Com esta velocidade também se obteve a melhor condição de usinagem para a liga laminada com R_a de 1,33 μm (90-12-08) e para a liga solubilizada um R_a de 1,81 μm (90-12-08).

Os gráficos com as progressões da rugosidade em função do comprimento usinado, para todas as condições de corte utilizadas, encontram-se apresentados no Apêndice.

Analisando os desgastes ocorridos na usinagem das ligas solubilizadas com ferramentas recobertas, considerando todos os parâmetros utilizados, percebe-se que o tipo de desgaste predominante foi de entalhe e abrasão, com exceção para a condição 75-12-08 (Figura 5.23) que podemos perceber um aspecto típico de martelamento, visto termos desgaste muito além da profundidade de corte de 0,8 mm.

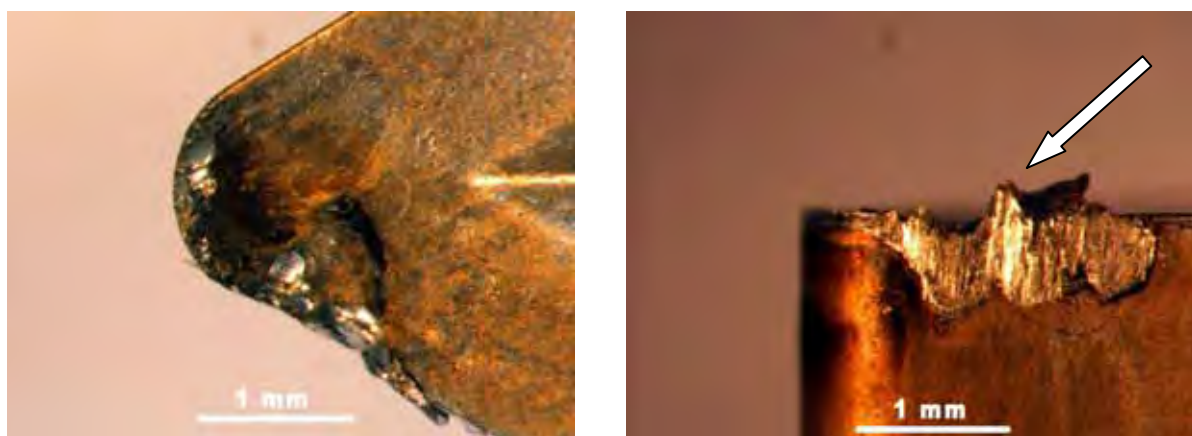


Figura 5.23 – Ferramenta recoberta usada na liga de níquel solubilizada para 75-12-08.

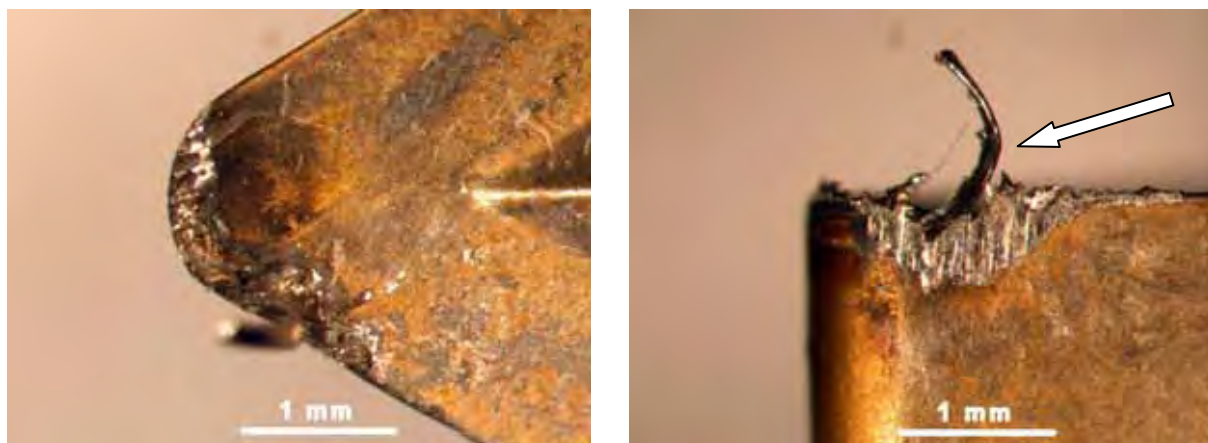
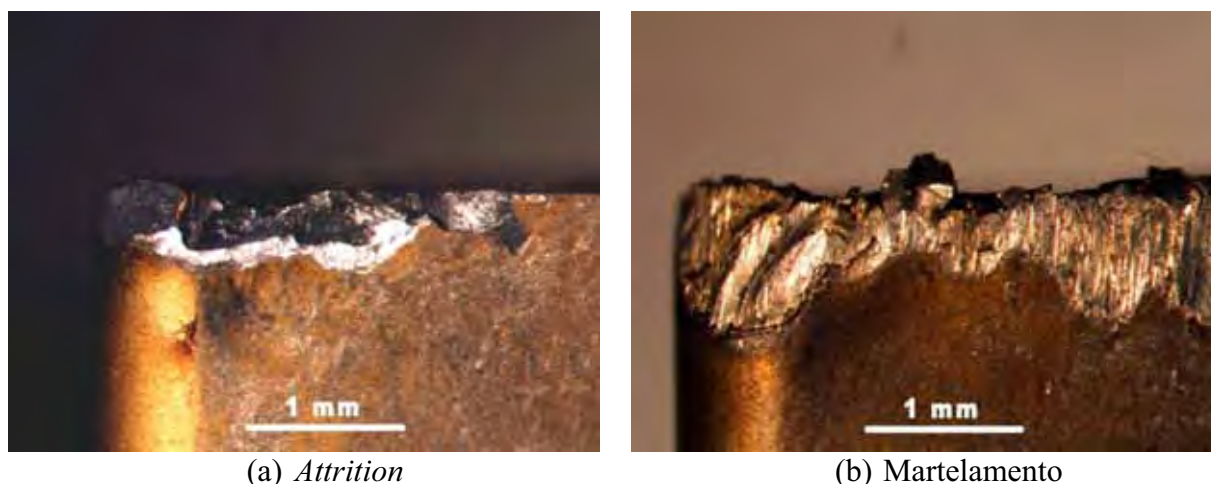


Figura 5.24 – Ferramenta recoberta usada na liga de níquel solubilizada para 75-15-08.

O mecanismo de desgaste observado na usinagem da liga laminada com ferramenta recoberta na velocidade de 90 m/min. foi, predominantemente, abrasão e *attrition* - Figura 5.25(a). O *attrition* foi gerado provavelmente devido à adesão do cavaco à ferramenta, além da profundidade de corte da ferramenta, com arrancamento de material. Ocorreram alguns casos de abrasão acentuada, conforme apresentado na Figura 5.25(b), que ocorreu na porção onde não há contato peça-ferramenta, ou seja, além da profundidade de corte ($a_p = 0,8$ mm). O desgaste, neste caso, foi gerado possivelmente pelo contato de cavacos com a superfície de folga da ferramenta, e também devido aos cavacos que se enrolavam cochando-se contra a peça, fenômeno comumente conhecido como martelamento.



(a) *Attrition*

(b) Martelamento

Figura 5.25 – Mecanismo de desgaste em ferramentas recobertas na usinagem da liga de níquel laminada com velocidade de corte de 90 m/min.

Foi observado que, o fenômeno de martelamento ocorreu tanto nas ligas laminadas quanto solubilizadas, nos casos onde houve a geração de cavacos longos e normalmente com avanços de 0,12 mm/rot.. Nestes casos, apesar do desgaste excessivo da ferramenta, o acabamento superficial (Ra) obtido pode ser considerado bom.

Na microscopia realizada através do MEV e apresentada na Figura 5.26 pode ser observado o lascamento da superfície de corte da ferramenta devido ao martelamento de cavacos. Através da análise química por EDS mostrada na Figura 5.27 estão discriminados os elementos constituintes das regiões de interesse da ferramenta. Percebe-se que há uma pequena quantidade de material da liga de níquel aderida à superfície de folga da ferramenta, região cinza claro - Figura 5.27(a) e uma grande quantidade de material da ferramenta que lascou deixando aparente o substrato da ferramenta, representada pela região esbranquiçada - Figura 5.27(b).

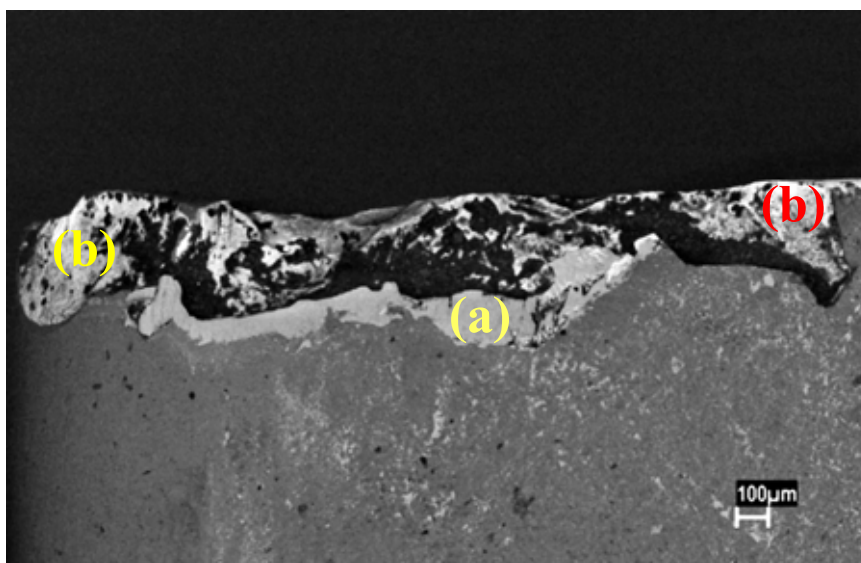


Figura 5.26 – Microscopia eletrônica de varredura da superfície de folga da ferramenta recoberta usada na liga laminada para 90-18-08 e regiões de análise por EDS: (a) material aderido da peça (b) substrato da ferramenta recoberta.

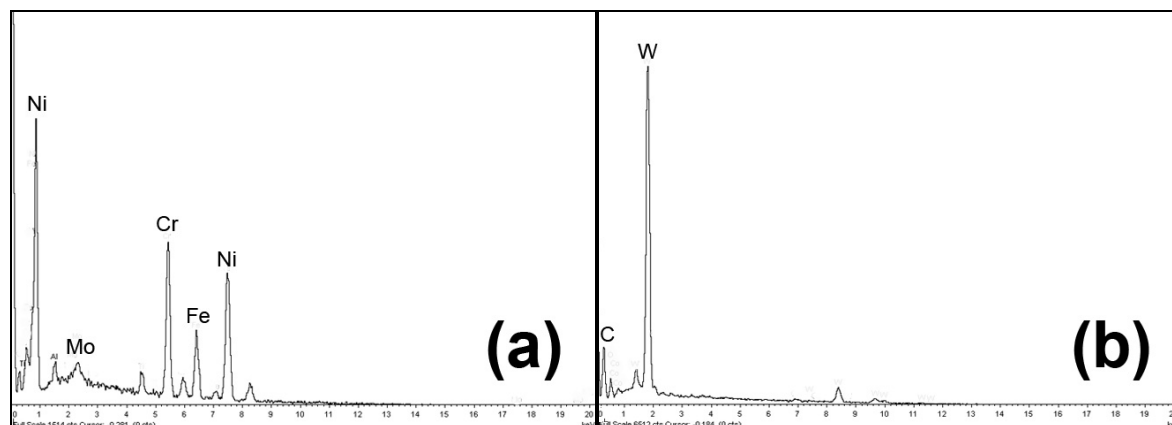


Figura 5.27 – Análise química por EDS da ferramenta recoberta usada na liga laminada para 90-18-08: (a) material aderido da peça (b) substrato da ferramenta.

5.3.2. Rugosidade para as ferramentas sem recobrimento

Na análise da rugosidade apresentada no gráfico da Figura 5.28 deve ser destacado que, durante a usinagem, já na primeira condição de corte, devido à grande abrasividade do material em relação à ferramenta sem recobrimento, o desgaste VB saltou de 0,4 para 0,6 mm. Deste modo, para a liga laminada com ferramentas sem recobrimento, foi adotado, diferentemente dos demais casos, um critério de fim de vida da ferramenta de 0,6 mm para VB_{Bmax} .

Avaliando os valores da rugosidade Ra percebe-se que para a velocidade de 90 m/min. os valores ficaram muito próximos nos avanços de 0,12 e 0,15 mm/rot., embora se esperasse valores menores Ra para o menor avanço. Todavia, analisando-se os desgastes apresentados pelas duas ferramentas – Figura 5.29, era de se esperar um comportamento similar em termos de rugosidade, haja vista a intensidade e a forma dos desgastes serem praticamente idênticos. Assim sendo, pode-se concluir que para estes dois conjuntos de parâmetros a variação da rugosidade não é significativa. E ainda, considerando-se o volume de cavaco removido, a diferença entre elas é pouco significativa.

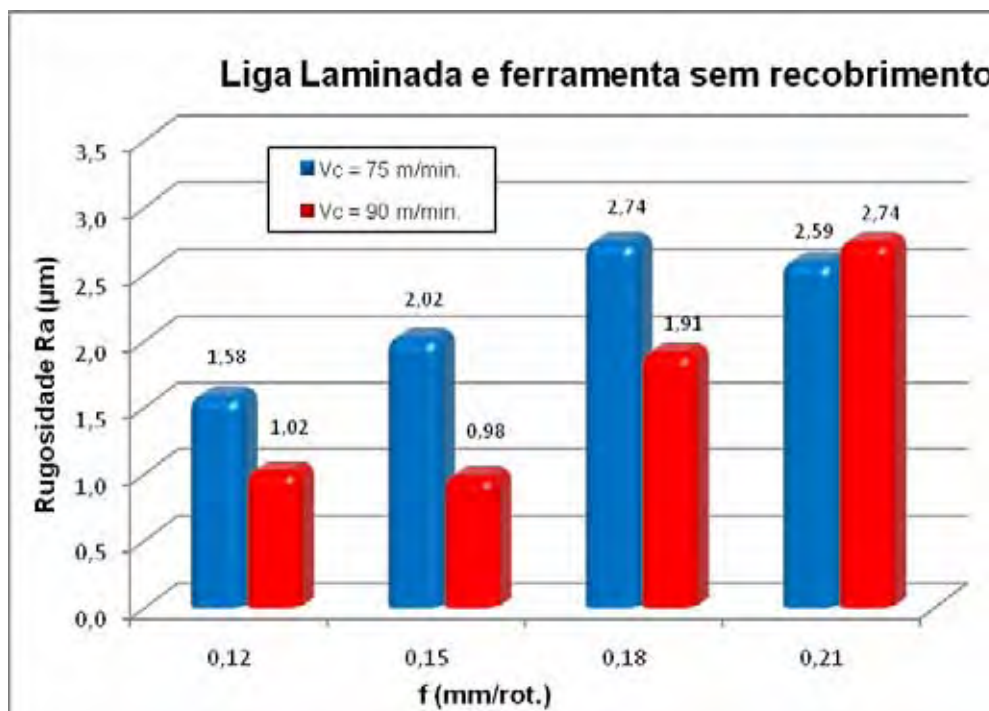


Figura 5.28 – Rugosidade média (Ra) em ligas laminadas com uso de ferramentas sem recobrimento.

