

**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA**

**Estudo da influência do teor de níquel na
usinabilidade de ligas Fe-Cr-Ni**

Autor: Daniel Cirillo Marques

Orientador: Anselmo Eduardo Diniz

14/2007

**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO**

Estudo da influência do teor de níquel na usinabilidade de ligas Fe-Cr-Ni

Autor: Daniel Cirillo Marques

Orientador: Anselmo Eduardo Diniz

Curso: Engenharia Mecânica

Área de Concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Dissertação de mestrado acadêmico apresentada à Comissão de Pós Graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica, como requisito para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Campinas, 2007

S.P. – Brasil

FICHA CATALOGRÁFICA ELABORADA PELA
BIBLIOTECA DA ÁREA DE ENGENHARIA E ARQUITETURA - BAE - UNICAMP

M348e

Marques, Daniel Cirillo

Estudo da influência do teor de níquel na
usinabilidade de ligas Fe-Cr-Ni / Daniel Cirillo Marques.
--Campinas, SP: [s.n.], 2007.

Orientador: Anselmo Eduardo Diniz
Dissertação (mestrado) - Universidade Estadual de
Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica.

1. Metais - Usinabilidade. 2. Aço inoxidável. 3.
Ligas de níquel. 4. Ferramentas para cortar metais. I.
Diniz, Anselmo Eduardo. II. Universidade Estadual de
Campinas. Faculdade de Engenharia Mecânica. III.
Título.

Título em Inglês: Study of the nickel content influence in the machinability of Fe-Cr-Ni alloys.

Palavras-chave em Inglês: Stainless steels, Tool wear, Machinability, Fe-Cr-Ni alloys

Área de concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Titulação: Mestre em Engenharia Mecânica

Banca examinadora: Paulo Roberto Mei e Álisson Rocha Machado.

Data da defesa: 27/02/2007

Programa de Pós-Graduação: Engenharia Mecânica

**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO**

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

Estudo da influência do teor de níquel na usinabilidade de ligas Fe-Cr-Ni

Autor: Daniel Cirillo Marques

Orientador: Anselmo Eduardo Diniz

**Prof. Dr. Anselmo Eduardo Diniz, Presidente
Universidade Estadual de Campinas – UNICAMP**

**Prof. Dr. Paulo Roberto Mei
Universidade Estadual de Campinas – UNICAMP**

**Prof. Dr. Álisson Rocha Machado
Universidade Federal de Uberlândia - UFU**

Campinas, 27 de fevereiro de 2007

Dedicatória:

Dedico este trabalho aos meus pais.

Agradecimentos

Este trabalho não poderia ser terminado sem a ajuda de diversas pessoas às quais presto minha homenagem:

- Aos meus pais pelo incentivo em todos os momentos da minha vida.
- Ao meu orientador Anselmo Eduardo Diniz pela oportunidade e dedicação para a realização desta pesquisa.
- Aos professores Paulo Roberto Mei e Célia Cristina Moretti Decarli e ao mestrando Franco de Castro Bubani, pela parceria na realização dos ensaios de caracterização dos materiais.
- Aos técnicos Aristides Magri e Claudenete Vieira Leal pelo auxílio direto nos ensaios.
- A todos os professores, alunos, técnicos e secretárias do Departamento de Engenharia de Fabricação que sempre estiveram prontos para ajudar.
- Aos amigos da Faculdade de Tecnologia de São Paulo, que me incentivaram em todos os momentos.
- As empresas Sandvik e Villares Metals pela parceria que tornou possível a realização deste projeto.
- E especialmente a Robert Bosch e ao CNPq, pelo auxílio financeiro.

"Não tenha medo de seguir devagar, mas sim de permanecer parado..."

Resumo

MARQUES, Daniel Cirillo, Estudo da influência do teor de níquel na usinabilidade de ligas Fe-Cr-Ni, Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2007. 95 p. Dissertação (Mestrado)

O objetivo deste trabalho foi estudar a influência do teor de níquel de ligas Fe-Cr-Ni na vida da ferramenta de metal duro em processo de torneamento em acabamento. Para este estudo foram preparadas ligas com composição básica 18%Cr-0,01%C-0,2%Si-0,4%Mn e com teores de níquel variados (0, 10, 20, 30, 40, 50 e 60%). A medida que o teor de níquel subia, o teor de ferro diminuía na mesma proporção. Os ensaios foram realizados com pastilhas de metal duro classe M15 revestidas com TiC/Al₂O₃/TiN. Todos os materiais foram usinados nas mesmas condições ($v_c = 230$ m/min, $a_p = 0,6$ mm e $f = 0,1$ mm/volta), garantindo assim, como única fonte de variação, o teor de níquel. Os resultados mostram que a vida da ferramenta diminui com o aumento do teor de níquel e que o principal mecanismo de desgaste da ferramenta é a adesão e arrancamento de partículas da ferramenta. Uma exceção se deu com o material com 30% de níquel, que apesar de apresentar o mesmo mecanismo de desgaste, mostrou-se mais fácil de usinar, gerando maior tempo de vida da ferramenta.

Palavras chave:

- aços inoxidáveis, desgaste da ferramenta, usinabilidade, ligas Fe-Cr-Ni.

Abstract

MARQUES, Daniel Cirillo, Study of the nickel content influence in the machinability of Fe-Cr-Ni alloys, Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2007. 95 p. Dissertação (Mestrado)

The aim of this work was to study the influence of nickel content in Fe-Cr-Ni alloys on the coated cemented carbide tool life during the finish turning process. For this purpose 18%Cr-0,01%C-0,2%Si-0,4%Mn base composition and variable nickel content (0, 10, 20, 30, 40, 50 and 60 weight %) alloys were prepared. As the nickel content increased, the iron content decreased in the same proportion. Tests were carried out with coated cemented carbide inserts, M15 class with TiC/Al₂O₃/TiN coating. All alloys were machined on the same cutting conditions ($v_c = 230$ m/min, $a_p = 0,6$ mm and $f = 0,1$ mm/rev), in order to set nickel content as the only input variable. Results indicate that tool life decreases with the growth of nickel content, and the mainly tool wear mechanism is attrition. An exception was the material with 30% of nickel, that presented the same tool wear mechanism but showed out higher machinability, allowing longer tool life.

Keywords:

- stainless steels, tool wear, machinability, Fe-Cr-Ni alloys.