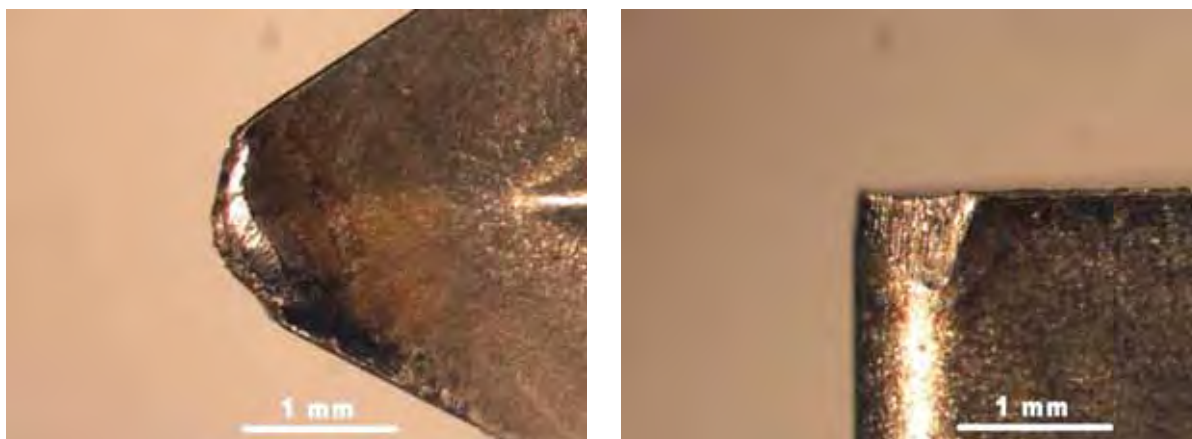
De um modo geral, observou-se para as ferramentas sem recobrimento uma tendência de aumento da rugosidade final para maiores valores de avanço. Ao mesmo tempo, observa-se também a tendência de que os melhores acabamentos são obtidos para a maior velocidade.

O melhor acabamento superficial para a usinagem do *Pyromet*[®] 31V laminado com a ferramenta sem recobrimento H13A foi obtido com os parâmetros de $v_c = 90 \text{ m/min.}$; $f = 0,15 \text{ mm/rot.}$ e $a_p = 0,8 \text{ mm}$, que gerou um Ra de $0,98 \mu\text{m}$. Entretanto, este melhor acabamento também resultou no segundo pior volume de material removido dentre todos os parâmetros utilizados com as ferramentas sem cobertura.

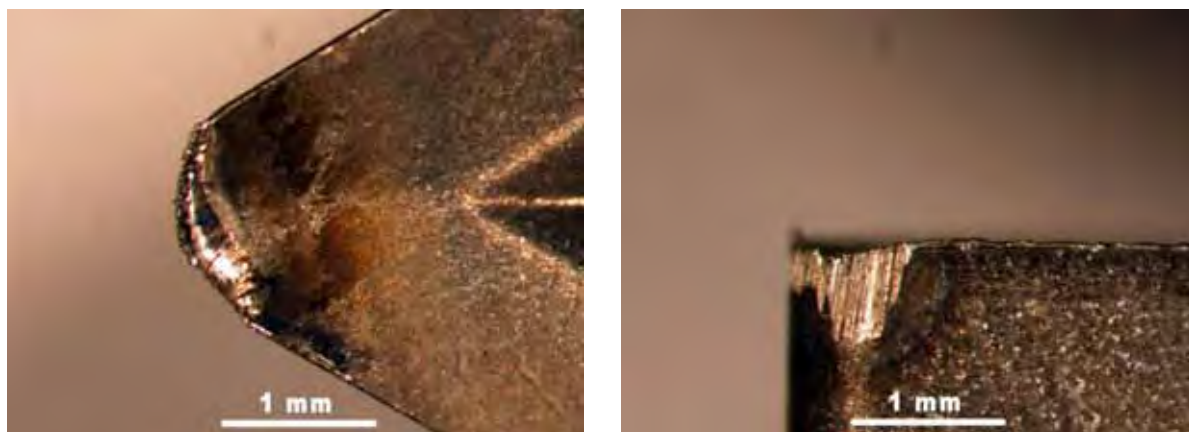
Para o Nimonic 80A, os ensaios realizados por Faria (2007) na velocidade de 75 m/min. e $a_p = 0,8 \text{ mm}$ apresentaram melhores rugosidades Ra para o avanço de $0,15$ em relação a $0,18 \text{ mm/rot.}$, ou seja, semelhante ao encontrado nos ensaios com o *Pyromet*[®] 31V. Para a velocidade de 90 m/min. os resultados para o Nimonic 80A indicaram que o menor avanço de $0,12$ apresentou melhor rugosidade que os avanços de $0,15$ e $0,18 \text{ mm/rot.}$, no caso do *Pyromet* os valores da rugosidade para os avanços de $0,12$ e $0,15 \text{ mm/rot.}$ foram similares.

Nos dois extremos de avanço, nos quais foram realizados os ensaios com a ferramenta sem recobrimento na usinagem da liga solubilizada de *Pyromet*® 31V, foi observada uma grande variação na rugosidade final da peça. Entretanto, foi mantida a mesma tendência de degradação no acabamento superficial à medida que o avanço foi aumentado. Este fato é compreensível se considerar que o acabamento superficial está diretamente relacionado ao avanço, conforme apresentado na Equação 3.4. Com o avanço de 0,12 mm/rot. a rugosidade R_a medida foi de 1,45 μm contra 3,17 μm para o avanço de 0,21 mm/rot., ambos com velocidade de corte de 75 m/min.

O tipo de desgaste observado nas ferramentas sem recobrimento, tanto para velocidade de 75 quanto para 90 m/min (Figura 5.29) foi predominantemente craterização e abrasão sem a geração de entalhe e/ou aresta postiça. O desgaste permaneceu aquém da profundidade de corte de 0,8 mm, diferentemente do observado, em certos casos, com as ferramentas recobertas. As características de desgastes na usinagem do *Pyromet*® 31V, com ferramentas sem recobrimento, foram similares aos resultados obtidos por Faria (2007) na usinagem do Nimonic 80A, também com ferramentas sem recobrimento.



Parâmetros: $v_c = 75$ m/min., $f = 0,15$ mm/rot. e $a_p = 0,8$ mm



Parâmetros: $v_c = 90$ m/min., $f = 0,15$ mm/rot. e $a_p = 0,8$ mm

Figura 5.29 – Ferramentas sem recobrimento usadas na usinagem da liga de níquel laminada.

Na micrografia por elétrons retroespalhados da Figura 5.30, é apresentada a superfície de folga desgastada da ferramenta de corte, composta por duas regiões de análise.

Observa-se o sulcamento originado pelas partículas de carbeto presentes na liga de níquel usinada. Os carbeto ou fase γ' devido à sua grande abrasividade, associado à ausência de recobrimento na ferramenta de corte, ocasionou o acentuado desgaste por abrasão da ferramenta de corte. A análise química por EDS da superfície avariada (Figura 5.31) indica que nenhum material da liga de níquel ficou depositado na superfície desgastada da ferramenta.

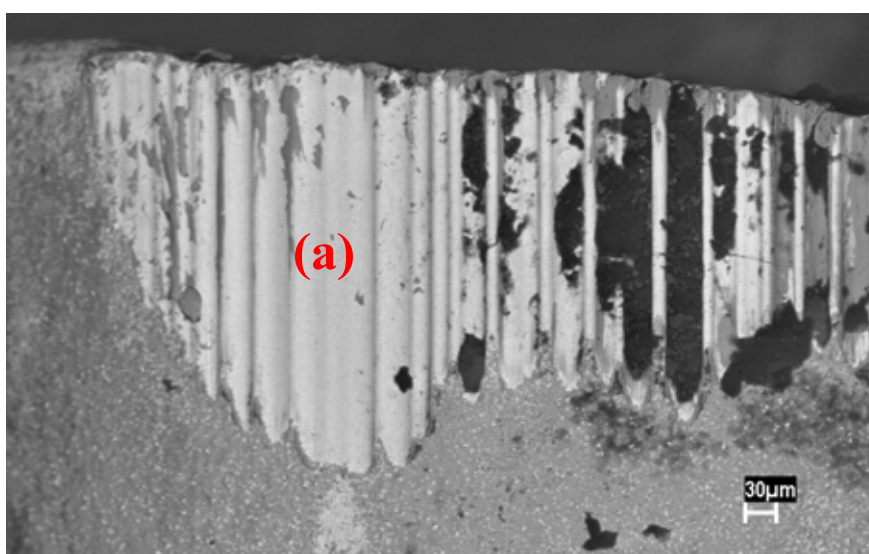


Figura 5.30 – Microscopia eletrônica de varredura da superfície de folga da ferramenta sem recobrimento usada na liga de níquel laminada para 90-15-08.

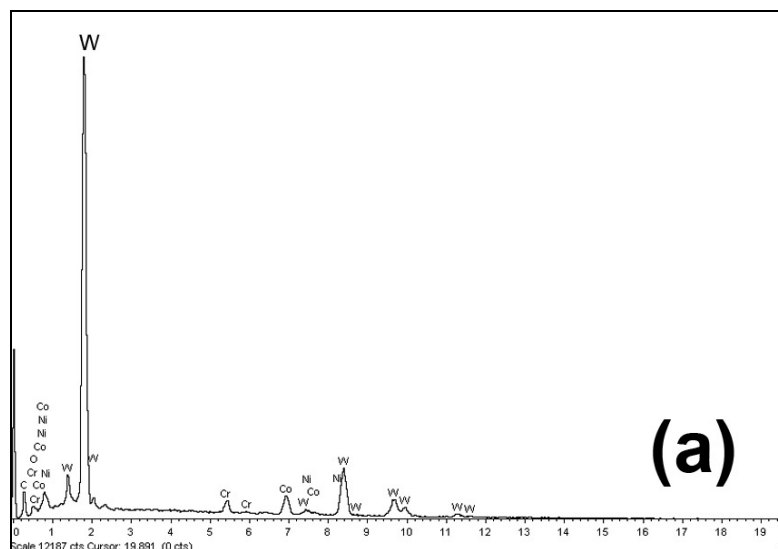


Figura 5.31 – Análise química por EDS da superfície de folga da ferramenta sem recobrimento usada na liga laminada para 90-15-08.

5.4. USINAGEM COM MQF

No gráfico da Figura 5.32 a seguir é apresentado um comparativo entre os resultados obtidos para a vida da ferramenta na usinagem com Mínima Quantidade de Fluido – MQF e com fluido abundante, denominada lubri-refrigeração convencional, para as ligas laminadas. Visando otimizar a análise foram tomados apenas os melhores valores obtidos considerando-se a vida da ferramenta nas duas velocidades de corte utilizadas e com os dois tipos de ferramentas. Caso fossem encontrados resultados satisfatórios, ensaios complementares seriam realizados nos demais parâmetros.

Nos resultados observados por Silva (2002) na usinagem da liga de Inconel 718 usando altas velocidades de corte, com ferramentas de PCBN (CB7050), o uso do MQF apresentou grande efetividade no quesito força de corte e temperatura em relação à usinagem a seco. Entretanto, não há indicações sobre os resultados obtidos em relação à lubrificação abundante.

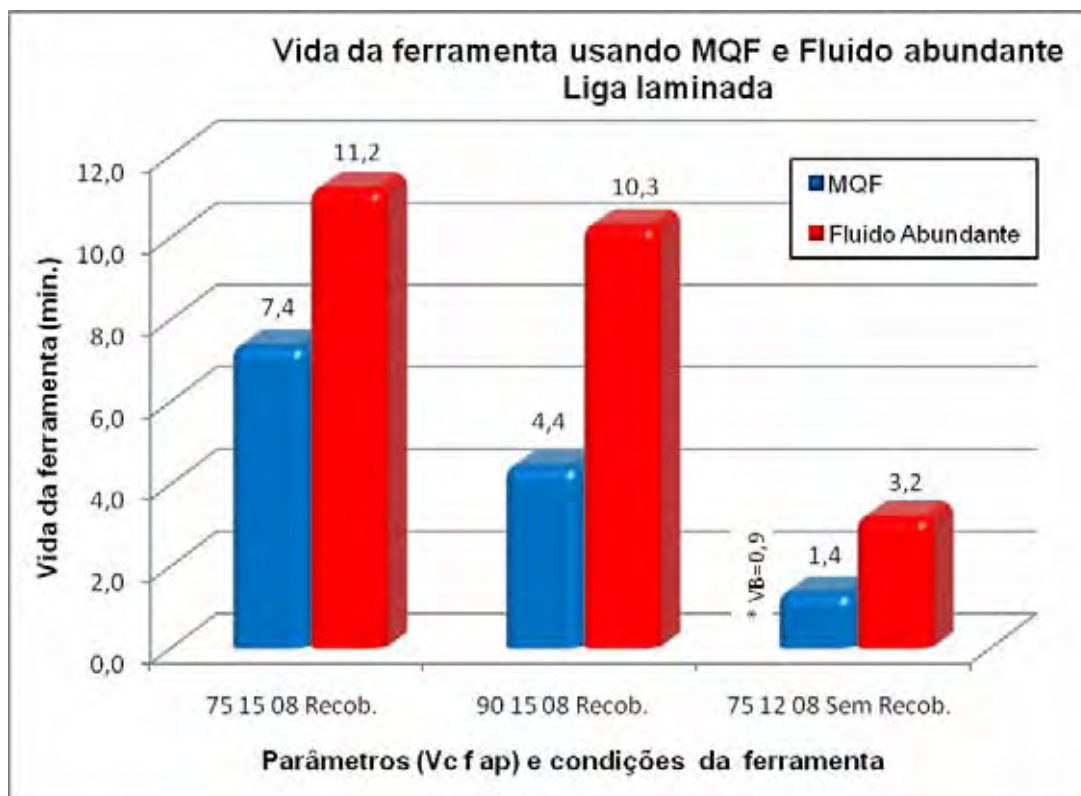


Figura 5.32 – Vida da ferramenta na usinagem das ligas laminadas com uso de ferramentas recobertas e sem recobrimento usando MQF e lubrificação abundante.

Nas condições usadas neste trabalho, o MQF não apresentou resultados melhores que os obtidos com a lubri-refrigeração convencional, visto termos atingido, em certos casos, valores acima do VB máximo apenas no primeiro passe da ferramenta, dificultando ainda uma análise fiel da vida da ferramenta e do volume de cavaco removido.

Na Figura 5.33 é apresentada a vida da ferramenta para a liga de níquel solubilizada nas duas condições de lubrificação comparando-se as duas melhores vidas obtidas para a velocidade de 75 e 90 m/min..

Devido à insuficiente penetração do lubrificante, gerando um alto coeficiente de atrito e uma baixa refrigeração na interface peça-ferramenta, ocasionou um elevado desgaste da ferramenta levando-a a uma falha prematura, onde, em certos casos não se conseguiu remover nem a metade do volume de cavaco obtido com lubri-refrigeração convencional. É importante salientar que, devido à pequena área de atuação do fluxo de ar/óleo no sistema MQF, o posicionamento do bico aspersor pode afetar

significativamente a capacidade de refrigeração/lubrificação e conseqüentemente os níveis de desgaste, temperatura e volume de cavaco.

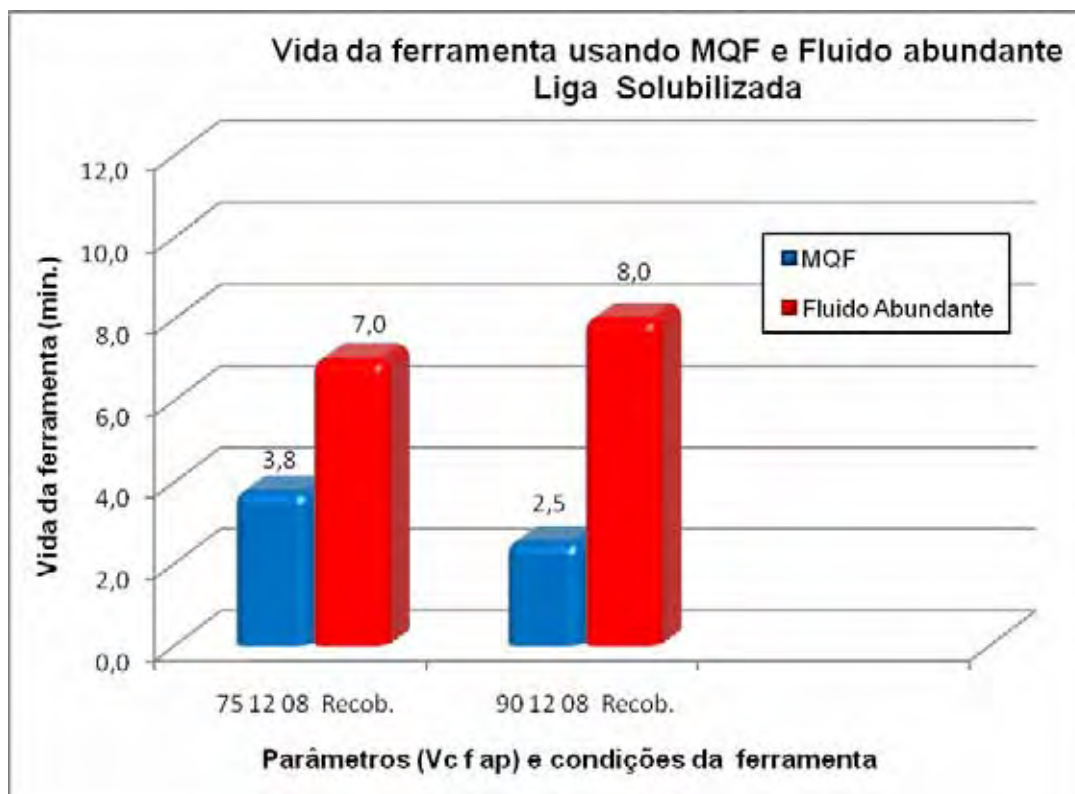


Figura 5.33 – Vida da ferramenta em ligas solubilizadas com uso de ferramentas recobertas usando MQF e Lubrificação abundante.