Sumário

Lista de Figuras	xii
Lista de Tabelas	xv
Nomenclatura	xvi
1 - Introdução	1
2 - Ligas Austeníticas	3
2.1 - Aços Inoxidáveis Austeníticos	4
2.1.1 – Classificação dos aços inoxidáveis	4
2.1.2 – Propriedades mecânicas	6
2.1.3 – Resistência à corrosão e à oxidação	6
2.1.3.1 – Efeito dos elementos de liga	7
2.1.4 – Aplicações dos aços inoxidáveis	9
2.1.5 – Usinabilidade dos aços inoxidáveis	11
2.1.5.1 – Aços inoxidáveis com usinabilidade melhorada	14
2.1.5.2 – Ferramentas e condições de usinagem	16
2.1.5.3 – Alguns fenômenos que ocorrem na região de corte	20
2.2 - Ligas austeníticas à base de níquel	24

2.2.1 – Classificação das ligas de níquel	24
2.2.2 – Propriedades mecânicas e físicas das superligas de níquel	27
2.2.3 – Usinabilidade das ligas a base de níquel	29
2.2.3.1 – Usinagem com metal duro	31
2.2.3.2 – Outros materiais de ferramenta	36
3 - Materiais e Métodos	39
3.1 – Introdução	39
3.2 – Material	39
3.3 – Ferramentas de corte	41
3.4 – Fluido de corte	42
3.5 – Máquina-ferramenta	42
3.6 – Monitoramento do processo	43
3.7 – Planejamento experimental	44
4 - Resultados e discussões	46
4.1 – Ensaio de usinagem	46
4.1.1 – Vida da ferramenta	46
4.1.2 – Análise do desgaste ao final da vida da ferramenta	49
4.1.3 – Comparação dos resultados de usinagem com as propriedades dos materiais	64
4.1.4 – Ensaio para verificação do desgaste ao longo da vida da ferramenta	69
4.1.5 – Rugosidade	75
4.2 – Ensaio complementares	77

4.2.1 – Vida da ferramenta	77
4.2.2 – Mecanismos de desgaste	79
4.2.3 – Rugosidade	85
5 - Conclusões e sugestões para trabalhos futuros	87
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	90

Lista de Figuras

Figura 2.1 – Relação entre as composições e propriedades das ligas nas famílias dos aços inoxidáveis	9
Figura 2.2 – Relação entre a resistência à corrosão e a dificuldade de usinagem dos aços inoxidáveis em função do aumento da resistência mecânica	13
Figura 2.3 – Condutividades térmicas dos aços inoxidáveis comparadas a do aço carbono	22
Figura 3.1 – Corpo de prova para torneamento externo	41
Figura 4.1 – Vida da ferramenta em tempo efetivo de corte em função do teor de níquel	47
Figura 4.2 – Desgaste de Flanco em função do tempo para as 7 ligas	48
Figura 4.3 – Identificação das regiões da ferramenta analisadas no MEV	49
Figura 4.4 - Imagem de Microscopia Eletrônica de Varredura – material 0%Ni - e valores obtidos na análise EDS	51
Figura 4.5 – Imagem de Microscopia Eletrônica de Varredura – material 10%Ni - e valores obtidos na análise EDS	53
Figura 4.6 – Imagem de Microscopia Eletrônica de Varredura – material 20%Ni e valores obtidos na análise EDS	55
Figura 4.7 – Imagem de Microscopia Eletrônica de Varredura – material 30%Ni e valores	

obtidos na análise EDS	57
Figura 4.8 – Imagem de Microscopia Eletrônica de Varredura – material 40%Ni e valores obtidos na análise EDS	59
Figura 4.9 – Imagem de Microscopia Eletrônica de Varredura – material 50%Ni e valores obtidos na análise EDS	61
Figura 4.10 – Imagem de Microscopia Eletrônica de Varredura – material 60%Ni e valores obtidos na análise EDS	63
Figura 4.11 - Valores da tensão máxima à tração em função do teor de níquel para as ligas estudadas	65
Figura 4.12 - Valores médios de potência de máquina em função do teor de níquel durante os primeiros 5 minutos de corte para as 7 ligas	67
Figura 4.13 - Valores médios de ductilidade em função do teor de níquel para as 7 ligas	68
Figura 4.14 – Imagem de Microscopia Eletrônica de Varredura – material 40%Ni e valores obtidos na análise EDS – após 5 minutos de usinagem	71
Figura 4.15 – Imagem de Microscopia Eletrônica de Varredura – material 40%Ni e valores obtidos na análise EDS – após 10 minutos de usinagem	72
Figura 4.16 – Imagem de Microscopia Eletrônica de Varredura – material 40%Ni e valores obtidos na análise EDS – após 15 minutos de usinagem	73
Figura 4.17 – Imagem de Microscopia Eletrônica de Varredura – material 40%Ni e valores obtidos na análise EDS – após 20 minutos de usinagem	74
Figura 4.18 – Rugosidade média Ra em função do tempo para as 7 ligas	76
Figura 4.19 – Rugosidade máxima Ry em função do tempo para as 7 ligas	76
Figura 4.20 – Vida da ferramenta em volume de cavaco removido	78

Figura 4.21 – Imagem de Microscopia Eletrônica de Varredura - ferramenta positiva com velocidade 230 m/min	80
Figura 4.22 – Imagem de Microscopia Eletrônica de Varredura - ferramenta negativa com velocidade 300 m/min	82
Figura 4.23 – Imagem de Microscopia Eletrônica de Varredura - ferramenta positiva com velocidade 300 m/min	84
Figura 4.24 – Rugosidade média Ra para todas as réplicas	86
Figura 4.25 – Rugosidade máxima Ry para todas as réplicas	86

Lista de Tabelas

Tabela 3.1 – Composição química das ligas estudadas (% em peso)	40
Tabela 3.2 – Geometrias efetivas das ferramentas	42
Tabela 3.3 – Condições de usinagem usadas na primeira fase de ensaios	45
Tabela 3.4 – Condições de usinagem usadas nos ensaios complementares	45

Nomenclatura

Letras Latinas

ABNT – Associação Brasileira de Normas Técnicas

AISI – *American Iron and Steel Institute* – Instituto Americano do Ferro e Aço

a_p – Profundidade de usinagem [mm]

a_e – Penetração de trabalho [mm]

APC – Aresta postiça de corte

CCC – Estrutura cúbica de corpo centrado

CFC – Estrutura cúbica de face centrada

CVD – *Chemical Vapor Deposition* - Deposição Química a Vapor

D – Diâmetro [mm]