No gráfico da Figura 5.34 é apresentado um comparativo entre os resultados obtidos para o volume de cavaco removido, na usinagem com Mínima Quantidade de Fluido – MQF e com fluido abundante, para as ligas laminadas.

Analisando-se os volumes de cavacos removidos pode ser observada a mesma tendência de melhores resultados quando foi utilizada a lubrificação abundante em relação à MQF. Para a velocidade de 90 m/min. a lubrificação abundante possibilitou uma remoção de cavacos superior a 130%. Na melhor condição de usinagem com ferramenta sem recobrimento (75-12-08) obteve-se volumes 180% superiores em relação ao uso da técnica com MQF, mesmo sabendo que o volume removido foi para um VB (0,9 mm), uma vez que foi extrapolado o limite de 0,5 mm já no primeiro passe.

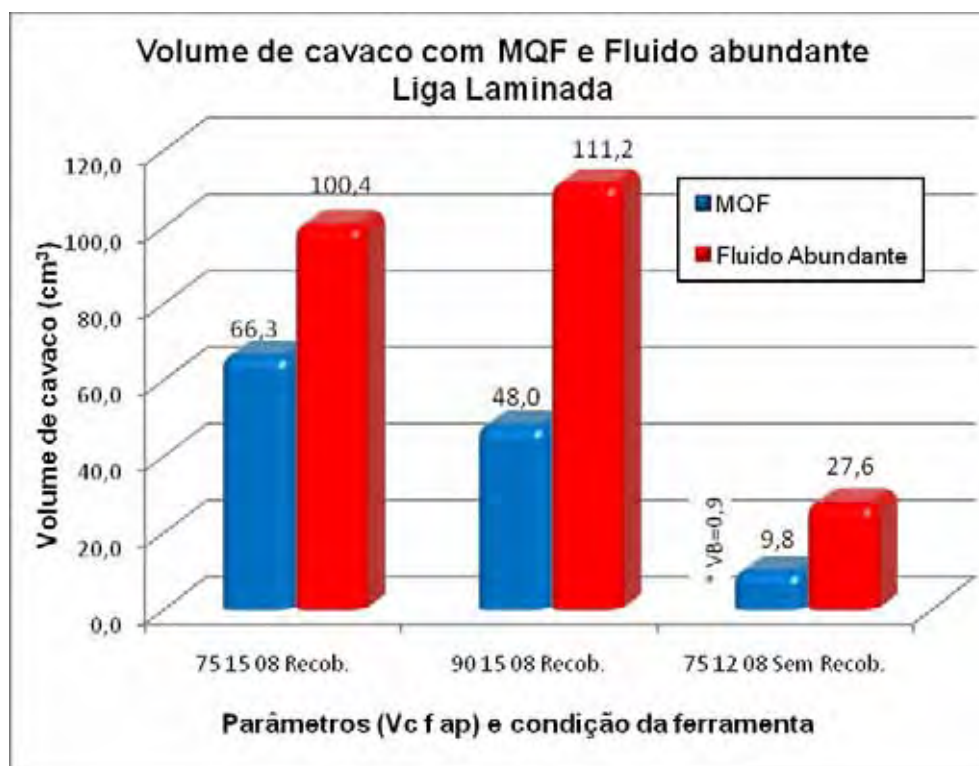


Figura 5.34 – Volume de cavaco removido em ligas laminadas com uso de MQF e lubri-refrigeração convencional.

Na Figura 5.35 estão apresentados os resultados obtidos para o volume de cavaco removido na liga de níquel solubilizada nas duas condições de lubrificação, comparando-se as técnicas de lubri-refrigeração para as duas melhores vidas obtidas, para a velocidade de 75 e 90 m/min., quando se usinou com fluido abundante.

A liga solubilizada não apresentou resultado diferente daquele observado na liga laminada, que foi maior volume de cavaco removido para a lubri-refrigeração convencional. A usinagem com MQF na velocidade de 90 m/min. mostrou-se bem mais agressiva que na menor velocidade, pois neste caso, a quantidade de cavaco removida ficou inferior a um terço da obtida com a técnica convencional de lubrificação. A explicação para tão reduzido volume de material removido pode estar relacionada à maior quantidade de calor gerada na usinagem com velocidade de 90 m/min. associada à maior abrasividade da liga solubilizada que, sem uma eficiente lubri-refrigeração da interface cavaco-ferramenta e ferramenta-peça, eleva consideravelmente a temperatura na ponta da ferramenta causando seu desgaste prematuro.

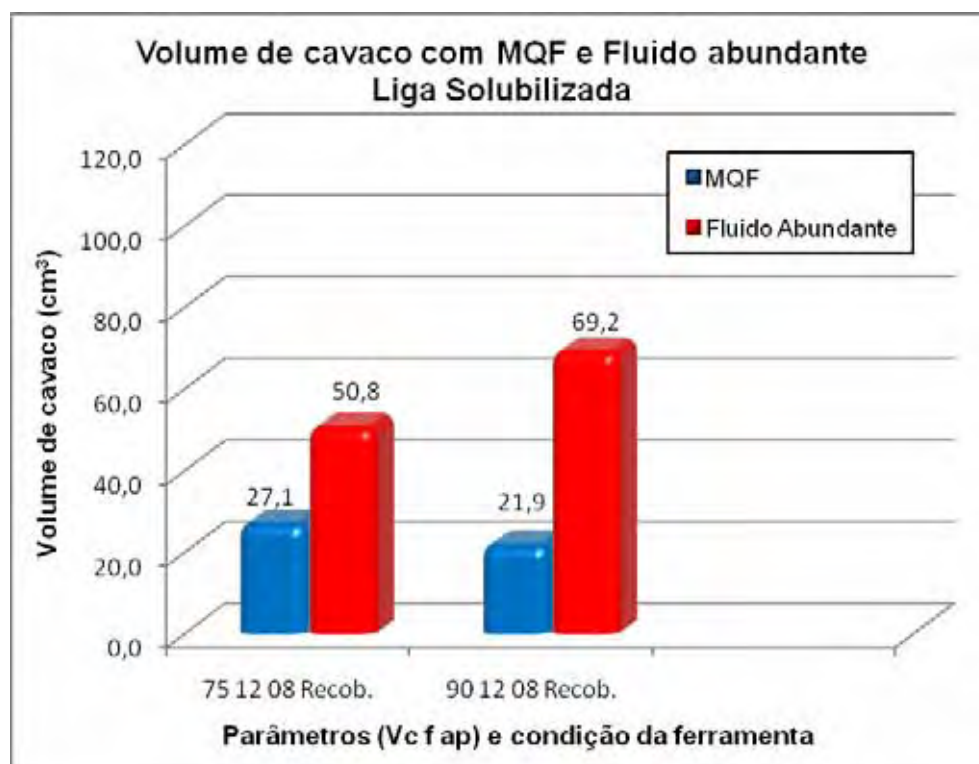


Figura 5.35– Volume de cavaco removido em ligas solubilizadas com uso de MQF e lubri-refrigeração convencional.

Na análise entre os valores de rugosidade obtidos entre os dois sistemas de lubri-refrigeração utilizados percebe-se que, apesar do baixo volume de cavaco removido, o nível de rugosidade com o uso de MQF foi melhor em praticamente todos os ensaios realizados.

Nas Figuras 5.36 e 5.37 estão apresentados os comparativos entre a rugosidade R_a , no final da usinagem, da liga laminada e solubilizada respectivamente, para as duas formas de lubri-refrigeração.

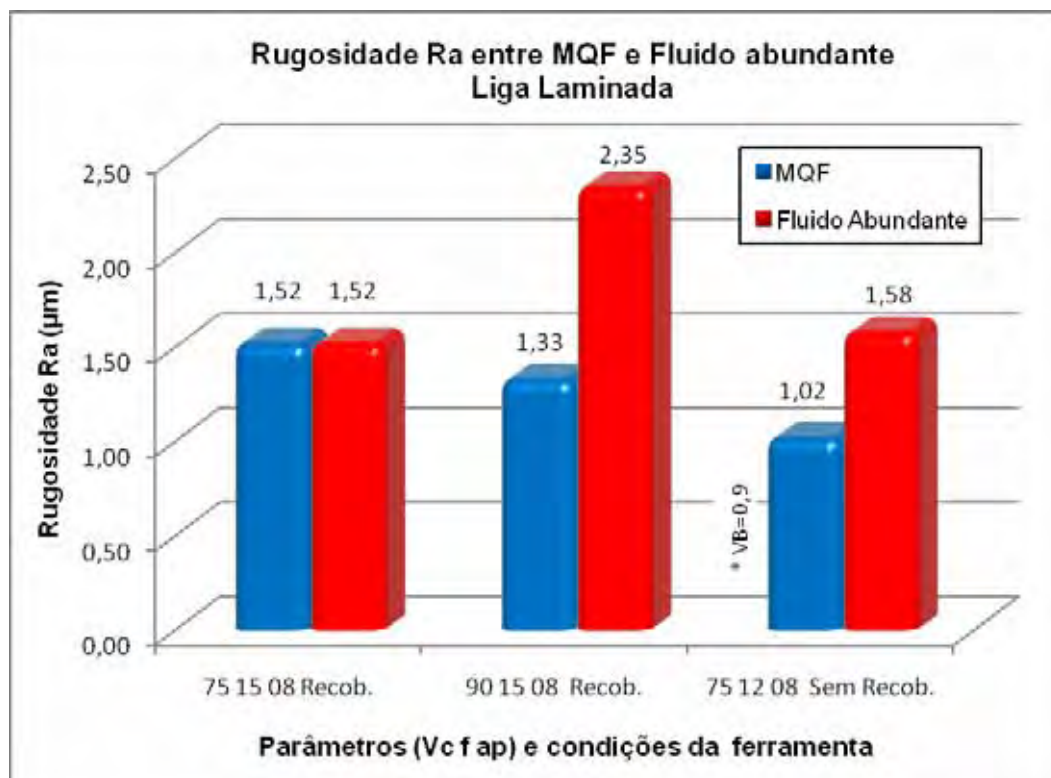


Figura 5.36 – Rugosidade média (Ra) em ligas laminadas com uso de ferramentas recobertas e sem recobrimento usando MQF e lubrificação abundante.

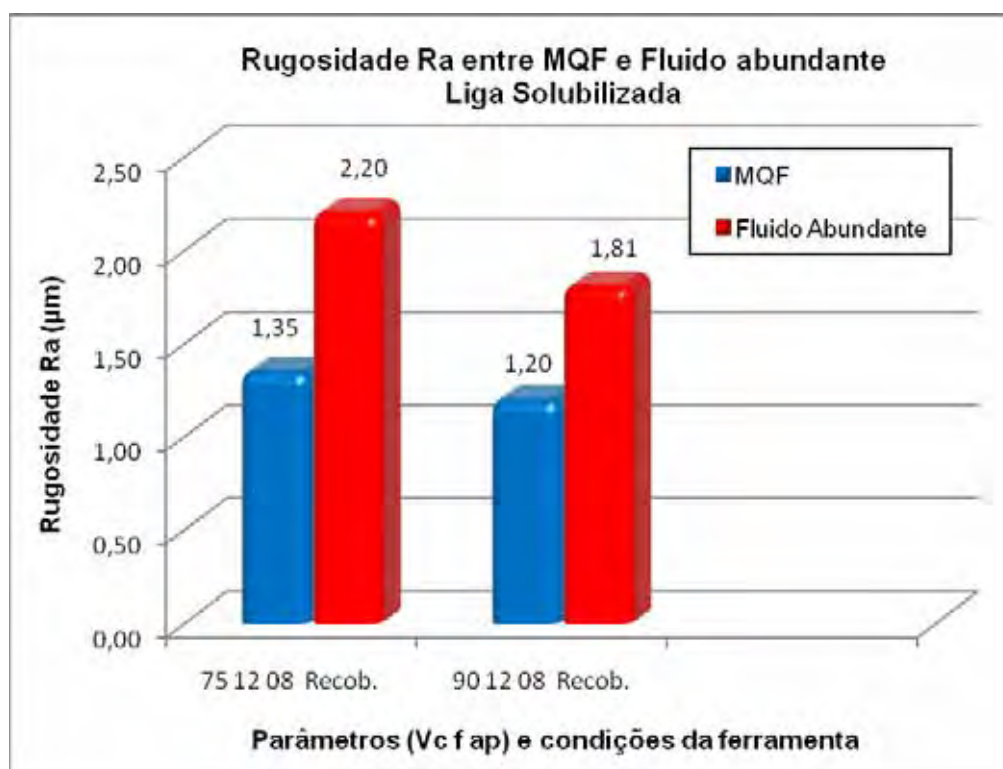


Figura 5.37 – Rugosidade média (Ra) em ligas solubilizadas com uso de ferramentas recobertas usando MQF e lubrificação abundante.

Em função dos gráficos apresentados percebe-se que, para a liga de níquel *Pyromet*® 31V, o uso das ferramentas de corte indicadas pelo fabricante e usadas nestes experimentos, nas condições de corte estabelecidas, o desempenho do sistema MQF ainda não pode ser considerado satisfatório. Apesar das vantagens de redução no consumo de lubrificante, nos custos de descarte do material e no atendimento a requisitos ambientais, a vida da ferramenta bem como o volume de cavaco removido não são suficientes de modo a viabilizar a sua aplicação para as condições testadas.

Nas Figuras 5.38 e 5.39 são apresentadas as evoluções das rugosidades médias R_a ao longo do comprimento usinado. Apesar de obtermos uma vida da ferramenta bem inferior com o uso do MQF, nas condições de ensaio realizadas, os valores de rugosidade com MQF foram melhores que em condição de lubrificação convencional.

Silva (2002), na usinagem em alta velocidade das ligas Inconel 718 e Waspaloy, usando diversas geometrias de insertos de cerâmica ($Al_2O_3 + SiCW$ e $Al_2O_3 + TiC$) e ferramentas de PCBN também obteve melhores superfícies na usinagem com o uso do MQF se comparada a lubrificação a seco.

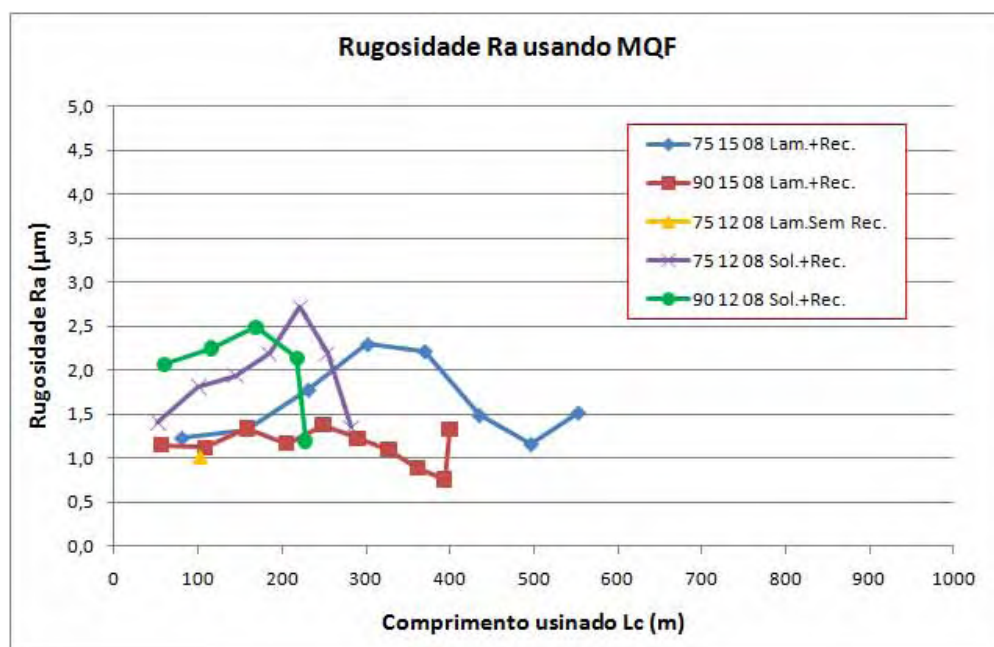


Figura 5.38 – Evolução da rugosidade média (R_a) em ligas laminadas e solubilizadas usando MQF.

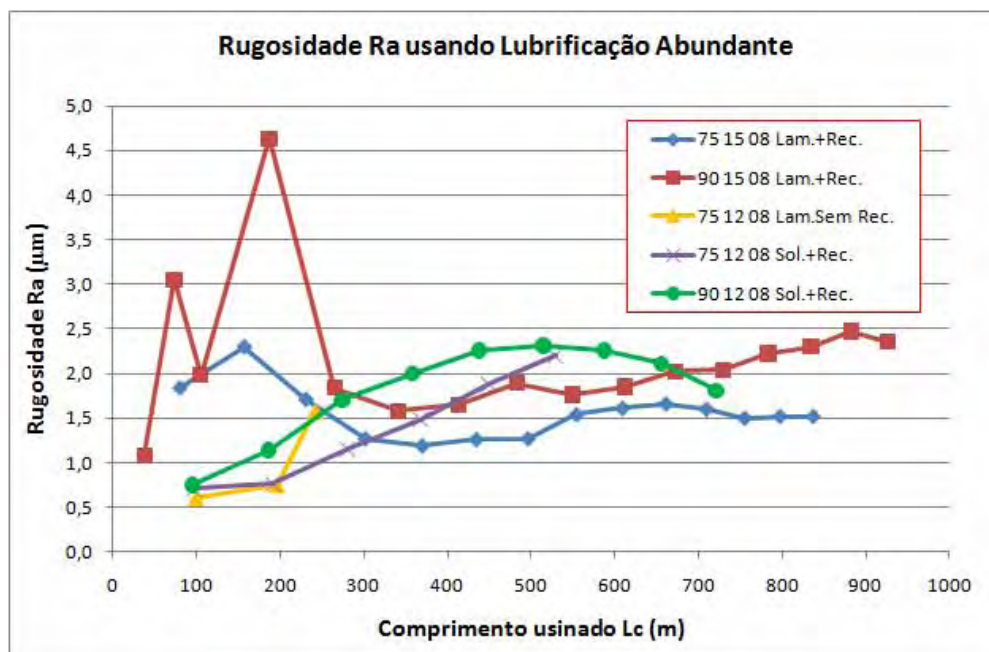


Figura 5.39 – Evolução da rugosidade média (Ra) em ligas laminadas e solubilizadas usando lubrificação abundante.

No gráfico da Figura 5.39, com os parâmetros **90-15-08**, na liga laminada e ferramenta recoberta, houve uma variação inicial muito grande da rugosidade e, a partir de um certo instante ocorreu uma estabilização nos valores apresentados. Tal variação não foi em função de uma deterioração exagerada da aresta de corte, conforme pode ser comprovado pelo gráfico da evolução do desgaste – Figura 5.40. A variação na rugosidade pode ter ocorrido devido a uma acomodação da aresta de corte durante os estágios iniciais da operação, acomodação esta que não pode ser confundida com desgaste. Contudo, com exceção do fato citado anteriormente, para os demais ensaios na condição de lubri-refrigeração convencional não foi observado nenhum comportamento atípico em relação à evolução dos valores da rugosidade durante a vida da ferramenta.

Na Figura 5.38, apesar das diversas variáveis envolvidas nos ensaios apresentados (material usinado, ferramenta e parâmetros de corte), a dispersão dos valores de rugosidade sempre foi menor para MQF em relação à lubri-refrigeração convencional. Isso pode ser explicado pela manutenção de melhores condições para o cisalhamento do cavaco e diminuição nas deformações. Ainda em relação a este mesmo gráfico pode-se notar que, na usinagem do material solubilizado com a técnica de MQF, a fase de acomodação da ferramenta com respectivo aumento na rugosidade

foi seguida de uma queda brusca no valor de Ra. Tal fato coincide com a progressão acentuada do desgaste levando ao fim de vida da ferramenta – Figura 5.40.

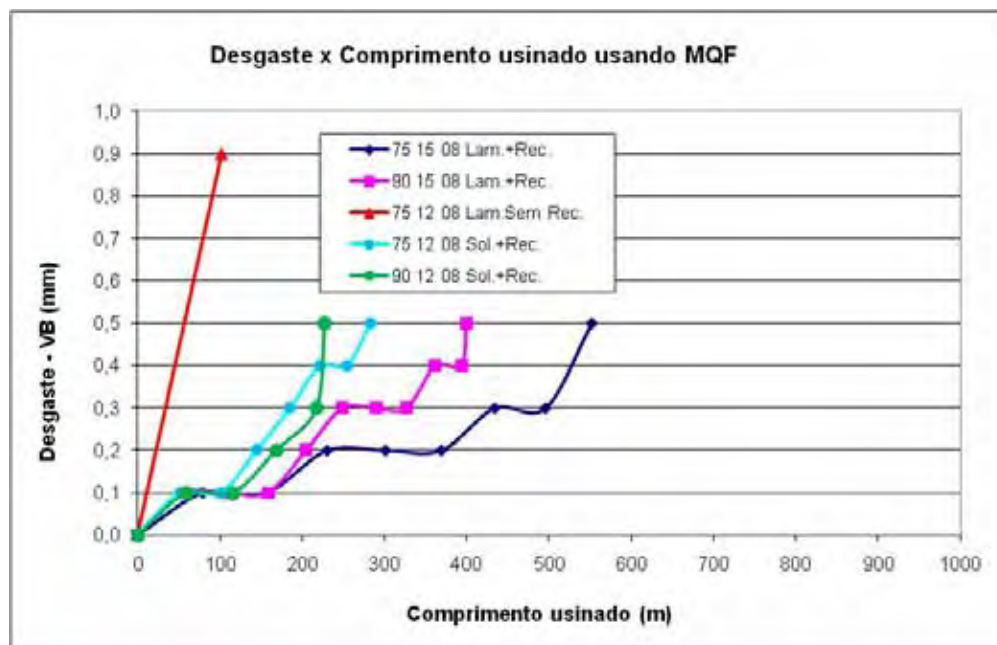


Figura 5.40 – Evolução do desgaste de flanco em ligas laminadas e solubilizadas usando MQF.

Na Figura 5.41 é apresentada a evolução do desgaste para a lubri-refrigeração convencional com inclinações nos gráficos bem mais suaves e graduais, com exceção para a ferramenta sem recobrimento que apresenta inclinação acentuada resultando em um fim de vida muito rápido. As demais evoluções de desgaste, para todos os ensaios realizados, encontram-se apresentados no Apêndice.

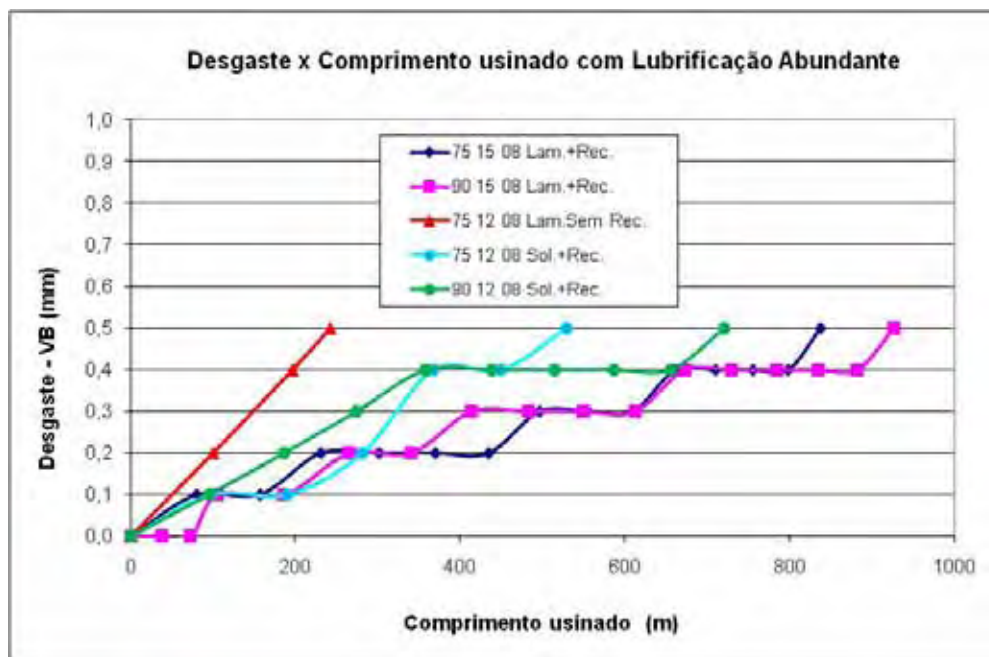
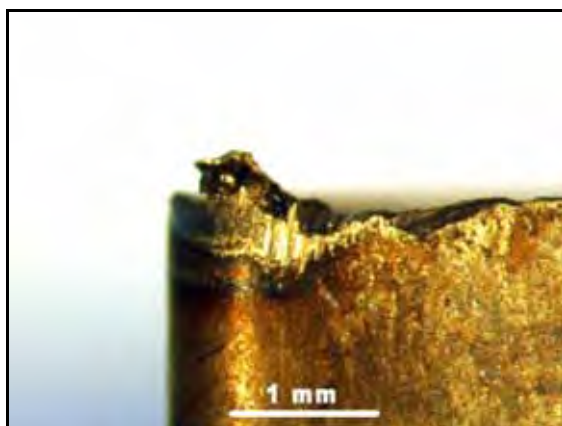
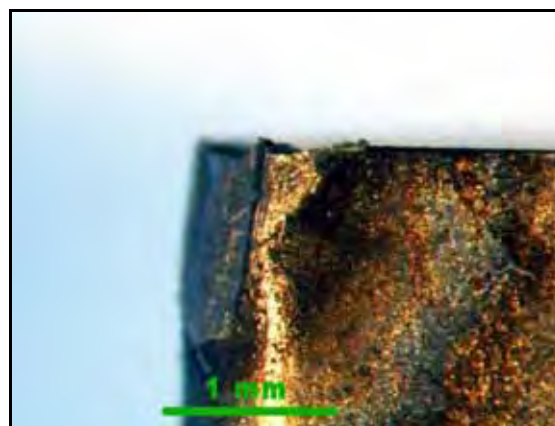


Figura 5.41 – Evolução do desgaste de flanco em ligas laminadas e solubilizadas usando lubri-refrigeração convencional.

As características do desgaste observado na usinagem com MQF estão apresentados na Figura 5.42. Com a utilização de ferramentas recobertas os desgastes foram similares aos observados com o uso de lubrificação convencional, ou seja, desgaste por abrasão com formação de entalhe e presença de cavacos aderidos, além de desgaste por martelamento - Figura 5.42(a). No caso da usinagem com MQF utilizando-se ferramentas sem recobrimento o desgaste por abrasão foi muito grande, ultrapassando em um único passe o VB pré-estabelecido de 0,5 mm – Figura 5.42(b).



(a) Ferramenta recoberta



(b) Ferramenta sem recobrimento

Figura 5.42 – Desgastes na usinagem com MQF: (a) martelamento e (b) abrasão.

Na usinagem com MQF, para todas as ferramentas recobertas, houve um desgaste frontal muito mais acentuado que na lubri-refrigeração convencional, em que o desgaste frontal raramente ocorreu, limitando-se à região de folga e de saída da ferramenta.

A razão que pode explicar as menores rugosidades com o uso do MQF pode ser a manutenção de melhores condições para o cisalhamento do cavaco e diminuição nas deformações. A melhor rugosidade para o MQF pode ser resultado da menor amplitude de deterioração da aresta de corte apresentada por estas ferramentas. Embora o critério de fim de vida ($VB_{Bmax} = 0,5 \text{ mm}$) seja o mesmo para as duas condições de lubrificação, observa-se uma região da aresta deteriorada maior para a lubri-refrigeração abundante do que para MQF - Figura 5.43.

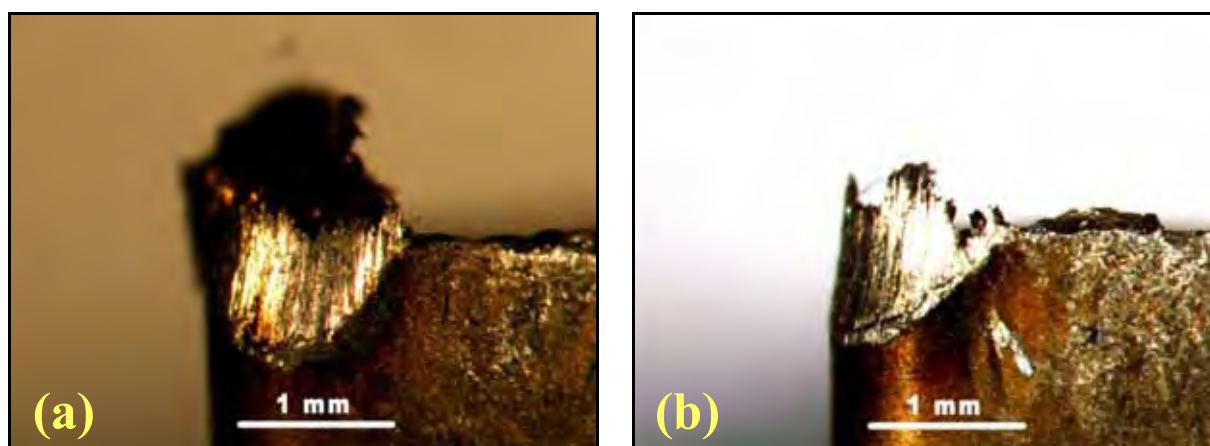


Figura 5.43 – Desgastes na usinagem com MQF utilizando ferramentas recobertas:
(a) 90-15-08 liga laminada e (b) 90-12-08 liga solubilizada.

Com base nas análises dos dados coletados, percebe-se que os resultados com o uso de MQF são animadores, mas necessitam de uma maior pesquisa capaz de explorar todo o potencial que esta nova tecnologia pode oferecer. Estudos mais aprofundados deverão considerar o efeito de certos parâmetros nos resultados como as taxas de mistura ar-óleo, alterações no posicionamento do bico aspersor, pressões ideais para o refrigerante de modo a aumentar a vida da ferramenta e a integridade dos componentes produzidos com este sistema.

5.5. CAVACOS GERADOS

Abaixo, nas Figuras 5.44 a 5.47, estão relacionados os principais tipos de cavacos gerados na usinagem da liga laminada e da solubilizada, seja com ferramenta recoberta ou sem recobrimento e com lubrificação abundante ou MQF.



(a)



(b)

Figura 5.44 – Cavaco (a) longo, emaranhado irregular e com cavacos duplos e (b) cavaco longo helicoidal com longos cavacos duplos.



(a)



(b)

Figura 5.45 – Cavaco (a) emaranhado longo e irregular e (b) cavaco longo e helicoidal.

Os cavacos gerados na usinagem com velocidade de 90 m/min. foram predominantemente curtos e médios, semelhantes aos apresentados na Figura 5.46(a) e (b), obtidos na usinagem com mínima quantidade de fluido - MQF.