EDS – *Energy Dispersive Spectroscopy* – Espectroscopia de Energia Dispersiva

f – Avanço [mm/rot]

HV – *Hardness Vickers* – Dureza Vickers

MEV – Microscópio Eletrônico de Varredura

PVD – *Physical Vapor Deposition* – Deposição Física a Vapor

Ra	– Rugosidade média	[μm]
Ry	– Rugosidade máxima	[μm]
VB _B	– Desgaste de flanco médio da ferramenta	[mm]
v _c	– Velocidade de corte	[m/min]
VC	– Carboneto de vanádio	
WC	– Carboneto de tungstênio	

Letras Gregas

α_o	– Ângulo de folga	[graus]
γ_o	– Ângulo de saída	[graus]
ε_r	– Ângulo de ponta	[graus]
χ_r	– Ângulo de posição	[graus]
λ_s	– Ângulo de inclinação	[graus]

Capítulo 1

Introdução

Os aços inoxidáveis a cada dia conquistam maior destaque no mercado de materiais, pelas suas propriedades mecânicas aliadas à elevada resistência à corrosão que, junto com suas propriedades higiênicas e estéticas, fazem destas ligas um material muito atrativo para satisfazer diversos tipos de aplicações. São muito utilizados nas indústrias de eletrodomésticos, automotores, construção civil e indústrias alimentícias e de produtos químicos.

Os aços inoxidáveis são aqueles que contém um mínimo de 10,5% Cr como principal elemento de liga; são aços em que não ocorre oxidação em ambientes normais. Suas características de resistência são obtidas graças à formação de um óxido protetor que impede o contato do metal base com a atmosfera agressiva. Alguns outros elementos como níquel, molibdênio, cobre, titânio, alumínio, silício, nióbio, nitrogênio e selênio podem ser adicionados para a obtenção de características mecânicas particulares.

As superligas são ligas resistentes ao calor à base de níquel, níquel-ferro ou cobalto para que apresentem uma combinação de resistência mecânica e resistência à corrosão. As principais aplicações destas ligas estão em turbinas a gás de aviões, válvulas de exaustão, processamento de metais como ferramenta para trabalho a quente, aplicações médicas como dispositivos para dentistas e protéticos, veículos espaciais, equipamentos para tratamento térmico, sistemas de energia nuclear, indústrias químicas e petroquímicas. São considerados ligas à base de níquel aqueles materiais que possuem pelo menos 50% Ni. Elementos como silício, fósforo, enxofre, oxigênio e nitrogênio devem ser controlados com práticas de fundição apropriadas. O cromo e o

alumínio são também necessários para melhorar a resistência à corrosão (CHOUDHURY e EL-BARADIE, 1998).

Além das propriedades como resistência mecânica e à corrosão, deve-se levar em consideração as propriedades de fabricação, como a usinabilidade, na escolha do material a ser utilizado para determinada aplicação, pois produtos não planos, como barras, frequentemente passam por operações de usinagem.

A utilização da operação de usinagem está relacionada com a obtenção de componentes com as dimensões desejadas e qualidade superficial satisfatória. As vantagens econômicas da escolha certa do material a ser usinado, assim como as ferramentas, fluido de corte, equipamento e condições de usinagem, são consideráveis, pois podem resultar em custos e tempos de produção significativamente reduzidos.

De uma forma geral, as ligas do tipo Fe-Cr-Ni têm suas características de usinagem comprometidas, devido à composição requerida para se obter as propriedades mecânicas e de corrosão necessárias às aplicações a que se destinam. Segundo a literatura, o aumento no teor de níquel geralmente compromete a usinabilidade destes materiais, requerendo maior potência de máquina, menores velocidades de corte, máquinas e ferramentas mais rígidas e ferramentas com geometrias e revestimentos especiais.

O objetivo deste trabalho é entender a influência do teor de níquel na usinabilidade das ligas Fe-Cr-Ni, assim como o mecanismo de desgaste que leva ao fim da vida a ferramenta ao usinar essas ligas.

No capítulo 2 serão apresentadas as principais características das diversas famílias de materiais que fazem parte das ligas Fe-Cr-Ni, sendo que neste trabalho, esses materiais foram subdivididos em aços inoxidáveis austeníticos e ligas austeníticas à base de níquel. O capítulo 3 apresenta a metodologia utilizada para a realização dos ensaios e a composição das ligas utilizadas. No capítulo 4 são apresentados e analisados detalhadamente os resultados dos ensaios realizados. E no capítulo 5 são apresentadas as conclusões e sugestões para trabalhos futuros.

Capítulo 2

Ligas Austeníticas

Ligas austeníticas são ligas metálicas que apresentam microestrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC - austenita) estabilizada em temperatura ambiente. O níquel é um dos principais elementos estabilizadores da austenita, fazendo parte da composição de aços inoxidáveis e de superligas a base de níquel.

O níquel se apresenta como um metal branco prateado, similar em muitos aspectos ao ferro, porém com uma boa resistência à oxidação e à corrosão. As aplicações dos aços que contêm determinadas quantidades de níquel são bastante difundidas na engenharia em geral, nos casos em que alta resistência e boa ductilidade e tenacidade são exigidas.

Entre as ligas austeníticas ternárias destacam-se as composições Ni-Cr-Fe. Os principais componentes do sistema Ni-Cr-Fe são os aços inoxidáveis austeníticos e as ligas conhecidas comercialmente como Inconel 600 e Incoloy 800. Os aços inoxidáveis austeníticos possuem boa ductilidade e soldabilidade, assim como alta resistência mecânica, à corrosão e à oxidação a altas temperaturas; além disso, possuem ainda tenacidade a baixas temperaturas. Os tipos de aplicação são numerosos e as temperaturas envolvidas podem chegar a 1000°C ou mais. O Inconel 600 tem boa resistência tanto em meios oxidantes, quanto em meios redutores e pode ser trabalhado em altas temperaturas. O Incoloy 800 possui boa resistência à oxidação e à carbonetação em temperaturas elevadas.

2.1 - Aços Inoxidáveis Austeníticos

No início do século XX, metalurgistas notaram que o cromo tinha uma maior atração pelo oxigênio do que pelo ferro. Estudos comprovaram que o cromo, presente no aço (em uma proporção mínima de 10%), une-se ao oxigênio para formar uma camada fina, contínua, transparente e impermeável de óxido de cromo sobre a superfície do aço. Esta camada impede o contato do metal base com a atmosfera agressiva, dificultando a corrosão. A camada protetora recompõe-se quando a superfície sofre algum dano, como riscamento, desgaste ou amassamento (AK STEEL CORPORATION, 2004). Esta alta resistência ao ataque químico, comum a todos os aços inoxidáveis, é uma propriedade chamada de passividade (AB SANDVIK COROMANT, 2001). Deste modo pode-se dizer, de maneira generalizada, que os aços inoxidáveis são ligas a base de ferro que contém um mínimo de 10% de cromo como principal elemento de liga (ASM v.16, 1995). Outros elementos como níquel, molibdênio, cobre, titânio, alumínio, silício, nióbio, nitrogênio e selênio podem ser adicionados para a obtenção de características mecânicas particulares.

Os aços inoxidáveis são muito utilizados devido a alguns fatores como a aparência brilhante e atraente, que se mantém ao longo do tempo, a resistência à corrosão e à oxidação em diversos meios químicos e a boa resistência mecânica.

A composição básica de um aço inoxidável é constituída de ferro e cromo, sendo este o tipo mais simples, conhecido como aço inoxidável ferrítico devido à sua estrutura formada basicamente por ferrita (assim como nos aços carbono). A maior parte dos aços inoxidáveis, porém, possuem adição de níquel para mudar as características mecânicas ou mesmo para estabilizar a estrutura austenítica em temperatura ambiente. Os aços inoxidáveis austeníticos são dúcteis, resistentes, fáceis de conformar e soldar e não são magnéticos na condição recozida (ASM v.1, 1995).

2.1.1 – Classificação dos aços inoxidáveis

Existe uma grande variedade de aços inoxidáveis, divididos em 5 classes ou famílias principais. Quatro destas famílias são baseadas na estrutura cristalográfica e microestrutura da

liga, que são: aços inoxidáveis martensíticos, ferríticos, austeníticos e duplex (estrutura mista ferrita e austenita). A quinta família, que envolve as ligas endurecíveis por precipitação, é baseada no tratamento térmico utilizado, ao invés da microestrutura. A seguir faz-se uma breve descrição destas cinco famílias e suas características principais, de acordo com ASM v.16 (1995).

- Aços Inoxidáveis Martensíticos – são as ligas que possuem uma estrutura cristalina martensítica na condição endurecida. São ferromagnéticos, endurecíveis por tratamento térmico e resistentes à corrosão somente em meios de média agressividade. O teor de cromo se situa entre 10,5 e 18% e o teor de carbono não pode ser superior a 1,2%. Pequenas quantidades de níquel podem ser adicionadas para melhorar a resistência à corrosão.

- Aços Inoxidáveis Ferríticos – são as ligas que apresentam estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC). O teor de cromo se situa na faixa de 11 a 30%. São ferromagnéticos, possuem boa ductilidade e conformabilidade, mas sua resistência mecânica em altas temperaturas é ruim quando comparada à dos aços inoxidáveis austeníticos. Não são endurecíveis por tratamento térmico e dificilmente por trabalho a frio.

- Aços inoxidáveis austeníticos – constituem a maior família de aços inoxidáveis, tanto na variedade de tipos, quanto nas aplicações. Assim como os ferríticos, não são endurecíveis por tratamento térmico. São não-magnéticos na condição recozida e são endurecíveis apenas por trabalho a frio. Normalmente, possuem excelentes propriedades criogênicas e excelentes resistência mecânica e à corrosão em altas temperaturas. O teor de cromo varia entre 16 e 26%, o de níquel é menor ou igual a 35% e o de manganês é menor ou igual a 15%.

- Aços inoxidáveis duplex – são ligas bifásicas, que possuem aproximadamente a mesma proporção das fases ferrita e austenita. São caracterizados pelo baixo teor de carbono e por adições de molibdênio, nitrogênio, tungstênio e cobre. Os teores típicos de cromo e níquel variam entre 20 e 30% e 5 e 8%, respectivamente.

- Aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação – são as ligas que podem ser endurecidas por tratamento de envelhecimento. Podem ser classificados pela sua microestrutura como austeníticos, semi-austeníticos ou martensíticos.

2.1.2 – Propriedades mecânicas

Os aços inoxidáveis austeníticos tradicionais, no estado recozido, quando comparados aos aços de altíssima resistência, como, por exemplo, os aços maraging, apresentam em temperatura ambiente, limite de escoamento e limite de resistência bem mais baixos. No entanto, o alongamento total é na faixa de 3 a 4 vezes maior, o que mostra que, se por um lado, os aços inoxidáveis austeníticos não apresentam valores de resistência mecânica muito atrativos, por outro lado eles apresentam boa ductilidade e boa tenacidade em temperatura ambiente, o que permite numerosas operações de conformação mecânica a frio. Para aplicações em altas temperaturas, o quadro é mais favorável aos aços inoxidáveis austeníticos; destaca-se, ainda, que a resistência à oxidação dos aços inoxidáveis austeníticos em alta temperatura é excepcional.

A boa resistência mecânica a quente dos aços inoxidáveis austeníticos é devida, principalmente, a dois fatores: a difusão na austenita é muito mais lenta que a difusão na ferrita, o que dificulta os processos de recuperação e de precipitação de fases intermetálicas fragilizantes e a austenita apresenta um número menor de sistemas de escorregamento que a ferrita e energias de falha de empilhamento consideravelmente mais baixas.

Caso se desejem níveis de resistência à fluência mais altos ou aplicações em temperaturas mais elevadas, com boa resistência à oxidação, deve-se utilizar superligas à base de níquel ou de cobalto (PADILHA e GUEDES, 1994).

2.1.3 – Resistência à corrosão e à oxidação

Geralmente a proteção contra a corrosão é feita criando-se sobre a superfície do metal uma película protetora que separa o metal-base do meio corrosivo. Essa película protetora pode ser criada artificialmente, mediante depósito de uma outra substância (metálica ou orgânica) sobre a superfície do metal a proteger, ou naturalmente, isto é, pela produção espontânea da película superficial, através da formação de um composto químico, mantido sobre a superfície metálica por forças atômicas; este composto resulta da reação de certos elementos de liga introduzidos no metal com o meio circunvizinho (CHIAVERINI, 1996). Este fenômeno é chamado de passivação.

A passivação nos aços inoxidáveis é obtida pela presença de uma fina camada de óxido de cromo na superfície. Neste sentido, o cromo é o elemento mais importante e mais eficiente, quando usado em elevadas concentrações (acima de 10%). Os aços inoxidáveis austeníticos são os aços inoxidáveis mais resistentes à corrosão em atmosfera industrial ou meios ácidos, mantendo a superfície brilhante e praticamente isenta de produtos de corrosão generalizada.