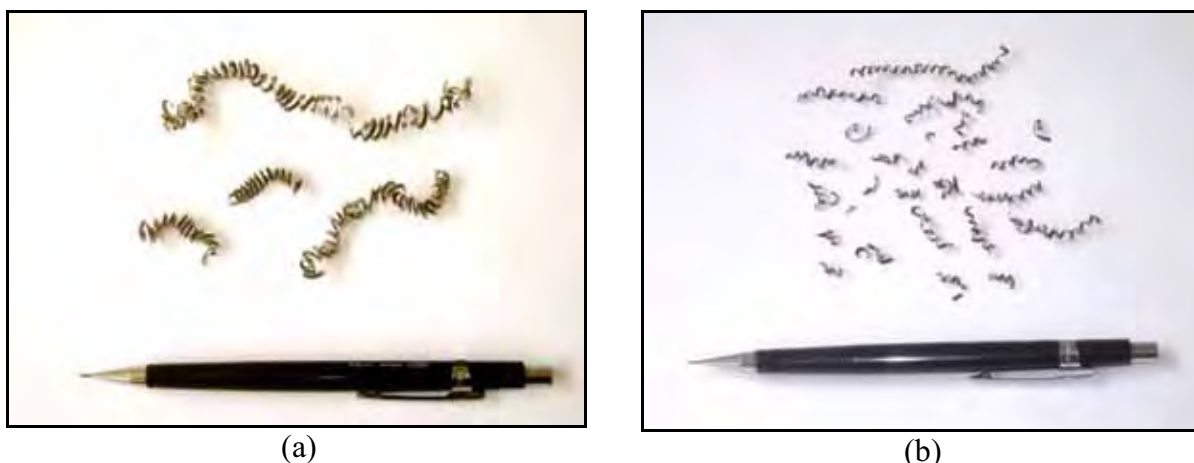


Figura 5.46 – Cavacos (a) médios emaranhados e (b) cavacos curtos e irregulares – MQF.

Pôde-se observar que, variando os parâmetros de usinagem e até mesmo o tratamento térmico da liga não se identificou variações significativas quanto à forma do cavaco obtido, sendo a forma mais recorrente o cavaco longo variando de tubular para helicoidal ou emaranhado, demonstrando a dificuldade da ferramenta no controle da quebra do cavaco.

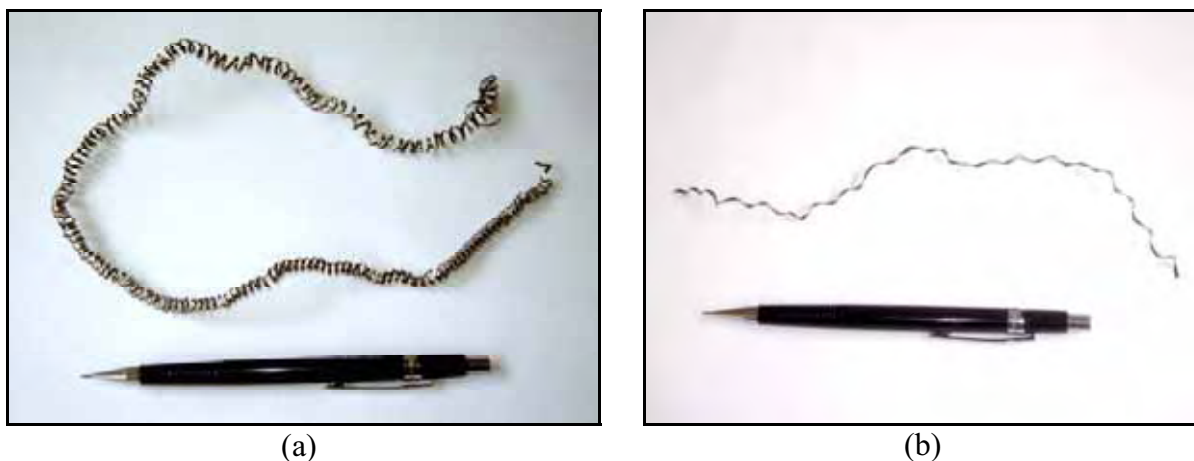


Figura 5.47 – Cavaco (a) tubular longo e (b) cavaco helicoidal longo.

O objetivo da análise dos cavacos seria relacionar as formas obtidas com os parâmetros de corte e lubrificação utilizados, bem como com o tipo de liga usinada. Entretanto, como essa correlação não foi observada, esta análise ficou prejudicada. Este fato ocorreu em virtude da predominância de cavacos longos obtidos nos diversos ensaios realizados.

6. CONCLUSÕES

Com base nos resultados dos experimentos realizados com os dois tipos de ferramentas, diferentes tipos de lubrificação e sob as condições de usinagem descritas, pôde-se concluir, para o torneamento da superliga à base de níquel *Pyromet*® 31V (ISO UNS N07032) que:

- as maiores vidas para as ferramentas recobertas, utilizando lubrificação convencional, foram conseguidas com avanço de 0,15 mm/rot. ($v_c = 75$ m/min.), na usinagem da liga laminada e com avanço de 0,12 mm/rot. ($v_c = 90$ m/min.) para a condição solubilizada. Nas ferramentas sem recobrimento a menor velocidade e os menores avanços propiciaram maior vida;
- considerando-se o volume de cavaco removido em relação aos resultados obtidos para a vida da ferramenta, conclui-se que, para a usinagem da liga laminada com ferramenta recoberta e lubri-refrigeração abundante, o desempenho das condições **75-18-08** e **90-15-08** mostrou ser o melhor;
- apesar de seu uso ser indicado pelo fabricante, as ferramentas de metal duro sem recobrimento apresentaram características de vida reduzida com tempos bem inferiores e uma redução de aproximadamente 70% em volume de cavaco removido, se comparado àquelas recobertas nas mesmas condições de usinagem;
- a imprevisibilidade na formação do entalhe e APC impossibilitaram, em certas condições, a apresentação de tendências claras de elevação ou queda na vida e/ou volume de material removido em função de variações no avanço. Este fato também impossibilitou uma relação direta entre os avanços utilizados e a rugosidade R_a final da peça usinada;
- na usinagem da liga solubilizada com lubrificação abundante, deve-se utilizar a ferramenta recoberta na condição **90-12-08** que apresentou o melhor desempenho geral, em função da vida da ferramenta, volume e rugosidade média;

- Os principais mecanismos de desgaste observados na usinagem das ligas de níquel, com ferramentas recobertas, foram abrasão, *attrition* e martelamento. Este último foi verificado nos casos em que houve formação de cavacos longos e normalmente com avanços de 0,12 mm/rot.. Apesar de não ser propriamente um mecanismo, mas sim uma forma de desgaste localizado, o desgaste de entalhe esteve evidente em várias situações em que foram utilizadas as ferramentas recobertas;
- O desgaste observado nas ferramentas sem recobrimento, para as duas velocidades e ligas de níquel, foi predominantemente craterização e abrasão sem a geração de APC e entalhe, semelhante ao observado nos resultados obtidos por Faria (2007) na usinagem do Nimonic 80A;
- Para que o uso do MQF seja implementado com competitividade na usinagem do *Pyromet*® 31V, serão necessárias mais análises e uma série de testes sistemáticos para se identificar os melhores conjuntos de parâmetros e condições de corte adequadas, pois apesar dos resultados animadores em relação à rugosidade Ra obtida, a vida da ferramenta bem como o volume de cavaco removido (50% inferior) ainda não são suficientes de modo a viabilizar a sua aplicação nas condições de testes utilizadas;
- A análise dos cavacos apresentou uma grande diversidade de formas e tamanhos, tendo como destaque o surgimento de cavacos duplos, possivelmente gerados devido à formação de entalhe na aresta de corte. Não foi observada nenhuma relação direta entre o tipo de cavaco obtido e as variáveis utilizadas, sendo o cavaco longo a forma mais recorrente, o que demonstra certa dificuldade da ferramenta no controle da quebra do cavaco.

7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Realizar análises metalográficas nos cavacos visando correlacionar a rugosidade obtida com as deformações sofridas;
- Repetir ensaios, nas melhores condições de corte obtidas, utilizando-se outros tipos de ferramentas, formas e revestimentos, como por exemplo, ferramentas cerâmicas e CBN;
- Otimizar a aplicação do MQF na usinagem por torneamento do *Pyromet*® 31V através de variações nos parâmetros de lubrificação (por exemplo: pressão, vazão, posicionamento do bico aspersor, etc.);
- Otimizar os parâmetros para usinagem por torneamento da liga solubilizada e envelhecida;
- Efetuar medições de temperatura na ponta da ferramenta, visando identificar os valores de temperatura nas quais ocorrem as alterações na microestrutura da peça e na aresta de corte, um dos principais fatores responsáveis pela aceleração do desgaste da ferramenta de corte; e
- Realizar ensaios utilizando-se lubri-refrigeração a elevadas pressões.

8. REFERÊNCIAS

ABNT – Associação Brasileira de Normas Técnicas NBR 6162– **Movimentos e relações geométricas na usinagem dos metais**, out. 1989, 37 p.

ABRÃO, A. M.; ASPINWALL, D. K.; WISE, M. L.. **A review of polycrystalline cubic boron nitride tool developments and application**. In: Proceeding of the Thirtieth International Matador Conference, Manchester, UK, 1993, p.1-11, Apr.

ACKROYD, B.; AKCAN, N. S.; CHHABRA, P.; KRISHNAMURTHY, K.; MADHAVAN, V.; CHANDRASEKAR, S.; COMPTON, W. D.; FARRIS, T. N.; 2001. **Exploration of contact conditions in machining**. *Proceedings of Institution of Mechanical: part B* – Engineers Journal of Engineering Manufacture, v. 215, n. 4, p. 493-507.

AFTER SECO TECHNICAL GUIDE, **Turning Difficult-To-Machine Alloy**, S. Miller, Advanced materials means advanced engines, Interdisciplinary Science Review, vol.21 (2), 1996, pp.117-129

ALMOND, E. A., **Towards improved tests based on fundamental properties**, in: Proceedings of the International Conference on Improved Performance of Tool Materials, The National laboratory and the Metals Society, Teddington, Middlesex, 28-29 April, 1981, pp. 161-169.

ANDRAE, P., **Chip formation in high speed cutting HSC**. In: 3rd International Machining & Grinding Conference, Cincinnati, Ohio, Oct. 1999 P.107-120.

ASM HANDBOOK - **Machining** - Volume 16, Revised by R.W. Breitzig, INCO Alloys International, 1990, p. 835 a 843.

ASM HANDBOOK – **Properties and selection: Irons Steels and High Performance Alloys** - Volume 1 – 2005, pp. 1478-1527.

ASM, **Journal Applied Metal Working**, vol. 14, pp.15-23. s.d..

ASTM E8M, **Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials (Metric)**, 2008.

AVILA, R. F. and ABRAO, A. M., **The effect of cutting fluid on the machining of hardened AISI 4340 steel**. Journal of Materials Processing Technology 119, 2001, p. 21 – 26.

AVILA R. F., **Desempenho de ferramentas de metal duro revestidas com Ti-N, Ti-C-N e Ti-Al-N (PAPVD) no torneamento, em condições de acabamento, do aço ABNT 4340 temperado**, Tese de Doutorado, Universidade Federal de Minas Gerais, Curso de Engenharia Metalúrgica e de Minas, 2003.

BAYOUMI, A.E., XIE, J.Q., **Some metallurgical aspects of chip formation in cutting Ti-6wt.%Al-4wt.%V alloy**, Materials Science & Engineering, A190, 1995, p. 173–180.

BENNANI, H. H. and TAKADOUM, J., **Finit element model of elastic stresses in thin coatings submitted to applied forces**, Surface and coatings Technology 111, 1999, p. 80 –85.

BONETTI, R. S., WIPRACHTIGER, H. and MOHN, E., in **Metal Pounder Report**, Vol 45, 1990, p. 837-840.

BRINKSMEIER, E.; CAMMETT, J. T.; KÖNIG, W.; LESKOVAR, P.; PETERS, J.; TÖNSHOFF, H. K.. **Residual stresses - Measurement and causes in machining processes**. In: Annals of the CIRP, v. 31, n.2, 1982, p. 491-510.

BRINKSMEIER, E.; WALTER, A.; JANSSEN, R.; DIERSEN, P. **Aspects of cooling lubrication reduction in machining advanced materials**, in: Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, vol. 213, ,Part B. 1999, PP. 769-778.

BROCKHOFF, T.; WALTER, A.. **Fluid minimization in cutting and grinding**. Abrasives Magazine, Oct./Nov. 1998, p.38-42.

CAPELLO, E.; DAVOLI, P.; BASSANINI, G.; BISI, A., **Residual stresses and surface roughness in turning**. Journal of Engineering Materials and Technology, v.121, , July 1999, p.346-351.

CARTECH, **Pyromet® Alloy 31V**, Alloy Data Catalog, Edition 08 September 2003, <http://cartech.ides.com/datasheet.aspx?&E=39&CK486688&FMT=PRINT>, acesso em 24/05/2007.

CHOUDHURY, I.A.; EL-BARADIE, M.A. **Machinability of nickel base superalloys: a general review**, J. Mater. Process. Technol. 77 (1-3), 1998, p. 278-284.

COOK, N. H. **Chip formation in machining titanium**. Proc. Symp. On Mach Grinding Titanium. Watertown arsenal, Watertown 72, 31 March 1953, p.1-7.

CUNHA, E. A., **Estudo da usinagem por torneamento da liga ASTM AA-7050 T7451**. Lorena: Faculdade de Engenharia Química de Lorena – FAENQUIL, 2004. 84p. Dissertação de Mestrado em Engenharia de Materiais.

DEANTONIO, D. A.; THOMPSON, P. T., **A Designer's Manual on Specialty Alloys for Critical Automotive Components** - Carpenter Technology Corp., August 2004, Fonte: <http://www.carttech.com/techarticles.aspx?id=1552> acesso em 22/07/2009.

DEARNLEY, P.A.; TRENT, E.M., **Wear Mechanisms of Coated Carbide Tools**. Metals Technology, vol.9, 1982, p. 60-75.

DERFLINGER, V.; BRANDLE, H.; ZIMMERMANN, H. **New hard/lubricant coating for dry machining**, Surf. Coat. Technol. 113, 1999, p. 751-757.

DINIZ, A. E.; MARCONDES, F. C.; COPPINI, N. L., **Tecnologia da usinagem dos materiais**. São Paulo: 6ª. Ed., Art LÍber Editora, 2008.

DINIZ, A. E.; NORITOMI, P. Y. **Influência dos parâmetros de corte na rugosidade**. Máquinas e Metais. São Paulo, v. 35 (391), 1998, p. 92-101.

DUCROS, C.; BENEVENT, V.; SANCHETTE, F., **Deposition, characterization and machining performance of multilayer PVD coatings on cemented carbide cutting tools**, Surface and Coatings Technology v 163-164, Jan. 2003, p 681-688.

DUDZINSKI, D; DEVILLEZ, A.; MOUFKI, A.; LARROUQUÈRE, D.; ZERROUKI, V.; VIGNEAU, J., **A review of developments towards dry and higy speedy machining of Inconel 718 alloy**. International Journal of Machine Tools & Manufacture 44, 2004, p. 439-456.

ELBESTAWI, M. A., ELWARDANY, I., TAN, M., **Performance of whisker-reinforced ceramic tools in milling nickel-based superalloy**. In: Annals of the CIRP, v.42, n.1, 1993, p.99-102.

ELWARDANY, T. I.; KISHAWY, H. A.; ELBESTAWI, M. A.. **Surface integrity of die material in high speed hard machining, Part 2: microhardness variations and residual stresses.** Transactions of the ASME, Journal of Manufacturing Science and Engineering, v. 122, Nov. 2000, p.632-641.

EZUGWU, E. O.; WALLBANK, J., **Propriedades e fabricação de ferramentas cerâmicas.** Máquinas e Metais, n.271, mar. 1988, p.14-22.

EZUGWU, E. O.; MACHADO, A. R.; PASHBY, I. R.; WALLBANK, J., **The effect of high-pressure coolant supply when machining a heat-resistant nickel-based superalloy.** Journal of the Society of Tribologist and Lubrification Engineers. v.47, n.9, 1990, p.751-757.

EZUGWU, E. O.; TANG, S. H., **Surface abuse when machining cast iron (G-17) and nickel-base superalloy (Inconel 718) with ceramic tools.** Journal of Materials Processing Technology, n.55, 1995, p.63-69.