2.1.3.1 – Efeito dos elementos de liga

Vários elementos podem ser adicionados ao aço inoxidável para melhorar algumas de suas propriedades ou características. Apresenta-se a seguir uma breve descrição da influência dos principais elementos de liga adicionados aos aços inoxidáveis segundo Padilha e Guedes (1994) e ASM v.1 (1995).

- Cromo - Forma o filme superficial de óxido, que torna o aço resistente à corrosão; também aumenta a resistência à oxidação superficial em elevadas temperaturas.

- Níquel - Estabiliza a estrutura austenítica e aumenta a ductilidade, tornando o aço inoxidável mais fácil de ser trabalhado ou conformado. Aumenta a resistência mecânica e a resistência à corrosão em elevadas temperaturas, particularmente em atmosferas industrial e marinha.

- Carbono - Geralmente sua presença é indesejável por ocasionar corrosão intergranular; quanto maior o teor de carbono no aço, maior é sua susceptibilidade à corrosão intergranular.

- Silício - Diminui a resistência à corrosão localizada, pois as partículas de SiO_2 são atacadas preferencialmente. Por outro lado, quando em solução sólida, o silício aumenta a resistência à corrosão em HNO_3 altamente concentrado, e a resistência à oxidação; pequenas quantidades de silício são adicionadas a todos os tipos de aços inoxidáveis para desoxidação.

- Manganês - Promove a estabilidade da austenita à temperatura ambiente e melhora as propriedades de trabalho a quente do aço inoxidável. Adições de até 2% de manganês não têm efeito sobre a resistência, ductilidade e tenacidade. O manganês é importante como substituto parcial do níquel nos aços inoxidáveis da série 200.

- Molibdênio – Aumenta consideravelmente a resistência à corrosão localizada e na resistência à corrosão sob tensão. O molibdênio melhora também consideravelmente o comportamento dos aços inoxidáveis austeníticos em água do mar.

- Alumínio - É um forte formador de ferrita e redutor da temperabilidade dos aços inoxidáveis; melhora a resistência à oxidação superficial.

- Cobre - É adicionado aos aços inoxidáveis para aumentar a resistência em certos ambientes corrosivos; também diminui a susceptibilidade à trinca de corrosão por tensão e propicia os efeitos de endurecimento por envelhecimento.

- Titânio - Combina-se com o carbono para reduzir a susceptibilidade à corrosão intergranular; atua como refinador de grão e promove a formação de ferrita.

- Nióbio - Reduz a susceptibilidade à corrosão intergranular após exposição do aço a altas temperaturas.

O titânio e o nióbio são adicionados nos aços inoxidáveis austeníticos principalmente para reduzir a corrosão intergranular.

A Figura 2.1 fornece uma visualização da relação entre as composições químicas e propriedades das ligas nas famílias dos aços inoxidáveis, a partir do aço AISI 304 (ASM v.16, 1995). Como se observa, aumentando-se os teores de cromo e níquel, pode-se adicionar molibdênio ou cobre para melhorar aspectos particulares de resistência à corrosão. Exemplos são os aços tipo AISI 316, 309, 310 e 20Cb-3. Titânio ou colúmbio podem ser adicionados para estabilizar o carbono em ligas tipo AISI 321 ou 347, para prevenir a corrosão intergranular após a exposição do material a altas temperaturas. Inversamente, os níveis de carbono são reduzidos durante a fusão do aço para produzir as ligas tipo AISI “L” ou “S”, tais como as ligas tipo 304L, 316L ou 309S (CARPENTER SPECIALTY ALLOYS, 2002).