EZUGWU, E. O.; WANG, Z. M., **Performance of PVD and CVD coated carbide tools when machining nickel based Inconel 718 alloy,** In: Progress of Cutting and Grinding - ICPCG, v.3, 1996, p.102-107.

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

EZUGWU, Z.M.; WANG, C.I. OKEKE, **Tool life and surface integrity when machining Inconel 718 with PVD and CVD coated tools,** Tribol. Trans. 42 (2), 1999a, p. 353-360.

EZUGWU, E.O.,; OKEKE, C.I., **Effect of coating materials on the machinability of a nickel base, C-263, alloy,** Tribol. Trans. 43 (3), 2000, p. 549-553.

EZUGWU, E. O.; BONNEY, J.; YAMANE, Y. **An overview of the machinability of aeroengine alloys.** Journal of Materials Processing Technology, v.134,(2), 2003, p.233 – 253.

EZUGWU, E. O., **Higy speed machining of aero-engine alloys,** Journal of the Brazilian Society of Mechanical Science & Engineering, ABCM, Vol. XXVI, Nº 1, Jan-March 2004a.

EZUGWU, E. O.; BONNEY, J.; OLAJIRE, K. A., **The effect of coolant concentration on the machinability of nickel-base, nimonic C-263, alloy.** Tribology Letters, Vol 16, Nº 7, May 2004b, p.311 – 316.

FARIA, J. C., **Estudo da Usinagem em torneamento da Superliga a base de níquel NIMONIC 80**, Dissertação de Mestrado, Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2007.

FERRARESI, D. **Fundamentos da Usinagem dos Metais**, São Paulo: Editora Edgard Blucher, 1977.

FLOM, D.G.; KOMANDURI, R., **High-speed machining.** In: American Society for Metals, Metals handbook, 9.ed., Metals Park, Ohio, USA, v.16, Machining, 1989, p. 597-606.

GATTO, A., IULIANO, L., **Chip formation analysis in high speed machining of a nickel base superalloy with silicon carbide whisker-reinforced alumina.** International Journal Machine Tools Manufacturing, v.34, n.8, 1994, p.1147-1161.

GATTO, A., IULIANO, L., **Advanced coated ceramic tools for machining superalloys.** International Journal Machine Tools Manufacturing, v.37, n.5, 1997, p.591-605.

HAMANN, J.C.; GROLLEAU, F.; MAÎTRE, F., **Machinability improvement of steels at high cutting speeds - Study of tool/work material interaction.** In: Annals of the CIRP, v.45, n.1, 1996, p.87-92.

HEISEL, U.; LUTZ, D.; WASSMER, R.; WALTER, U., **A técnica da quantidade mínima de fluidos e sua aplicação nos processos de corte.** Máquinas e Metais, n.386, fev. 1998, p.22-38.

HONG, H.T., CHOU, T. L., **Modelling of tool/chip interface temperature distribution in metal cutting,** International Journal Mechanical Science 36, 1994, p.931 – 943.

HULTMAN, L., **Thermal stability of nitride thin films,** Vacuum 57, 2000, p.1 – 30.

INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION, ISO 3685 - **Tool life testing with single-point turning tools**, 1993.

ITW Chemical, Catálogo Accu-lube®, s.d.

JAWAID, A.; CHE-HARON, C.H.; ABDULLAH, A. **Tool wear characteristics in turning of titanium alloy Ti-6246**, J. Mater. Process. Technol. 92-93, 1999, p. 329-334.

JINDAL, P. C.; SANTHANAM, A. T.; SCHLEINKOFER, U. A. F., **Shuster Performance of PVD TiN, TiCN and TiAlN coated cemented carbide tools in turning**, Int. J. Refractory Mater. 17, 1999, p. 269-300.

KAISER, O., **PVD – Beschichtungen Schutzen Werkzeug und Schmelze**, Kunststoffe, vol 85, 1995, p. 898-904.

KALPAKJAN, S. **Manufacturing Processes for Engineering Materials**, 2nd ed., Addison-Wesley, Reading, MA, 1991.

KLOCKE, F.; GERSCHWILER, W., **Advanced machining of titanium and nickel-base alloys**, in: Advanced Manufacturing Systems and Technology, CISM Courses and Lecture No. 372, Springer, Wien, 1996, p. 7-21.

KLOCKE, F.; PÖHLS, M., **Broaching with cermets - Exploiting the potentials of modern cutting materials**. *Production Engineering*. v.5, n.1, 1998, p.13-16.

KNOTEK, O., LOFLER, F., KRAMER, G., **Deposition, properties and performance behaviour of carbide and carbonitride PVD coatings**, Surface and coatings Technology 61, 1993, p. 320-325.

KOBAYASHI T., HIRAKURI K. K., MATSUKURA N. and MACHI Y., **Syntesis of CVD diamond at atmospheric pressure using the hot-filament CVD method**, Diamond and Related Materials 8, 1999, p. 1057-1060.

KOMANDURI, R; VON TURKOVICH, B. F.; **New observations on the mechanisms of chip formation when machining titanium alloys**. Wear, v. 69, 1981, p. 179-188.

KOMANDURI, R.; HOU, Z. B., **A review of the experimental techniques for measurement of heat and temperatures generated in some manufacturing process and tribology**. *Tribology International*, v. 34, n. 10, 2001, p. 653-682.

KÖNIG, W.; SCHEMMEL, U., **Untersuchung Moderner Schneidstoffe - Beanspruchungsgerechte Anwendung Sowie Verschleibursachen**, Forschungsber, Nr. 2472 des. Lds. Nordrh. - Westf, Westdeutscher Verlag, Köln, Opladen, 1975.

KÖNIG, W.; GERSCHWILER, K., **Machining nickel-based superalloys**. Manufacturing Engineering. n.3, 1999, p.102-108.

KOPAC, J., SOKOVIC, M., DOLINSEK, S., **Tribology of coated tools in conventional and HSM machining**, Journal of Material Processing Technology 118, 2001, p.377 – 384.

KRAMER, B.M. **On tool materials for high speed machining**, J. Eng. Ind. 109, 1987, p. 87-91.

LANNA, M. A., **Desenvolvimento de novos materiais à base de nitreto de silício para aplicações estruturais** - São José dos Campos, SP: Instituto Tecnológico de Aeronáutica - ITA, 180 p., 2004, Tese de Doutorado.

LARSON, J.; JENKIS L. F.; NARASINHAM, S. L. **“Engine Valves”**. Design and Material Evolution, 1995.

LI, L.; HE, N.; WANG, M.; WANG, Z. G., **High speed cutting of Inconel 718 with coated carbide and ceramic inserts**. Journal of Materials Processing Technology 129, 2002, p. 127-130.

LIU, C. R.; BARASH, M. M., **The mechanical state of the sublayer of a surface generated by chip-removal process, part 2: Cutting with a tool with flank wear**. Journal of Engineering for Industry, v.98, Nov. 1976, p.1202-1208.

LOPEZ DE LACALLE, L.N., LLORENTE, J.I., SANCHEZ, J.A. **Improving the cutting Parameters the machining of Nickel and Titanium alloys**, in Annals of the CIRP, v. 47, 1998.

LOW I. M.; LI, X. S., **Advanced Ceramic Tools for Machining Application-II**, Key Engineering Materials, vol 14, Copyright 1996, ISBN 0-87849-703-X.

LIAO, Y.S.; SHIUE, R.H., **Carbide tool wear mechanism in turning of Inconel 718 superalloy**, Wear 193, 1996, p.16-24.

MACHADO, A. R.; SILVA, M. B., **Usinagem dos metais**. 4. Ed. Editora da Universidade Federal de Uberlândia, 1999.

MACHADO, A. R.; COELHO, R. T; ABRÃO, A. M.; SILVA, M. B. **Teoria da usinagem dos materiais**. Editora Edgar Blucher, 1ª Ed., 2009, p. 54-55.

MATSUMOTO, Y.; BARASH, M. M.; LIU, C. R., **Effect of hardness on the surface integrity of AISI 4340 steel**. Journal of Engineering for Industry, v.108, Aug. 1986, p.169-175.

MATSUMOTO, Y.; HASHIMOTO, F.; LAHOTI, G., **Surface integrity generated by precision hard turning**. In: Annals of the CIRP, v.48, n.1, 1999, p.59-62.

MAY, P.W., **CVD Diamond – a new Technology for the Future?** Copy of an article which appeared in Endeavour Magazine 19(3), 1995, p. 101-106.

METALS HANDBOOK Desk Edition, 2nd edition, **ASM International Handbook Committee**, edited by Joseph R. Davis, 1998.

METALS HANDBOOK: **Properties and selection: stainless steels, tool materials and specials purpose metals**. Heat resistant materials. 9th ed., v.3, s.d.

MILLER, S., **Advanced materials means advanced engines**, Interdisciplinary Sci. Rev. 21 (2), 1996, p. 117-129.

MIRANDA, G. W. A., **Uma contribuição para aplicação em controle adaptativo otimizado no torneamento**. Campinas. Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas - UNICAMP, p.100, 1997, Dissertação de mestrado.

NBR 6162 - **Movimentos e relações geométricas na usinagem dos metais** [norma]: terminologia, 1989.

PAUL, S.; CHATTOPADHYAY, A.B., **Effect of cryogenic cooling by liquid nitrogen Jet on forces, temperature and surface residual stresses in grinding steels** Cryogenics, 35 (8), 1995, p. 515-523.

RECHT, R. F., **Catastrophic thermoplastic shear**. Trans. of ASME. Journal of Applied Mechanics, June 1964, p. 189-193.

RIBEIRO, M. V.; BAHIA, A. L. H. **Study of the turning nickel alloy Pyromet® 31V (SAE HEV8)**. In: European Symposium on Superalloys and their Applications. Kreuth - Germany, May. 25-28, 2010, Proceedings in Cd-rom.

RICHARDS, N., ASPINWALL, D. **Use of ceramic tools for machining nickel based alloys**. International Journal Machine Tools Manufacturing, v.29, n.4, 1989, p.575-588.

SADAT, A. B., **Surface characteristics of machined Inconel 718 nickel-base superalloy using natural and controlled contact length tools**. International Journal Machine Tools Manufacturing, v.27, n.3, 1987, p.333-342.

SAE J775, **Engine Poppet Valve Information Report**. Surface Vehicle Information Report., 26 p., Rev. November 2004.

SALES, W. F., **Determinação das características refrigerantes e lubrificantes de fluidos de corte**. Universidade Federal de Uberlândia (UFU), Uberlândia, MG. Tese de doutorado, 1999, 176 p.

SANDVIK COROMANT, **Modern metal Cutting**, Technical Editorial Dept. First English Edition, 1994.

SANDVIK COROMANT, **Manual Técnico de Usinagem**, AB Sandvik Coromant, 2005.

SARIN, V. K.; LINDSTROM, J. N., in **J Electrochem Soc.**, Vol 126, 1979, p 1281-1287.

SCHINTLMEISTER, W.; PACHER, O.; PFAFFINGER, K.; RAINE, T., in **J. Electrochem. Soc.**, Vol. 123, 1976, p. 927-929.

SCHULZ, H., MORIWAKI, T., **High-speed machining**. Ann CIRP 1992;41(2): p.637-43.

SECO TECHNICAL GUIDE, **Turning Difficult-To-Machine Alloys**, S. Miller, Advanced materials means advanced engines, Interdisciplinary Science Review, vol.21 (2), 1996, pp.117-129.

SHAW, M. C. *et al.* **Machining titanium**. MIT Report, 1954.

SHAW, M. C., **Metal Cutting Principles**. New York: Clarendon Press Oxford, 1984.

SHUANGQUN, Z.; XIE, X.; SMITH, G. D.; PATEL, S. J., **Gamma prime coarsening and agehardening behaviors in a new nickel base alloys**. Materials Letters, 2004, p. 1784 - 1787.

SILVA, L. R., **Estudo da geometria da aresta de corte de ferramentas aplicadas ao torneamento de superligas à base de níquel com alta velocidade de corte**. São Carlos. - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, 211 p., Tese de Doutorado, 2002.

SIMMS, C. T.; HAGEL, W.C., **The Superalloys**, Wiley, New York, 1972.

STAPPEN V. M., STALS, L. M., KERKHOF, M. and QUAEYHAEGENS, C., **State of the art for the industrial use of ceramic PVD coatings**, Surface and coatings Technology, 1995, p. 74 –75, 629 – 633.

STOETERAU, R. L., **Processos de Usinagem**, Aula 03, Universidade Federal de Santa Catarina, Departamento de Engenharia Mecânica, 2005, www.lmp.ufsc.br, acesso em 03/08/2005.

TRENT, E. M., **Metal cutting**. 3. ed. Oxford, Butterworth – Heinemann, 1991.

VIGNEAU, J., **Obtendo alta produtividade na usinagem de ligas de titânio e superligas**. Máquinas e metais, nº 380, Setembro 1997, p. 16 – 32.

WITTING, H., **Torneamento de superligas**. Máquinas e metais, v. 38 (440), 2002, p. 156 – 165.

WRIGHT, P. K., HORNE, J. G. and TABOR, D., **Boundary Conditions at the Chip-Tool interface in Machining: Comparisons Between Seizure and Sliding Friction**, Wear, Vol 54, 1979, p. 371-390.

WRIGHT, P. K.; BIAGCHI, A., **Wear Mechanisms that Dominates Tool-Life in Machining**, Journal Applied Metal Working, ASM, vol. 1 4 , 1981, pp.15-23.

XUEBING, H.; YAN, K.; YUN, Z.; ZHUANGQI, H., **Influence of heat treatment on the microstructure of a unidirectional Ni-base superalloy**, Mater. Lett. 36, 1998, p. 210-213.

ZIMMERMANN, H., **PVD Beschichtete Schneidstoffe für moderne Zerspanungsanwendungen (PVD coated cutting tools for modern machining applications)**, Doctorate Thesis, Verlag Main Aachen, Germany, 1998.

ZITNANSKY, M.; ZRNIK, J.; MARTINKOVIC, M., **Developing processes of property improvement of nickel base superalloys**, J. Mater. Process Technol. 78, 1998, p. 204-209.

9. BIBLIOGRAFIA CONSULTADA

ALTIN, A., NALBANT, M., TASKESEN, A., **The effects of cutting speed on tool wear and tool life when machining Inconel 718 with ceramic tools**, Materials and Design 28, 2007, p. 2518-2522.

BHATT A., ATTIA, H., VARGAS, R., THOMSON, V., **Wear mechanisms of WC coated and uncoated tools in finish turning of Inconel 718**, Tribology International 43, 2010, p. 1113-1121.

COSTES, J. P., GUILLET, G., POULACHON, G., DESSOLY, M., **Tool-life and wear mechanisms of CBN tools in machining of Inconel 718**, International Journal of Machine Tools & Manufacture 47, 2007, p. 1081-1087.

DEVILLEZ, A., SCHNEIDER, F., DOMINIAK, S., DUDZINSKI, D., LAROUQUERE, D., **Cutting forces and wear in dry machining of Inconel 718 with coated carbide tools**, Wear 262, 2007, p. 931-942.

DONACHIE, M. J., DONACHIE, S. J., **Selection of superalloys for design**, Mechanical Engineers Handbook and Mechanical Design, Vol. 1, Third Edition, Chapter 8, 2006, p. 287-334.

EZUGWU, E. O., BONNEY, J., SILVA, R. B., MACHADO, A. R., **Evaluation of the performance of different nano-ceramic tool grades when machining nickel-base, Inconel 718, Alloy**, presented at COBEF 2003 – II Brazilian Manufacturing Congress, 18-21 May 2003, Uberlandia MG, Brazil, ABCM, Vol. XXVI, N° 1, Jan-March 2004.

FOX-RABINOVICH G. S., YAMAMOTO, K., AGUIRRE, M. H., CAHILL, D. G., VELDHUIS, S. C., BIKSA, A., DOSBAEVA, G., SHUSTER, L. S., **Multi-functional nano-multilayered AlTiN/Cu PVD coating for machining of Inconel 718 superalloy**, Surface & Coatings Technology 204, 2010, p. 2465-2471.

FRANK, R. B., **Selection of age-hardenable superalloys**, Carpenter Technology Corp., 2005.