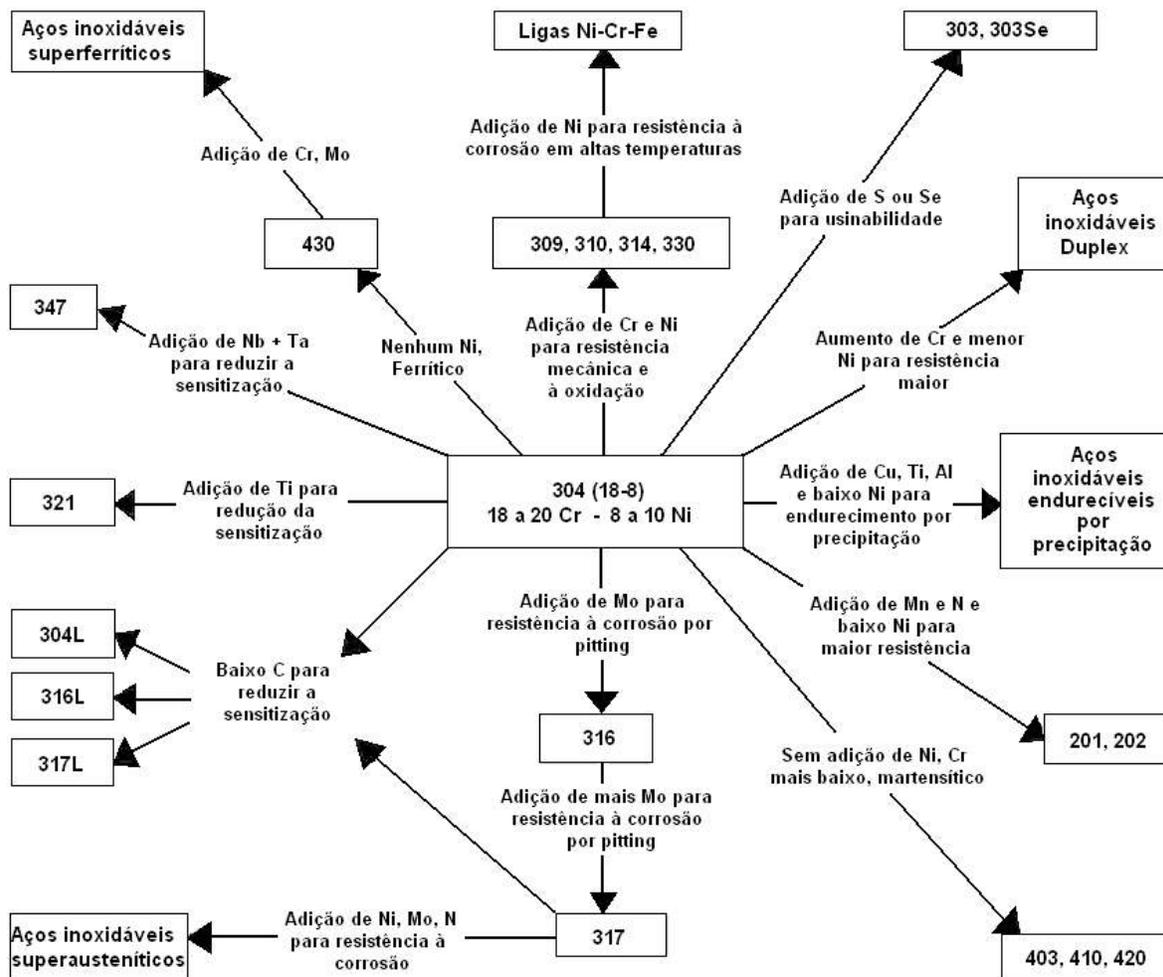


Figura 2.1 – Relação entre as composições e propriedades das ligas nas famílias dos aços inoxidáveis (ASM v.16, 1995).

2.1.4 – Aplicações dos aços inoxidáveis

Martensíticos – Estes aços são utilizados quando a aplicação requer elevada resistência à tração, à fluência e à fadiga, combinadas com requisitos moderados de resistência à corrosão e utilização em temperaturas até 650°C. Entre as suas aplicações estão turbinas a vapor, motores a jato e turbinas a gás. Alguns destes aços encontram aplicações, também, como tubulações de vapor, reaquecedores de geradores a vapor e tubulações superaquecidas utilizadas em refinarias de combustíveis fósseis, cutelaria, peças de válvulas, engrenagens, eixos, cilindros laminadores,

instrumentos cirúrgicos e odontológicos, molas, cames e esferas de rolamentos. Chiaverini, (1986) cita também como aplicação do aço inoxidável martensítico: lâminas de turbina e compressor, eixos e hélices de bombas, parafusos, porcas e mancais antifricção.

Ferríticos – Suas várias classes encontram aplicações em sistemas de exaustão de automóveis, equipamentos para indústria química, equipamentos de restaurantes e cozinhas, fornos, trocadores de calor, queimadores e componentes arquitetônicos ou decorativos (CHIAVERINI, 1986).

Austeníticos – Podem, em função dos elementos de liga presentes na sua composição, resistir à corrosão atmosférica, em várias soluções aquosas, na presença de alimentos, em ácidos oxidantes (como o nítrico, fosfórico e acético), em soluções diluídas contendo cloretos e em ácidos sulfurosos. São utilizados em utensílios domésticos, peças estruturais, componentes para indústrias química, naval, alimentícia e de papel. Podem ser aplicados em componentes sujeitos a temperaturas elevadas, como peças de estufas e forno, devido à boa resistência à oxidação que apresentam (CHIAVERINI, 1986).

Duplex – Graças à sua elevada resistência mecânica, os aços inoxidáveis duplex podem ser utilizados com menores espessuras. Sua desvantagem é que não pode ser utilizado em temperaturas acima de 300°C, sob pena de perder algumas de suas características mecânicas, sobretudo a tenacidade. É bastante utilizado nas indústrias de gás, petróleo, petroquímica, polpa e papel, principalmente na presença de meios aquosos contendo cloretos.

Endurecíveis por precipitação – Possuem boa resistência mecânica, tenacidade e ductilidade. Sua resistência à corrosão é de moderada a boa. Suas características lhe garantem aplicação nas indústrias aeroespacial e de alta tecnologia. É utilizado nas indústrias: química, petroquímica, processamento de alimentos, aeroespacial (AK STEEL CORPORATION, 2000).

2.1.5 – Usinabilidade dos aços inoxidáveis

A usinabilidade se refere a diversos aspectos específicos de usinar um material e a definição da usinabilidade deve ser especificada em uma aplicação particular. Alguns dos critérios específicos para definir a usinabilidade incluem (DINIZ, MARCONDES e COPPINI, 2003):

- Vida ou desgaste da ferramenta
- Acabamento superficial da peça
- Forças de corte
- Quebra do cavaco
- Taxa de remoção de cavaco
- Produtividade

A usinabilidade depende também de muitas variáveis no processo de usinagem. Conseqüentemente, por causa dos critérios diferentes de usinabilidade e pelas muitas variáveis no processo de usinagem, a classificação ou a extrapolação da usinabilidade devem ser vistas com cuidado. Algumas das variáveis de usinagem que podem afetar a avaliação da usinabilidade são:

- Rigidez da ferramenta e da fixação
- Material e geometria da ferramenta
- Tipo de fluido de corte
- Tipo de operação de usinagem

Por causa da grande variedade de aços inoxidáveis disponíveis, uma caracterização simples de sua usinabilidade pode ser um tanto quanto imprecisa. A usinabilidade de aços inoxidáveis varia de baixa a muito alta, dependendo da escolha final da liga. Os aços ferríticos raramente apresentam dificuldades, enquanto os austeníticos e duplex são bem mais difíceis, sendo que o

grau de dificuldade aumenta com o teor de elemento de liga (TESSLER et al., 1993). Os aços ferríticos têm boas propriedades de usinabilidade, sendo comparáveis às dos aços carbonos de baixa liga (AB SANDVIK COROMANT, 1994). No geral, entretanto, os aços inoxidáveis são considerados mais difíceis de usinar do que outros metais, tais como o alumínio ou aços de baixo carbono. Segundo ASM v.16 (1995) e Gennari et al. (1999) os aços inoxidáveis caracterizam-se por um comportamento “pastoso” durante o corte, mostrando uma tendência de formar cavacos longos e flexíveis que aderem à ferramenta ou formam aresta postiça de corte, além de tornarem difícil a remoção dos mesmos; isto pode resultar em redução da vida da ferramenta e acabamento superficial inadequado. Os benefícios da resistência à corrosão devem ser balanceados com o custo de usinagem, pois quando se trata de aço inoxidável a usinabilidade é o principal fator de custo (BOSSERT, 1995). As características gerais que dificultam e aumentam o custo de usinagem são devidas às seguintes propriedades, que são comuns aos aços inoxidáveis:

- Alta tenacidade e ductilidade (formação de cavacos longos e grande área de contato entre a ferramenta e o cavaco)

- Baixa condutividade térmica (concentração de calor na ferramenta)

Segundo Tessler et al. (1993) as principais dificuldades encontradas na usinagem dos aços inoxidáveis austeníticos são:

- Alta taxa de encruamento (maior potência consumida e formação de APC)

- Forte desgaste das ferramentas com baixa qualidade de acabamento superficial

- Péssima característica da saída de cavaco (quebra), causando congestionamento em centros de usinagem.