LI, H. Z., ZENG, H., CHEN, **An experimental study of tool wear and cutting force variation in the end milling of inconel 718 with coated carbide inserts**, Journal of Materials Processing Technology, 2006, p. 296-304.

LORENTZON, J., JÄRVSTRAT, N., JOSEFSON, B. L., **Modeling chip formation of alloy 718**, Journal of Materials Processing Technology, 2008.

RODRIGUES, M. A., HASSUI, A., **Análise do desgaste de pastilhas revestidas durante o fresamento de Inconel 625**, Máquinas e Metais, 2009, p. 50-65.

9. APÊNDICE

9.1. RUGOSIDADE

Abaixo estão apresentados os gráficos da evolução da rugosidade em função do comprimento usinado para as diversas condições de usinagem, ferramentas, lubrificação e tipos de liga.

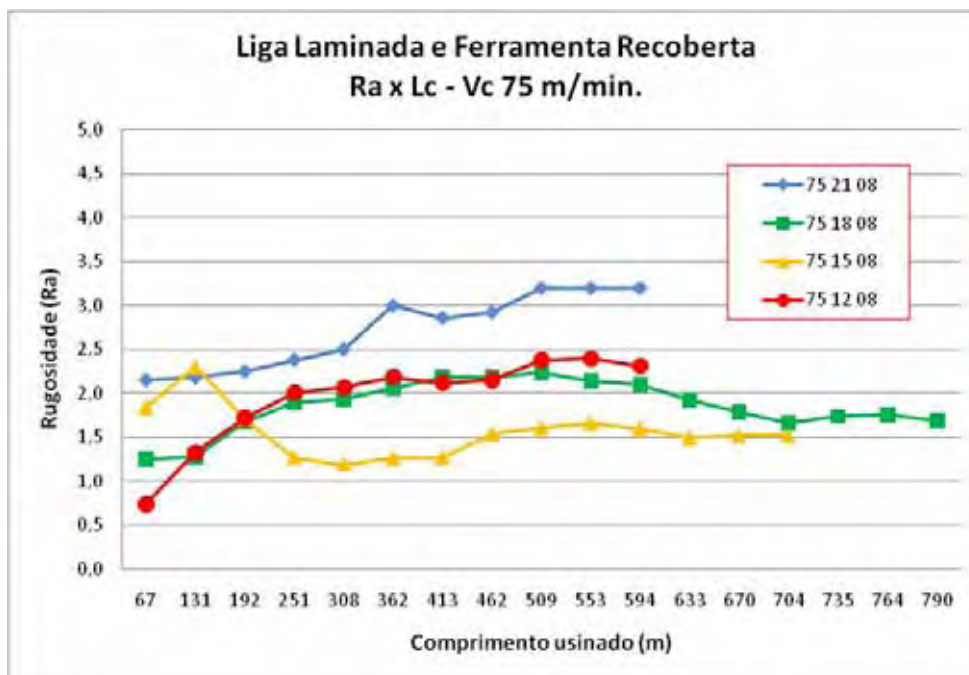


Figura 9.1 - Evolução da rugosidade em liga laminada usando ferramenta recoberta e lubrificação abundante na velocidade de 75 m/min.

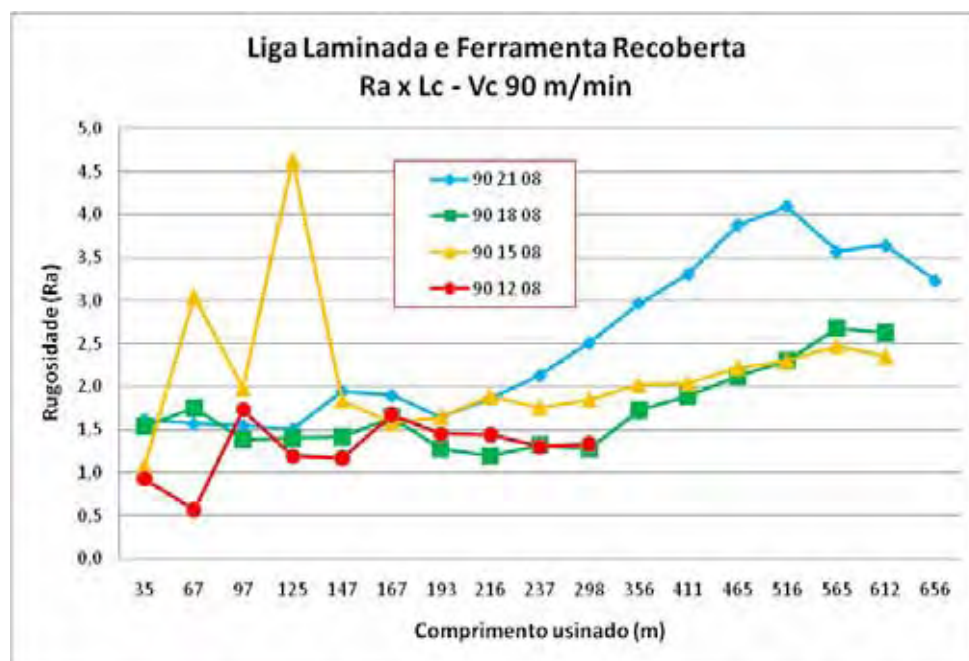


Figura 9.2 - Evolução da rugosidade em liga laminada usando ferramenta recoberta e lubrificação abundante na velocidade de 90 m/min.

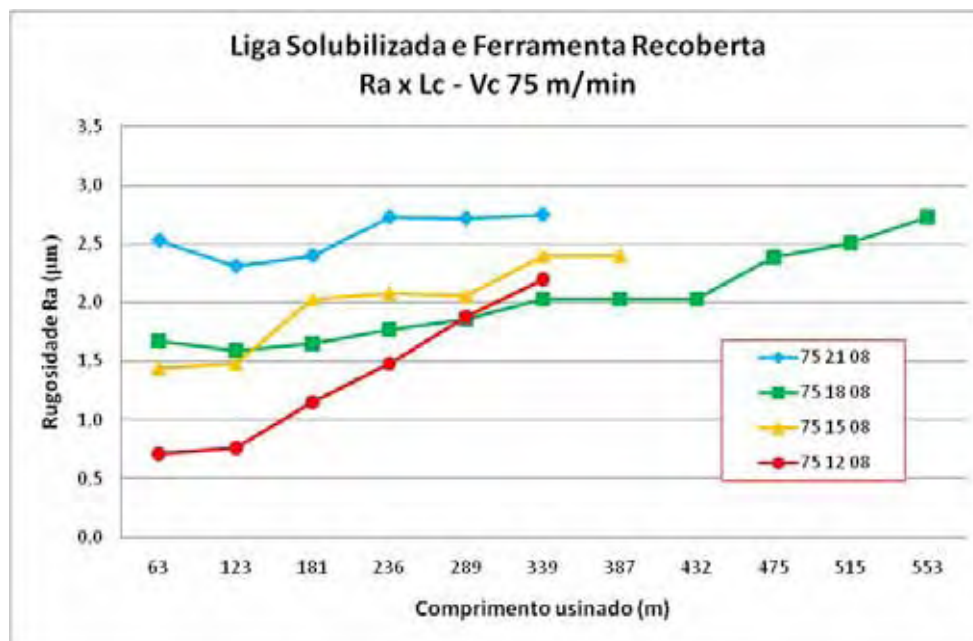


Figura 9.3 - Evolução da rugosidade em liga solubilizada usando ferramenta recoberta e lubrificação abundante na velocidade de 75 m/min.

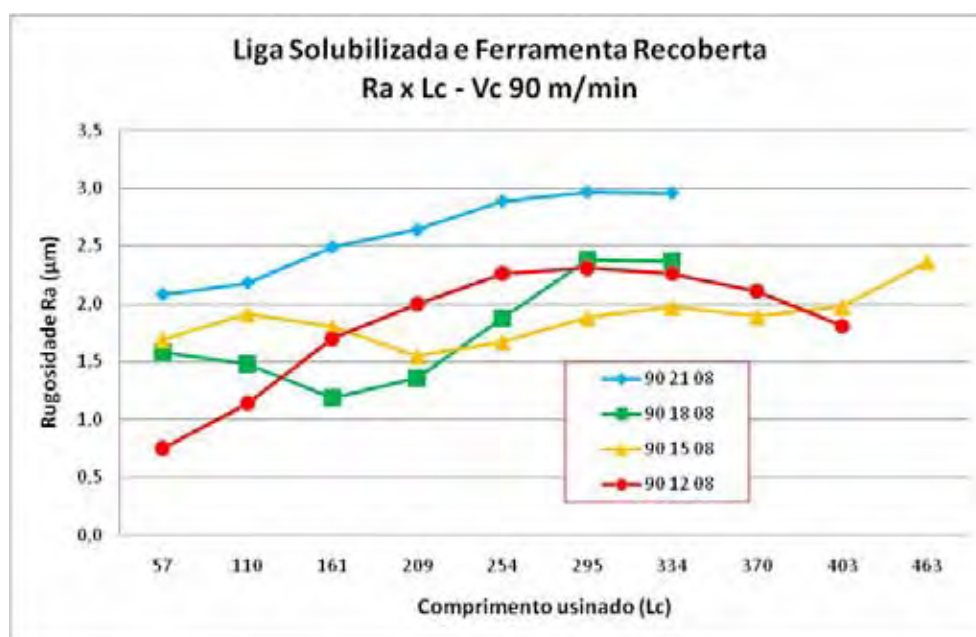


Figura 9.4 - Evolução da rugosidade em liga solubilizada usando ferramenta recoberta e lubrificação abundante na velocidade de 90 m/min.

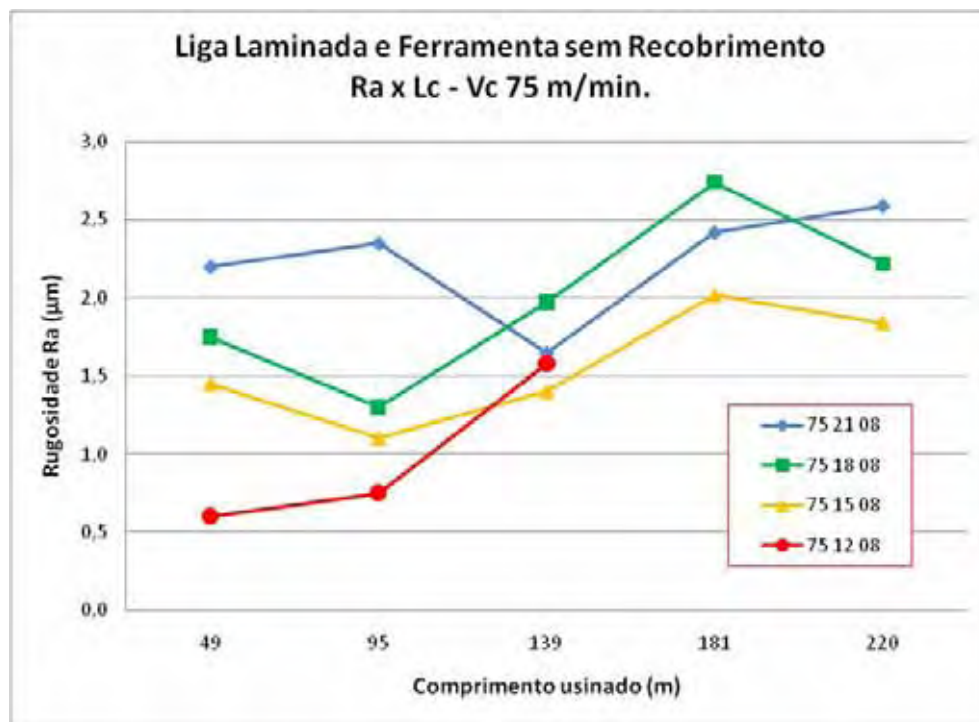


Figura 9.5 - Evolução da rugosidade em liga laminada usando ferramenta sem recobrimento e lubrificação abundante na velocidade de 75 m/min.

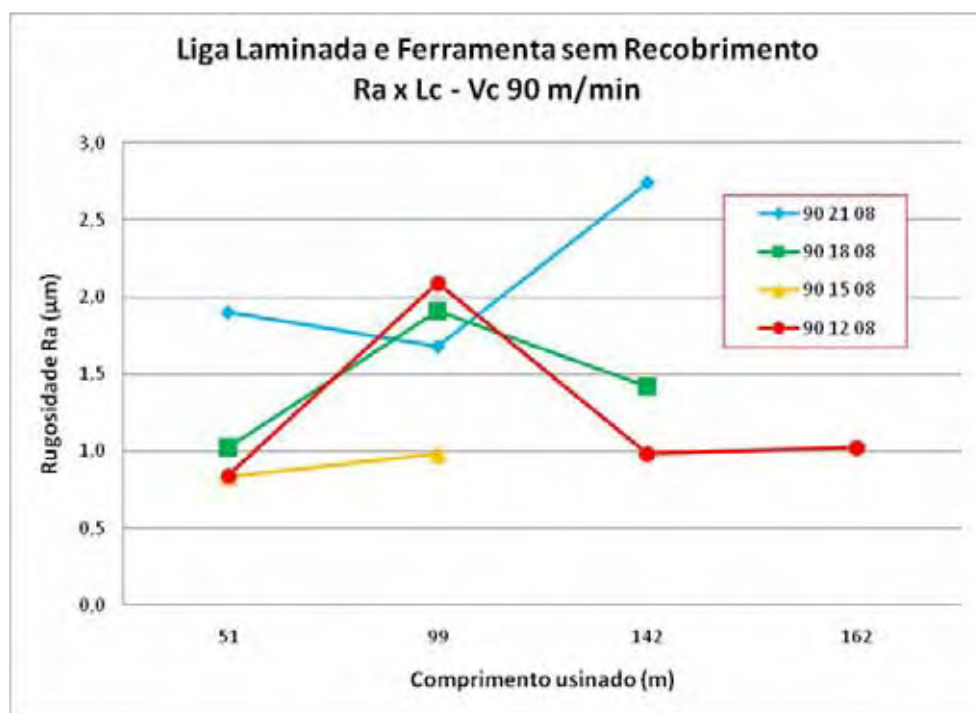


Figura 9.6 - Evolução da rugosidade em liga laminada usando ferramenta sem recobrimento e lubrificação abundante na velocidade de 90 m/min.

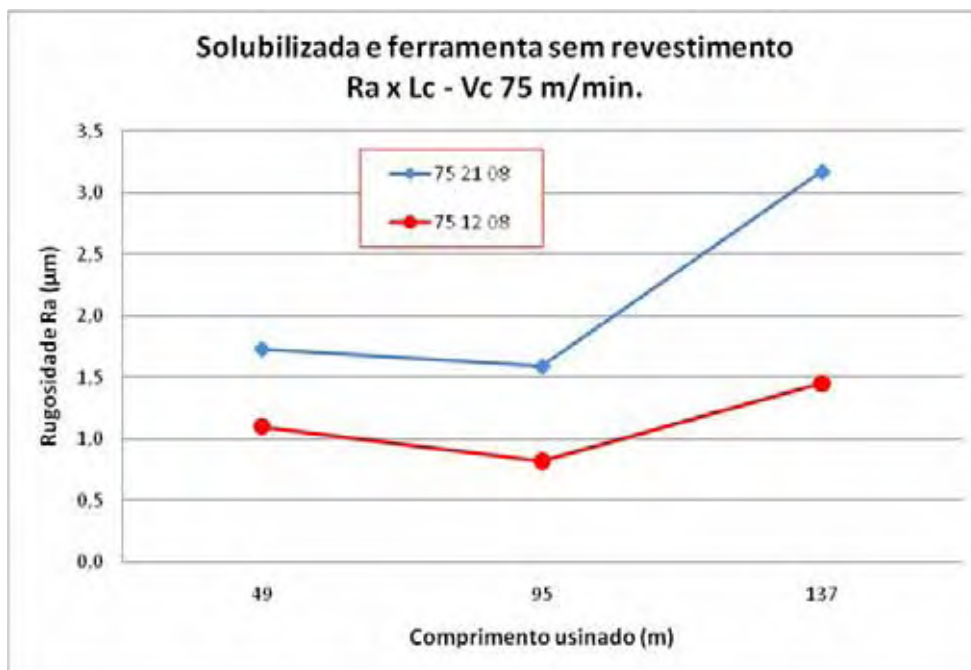


Figura 9.7 - Evolução da rugosidade em liga solubilizada usando ferramenta sem recobrimento e lubrificação abundante na velocidade de 75 m/min.

9.2. EVOLUÇÃO DO DESGASTE

Abaixo estão apresentados os gráficos referentes à evolução do desgaste de flanco (VB) com o aumento do comprimento usinado, para as ligas utilizadas e nas condições de corte e lubrificação definidas.

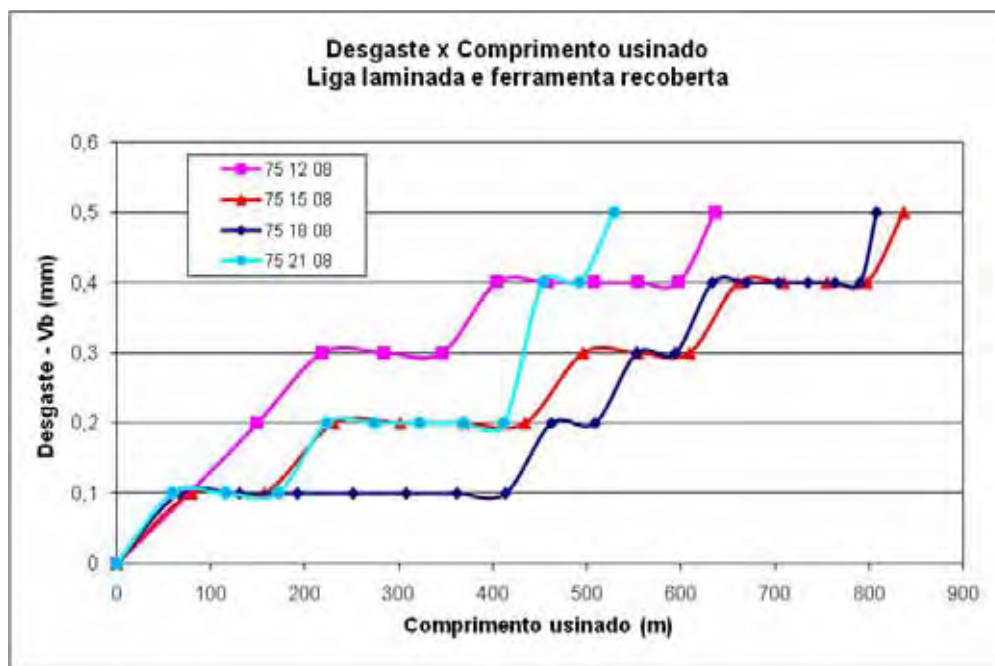


Figura 9.8 - Evolução do desgaste com o comprimento de corte para a liga laminada com uso de ferramenta recoberta para v_c de 75 m/min.

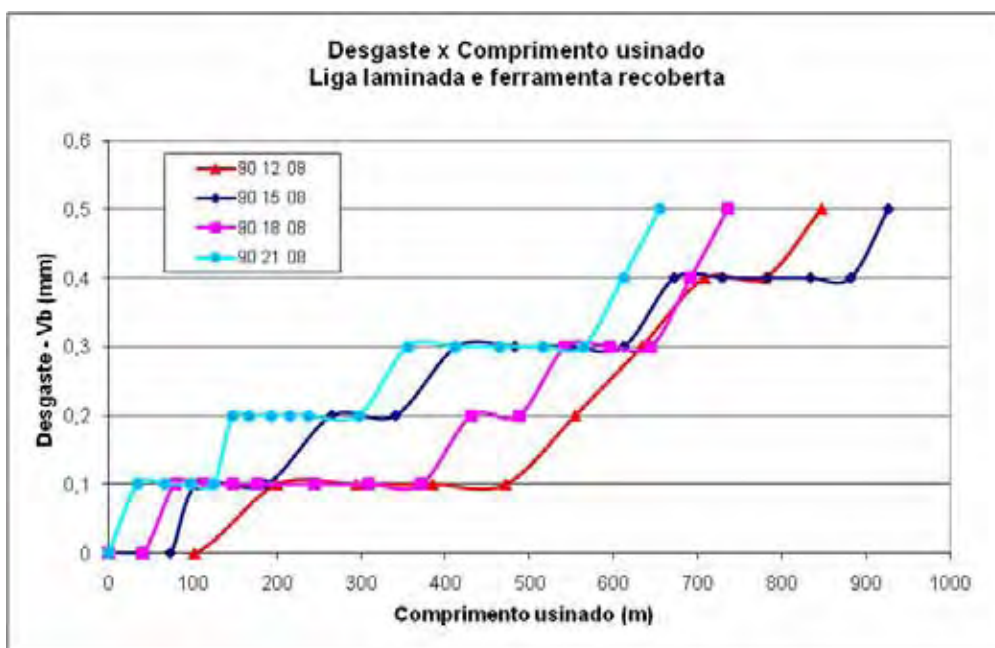


Figura 9.9 - Evolução do desgaste com o comprimento de corte para a liga laminada com uso de ferramenta recoberta para v_c de 90 m/min.

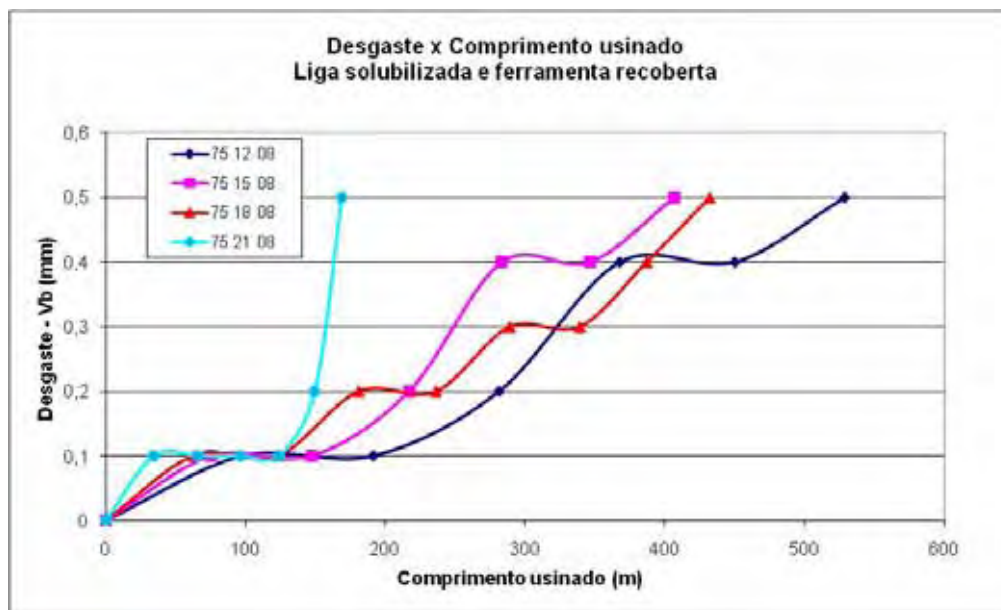


Figura 9.10 - Evolução do desgaste com o comprimento de corte para a liga solubilizada com uso de ferramenta recoberta para v_c de 75 m/min.

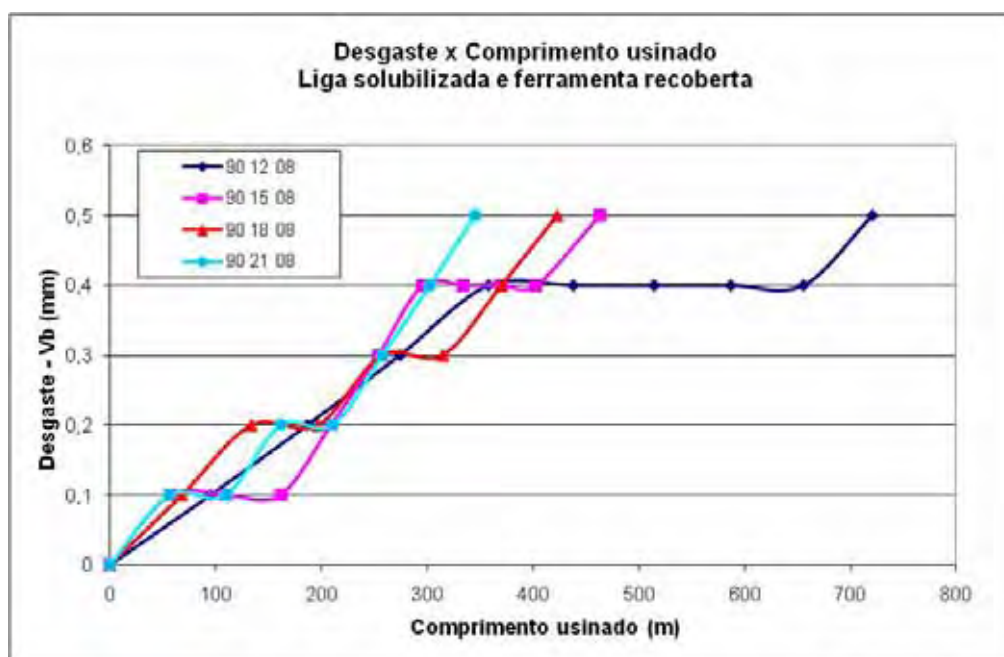


Figura 9.11 - Evolução do desgaste com o comprimento de corte para a liga solubilizada com uso de ferramenta recoberta para v_c de 90 m/min.

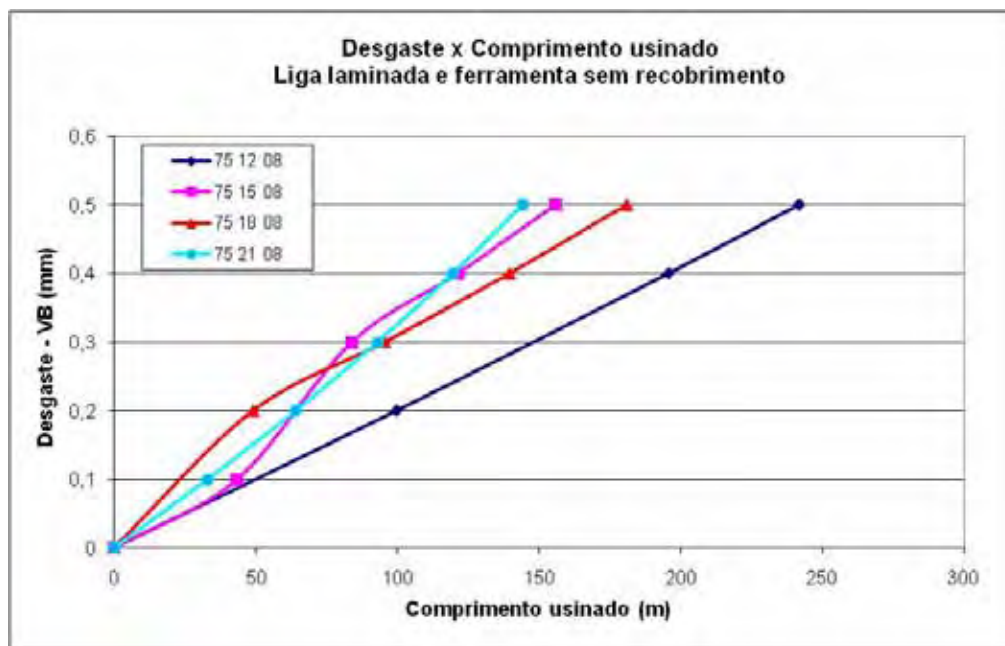


Figura 9.12 - Evolução do desgaste com o comprimento de corte para a liga laminada com uso de ferramenta sem recobrimento para v_c de 75 m/min.

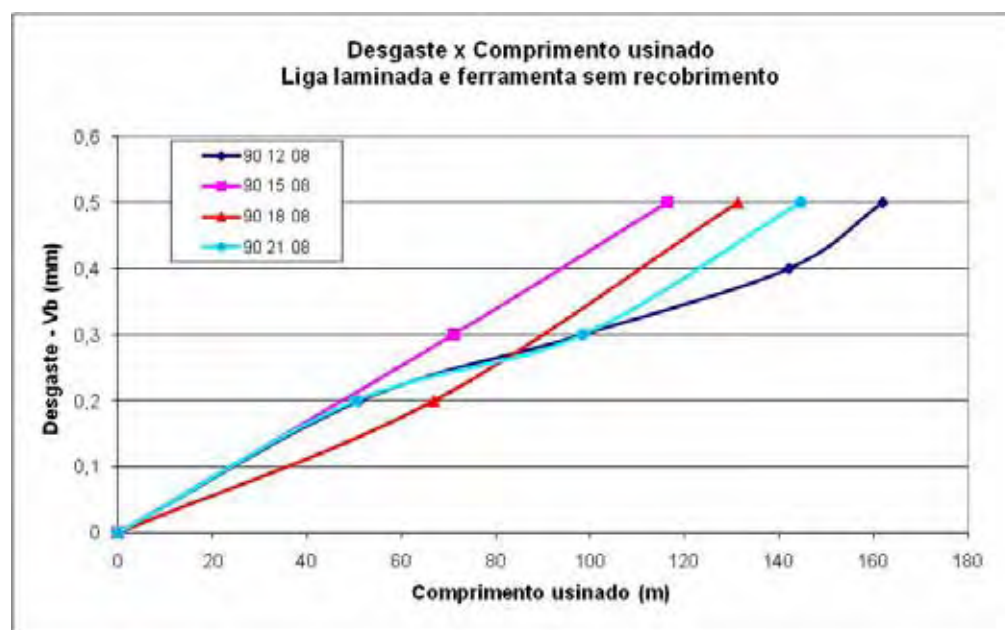


Figura 9.13 - Evolução do desgaste com o comprimento de corte para a liga laminada com uso de ferramenta sem recobrimento para v_c de 90 m/min.

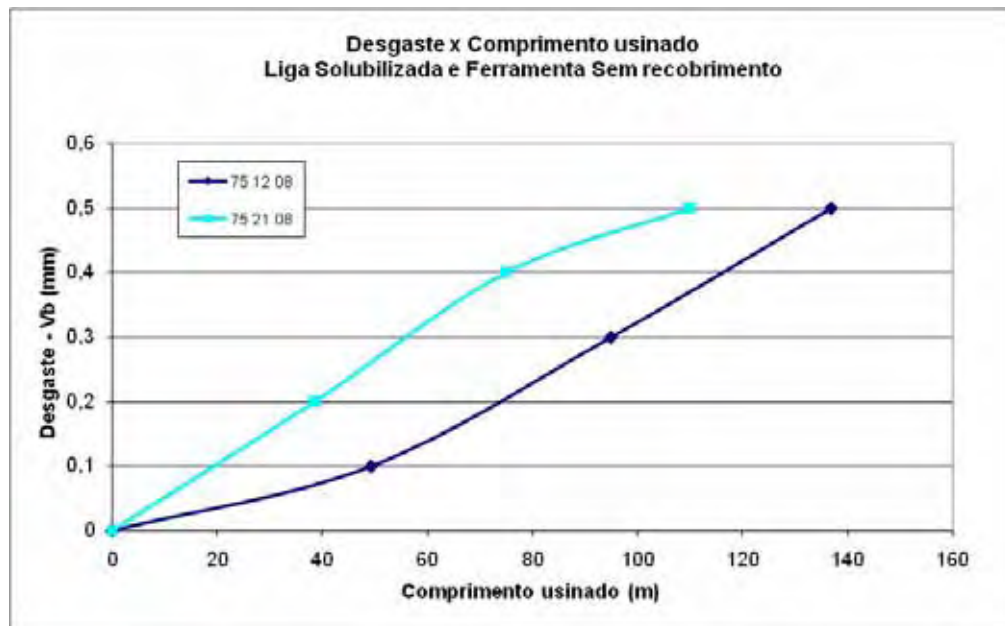


Figura 9.14 - Evolução do desgaste com o comprimento de corte para a liga solubilizada com uso de ferramenta sem recobrimento para v_c de 75 m/min.

Tabela 9.1 – Folha de coleta de dados de usinagem da liga de níquel *Pyromet*[®] 31V

[illegible]