- Baixas velocidades de corte levando à baixa produtividade.

A Figura 2.2 mostra a relação entre a resistência à corrosão e a dificuldade de usinagem em função da resistência mecânica de alguns tipos básicos de aço inoxidável. A baixa usinabilidade é consequência da composição necessária para que estes aços apresentem elevadas resistência mecânica e à corrosão, em especial para os austeníticos, que têm melhores propriedades. Os

teores de cromo, níquel e molibdênio causam altas deformações plásticas, que aumentam as forças de corte e de avanço (BELEJCHAK, 1997).

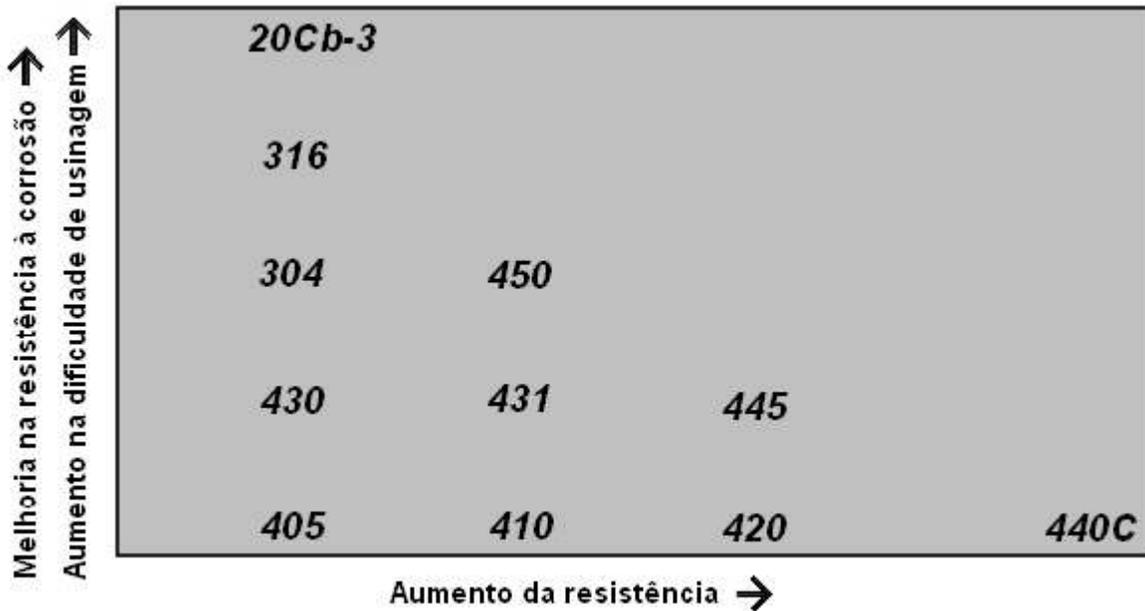


Figura 2.2 – Relação entre a resistência à corrosão e a dificuldade de usinagem dos aços inoxidáveis em função do aumento da resistência mecânica (BOSSERT, 1995).

Os elementos de liga mais comumente adicionados aos aços inoxidáveis são o cromo e o níquel. O alto teor de níquel dos aços inoxidáveis austeníticos dificulta a usinagem desses aços, pois resulta em maior taxa de encruamento e baixa condutividade térmica. Estes aços apresentam grandes comprimentos de contato cavaco-ferramenta, o que gera altos valores de forças de usinagem e elevadas temperaturas e promove um acelerado desgaste das ferramentas usadas em seu corte. Devido à sua ductilidade, formam cavacos longos que empastam sobre a superfície de saída da ferramenta, apesar de possuírem relativamente baixa dureza, facilitam a formação da aresta postiça de corte e de fluxo lateral de cavaco. A dificuldade de usinagem do aço inoxidável austenítico também se deve à sua característica de endurecimento quando trabalhado (encruamento). Problemas particulares aparecem quando do corte de superfícies severamente endurecidas pelo trabalho a frio, tais como aquelas deixadas por uma operação de usinagem

anterior com uma ferramenta desgastada. Os aços inoxidáveis ferríticos e martensíticos sofrem com o encruamento aproximadamente tanto quanto um aço carbono não ligado, enquanto que os tipos austeníticos sofrem consideravelmente mais (AB SANDVIK COROMANT, 1994).

Os aços inoxidáveis austeníticos aderem muito fortemente à ferramenta e os cavacos freqüentemente permanecem colados à ferramenta após o corte. Quando o cavaco se desprende pode trazer com ele um fragmento da ferramenta. Isto é particularmente evidente ao cortar com ferramentas de metal duro, dando desempenhos ruins à ferramenta.

As forças não são extremamente diferentes daquelas encontradas na usinagem de aço de médio carbono normalizado. O padrão de temperatura na ferramenta é semelhante ao obtido na usinagem de outros aços, com uma região mais fria na aresta de corte. Com uma liga 18%Cr 8%Ni, o valor da temperatura em todas as velocidades é mais elevada do que ao usinar um aço de médio carbono. Como o teor de carbono do aço inoxidável austenítico 18-8 é muito baixo, a temperatura mais alta deve ser atribuída ao efeito do níquel e de cromo, que faz com que a temperatura na zona de fluxo seja mais alta. Com o aço inoxidável austenítico que contém 3%Mo, as temperaturas são um pouco mais elevadas (TRENT e WRIGHT, 2000).

2.1.5.1 – Aços inoxidáveis com usinabilidade melhorada

Geralmente, quanto mais duro o material, mais difícil é usinar. Entretanto, a usinabilidade é influenciada mais diretamente pela microestrutura do que pela dureza. A usinabilidade de muitas classes de diversas ligas pode ser melhorada se a microestrutura for uma estrutura bifásica que consiste de uma fase frágil ou segunda fase facilmente cortada dispersa dentro de uma matriz moderadamente dúctil. Os aços inoxidáveis têm um índice elevado de liga que reduz a usinabilidade, mas os aços inoxidáveis com usinabilidade melhorada estão disponíveis assim como os aços ao carbono (ASM v.16, 1995).

Aços inoxidáveis de usinabilidade melhorada têm usinabilidade significativamente superior do que suas versões comuns porque contêm quantidades pequenas de aditivos que facilitam sua usinagem. O aditivo mais comum é o enxofre, que está presente em inclusões não metálicas, usualmente na forma de sulfeto de manganês, que minimiza a formação de aresta postiça de corte

e promove a ruptura do cavaco, permitindo desse modo, velocidades de corte mais altas e um consumo de potência menor, com maior vida da ferramenta (ASM v.16, 1995).

Segundo Diniz e Coppini (1985), a alteração da composição química dos aços para a melhoria da usinabilidade é feita pela adição de elementos que originam inclusões, que por suas formas, dimensões e distribuição, facilitam a ruptura do cavaco e funcionam como elemento lubrificante entre o cavaco e a ferramenta.

Segundo Gennari Jr, Machado e Barbosa (2001) os teores de enxofre podem chegar até 0,5%. Acima desse nível, a melhoria na usinabilidade não compensa a perda da conformabilidade a quente e ductilidade à temperatura ambiente, os piores acabamentos superficiais conseguidos e, principalmente, a diminuição na resistência à corrosão. Quando se requer melhor acabamento superficial ou quando existe, ainda, trabalho a frio, o selênio pode ser usado em lugar do enxofre.

Os aços inoxidáveis podem conter óxidos em consequência da desoxidação ou da reoxidação. Em alguns casos, tais óxidos podem ser prejudiciais a usinabilidade. A desoxidação de aços inoxidáveis fundidos ao ar é realizada geralmente com silício. Algumas inclusões não metálicas formadas por óxidos, ao passarem por processos convencionais de desoxidação, formam inclusões de alumina de elevada dureza e abrasividade. A desoxidação com cálcio pode formar inclusões que são realmente benéficas à usinabilidade sob determinadas condições. Tais inclusões amolecerão com velocidade elevada de usinagem e com ferramentas de carboneto de titânio, formando uma camada protetora na ferramenta. Desoxidações com cálcio podem formar inclusões de silicatos tornando-se mais macias durante a usinagem em altas velocidades de corte. Aços inoxidáveis tratados com cálcio facilitam a quebra do cavaco. Entretanto, a composição deve ser cuidadosamente balanceada para se evitar a formação de óxidos duros de alumínio. A formação de óxidos de alumínio em fases macias, que são os silicatos de cálcio, evita a deterioração da resistência à corrosão e de outras propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis.

Gennari Jr, Machado e Barbosa (2001) em testes de fresamento compararam dois tipos de aços inoxidáveis austeníticos (ABNT 304 e ABNT 316) com suas respectivas versões com usinabilidade melhorada (ABNT 304-UF e ABNT 316-UF, que são aços inoxidáveis convencionais que foram submetidos à desoxidação pelo cálcio para melhorar a usinabilidade), utilizando ferramenta de metal duro revestidas com TiN, nas classes P25 e P40, variando as

condições de usinagem (velocidade de corte, avanço e profundidade de corte). Os resultados obtidos mostraram que os aços inoxidáveis desoxidados pelo cálcio tiveram melhor desempenho quanto à vida da ferramenta em função do desgaste e menor potência consumida no corte (que pode ser devida à formação de uma camada lubrificante entre a ferramenta e a peça), em todas as condições. Além disso, esses materiais praticamente não geram desgaste de entalhe na ferramenta, o que pode significar menor temperatura gerada na região de corte.

Tessler e Barbosa (1994) mostraram que aços com controle de inclusões, além do ganho na usinabilidade, praticamente não perdem suas propriedades de resistência à corrosão.

Os efeitos do trabalho a frio e da dureza são variáveis e, dependendo do tipo de liga e de condições de usinagem, podem influenciar na vida da ferramenta. A vida da ferramenta foi abaixada por um nível crescente do trabalho a frio tanto para aços inoxidáveis austeníticos sem usinabilidade melhorada (S30400, S31600) quanto para aços inoxidáveis austeníticos com usinabilidade melhorada (S30300) de acordo com testes relatados em (ASM v.16, 1995).

O carbono e o nitrogênio podem afetar a taxa de encruamento e aumentar a força de corte e a dureza de aços inoxidáveis austeníticos. Teores mais elevados de um ou outro, ou de ambos os elementos diminuirão a usinabilidade. Conseqüentemente, as ligas austeníticas de elevado teor de nitrogênio, tais como S20910 e S28200, são mais difíceis de usar do que as ligas austeníticas padrão de baixo nitrogênio.

Os elementos fortes formadores de carbonetos e nitretos, incluindo o titânio e o nióbio, são usados em aços inoxidáveis tais como S32100 e S34700 para prevenir a formação de carbonetos no contorno de grão, que pode reduzir a resistência à corrosão intergranular. Entretanto, as inclusões de carbonetos e nitretos são abrasivas e aumentam o desgaste da ferramenta.

2.1.5.2 – Ferramentas e condições de usinagem

Em muitas situações em que as propriedades dos aços inoxidáveis são fundamentais e o uso de elementos de melhoria da usinabilidade é prejudicial, a usinagem pode ser facilitada com a alteração das condições de usinagem, como velocidade de corte, avanço, geometria, material e revestimento da ferramenta e sistema de lubrificação/refrigeração.

Devido ao alto teor de cromo e níquel, o aço inoxidável apresenta, como já citado, ductilidade maior e condutividade térmica menor que os aços carbono. Por isso, uma maior parcela da energia exigida para formar o cavaco permanece na zona de corte, ao invés de ser dissipada com o cavaco. À medida que este calor acumula, ele acelera todos os mecanismos de desgaste da ferramenta, e também pode causar expansão térmica da ferramenta que pode levá-la a trincas. O calor pode também aumentar a tendência à formação de cratera, que pode levar a ferramenta à quebra; pode também fundir a aresta de corte e/ou deformá-la, aumentando as forças de corte (BELEJCHAK, 1997).

Apesar destas propriedades, os aços inoxidáveis podem ser usinados em condições apropriadas. No geral, a usinagem de aços inoxidáveis requer maior potência do que a usinagem dos aços carbono, as velocidades de corte devem ser normalmente mais baixas, os avanços devem ser maiores e os dispositivos devem ser rígidos. Os quebra cavacos devem ser eficientes e deve-se tomar cuidado para assegurar uma boa lubrificação/refrigeração durante o corte.

Os aços inoxidáveis austeníticos são fortemente endurecidos por encruamento. Conseqüentemente, problemas particulares aparecem ao usinar uma superfície severamente encruada, como aquela deixada pela operação de usinagem anterior com uma ferramenta gasta. O uso de ferramentas afiadas e uma taxa de avanço um pouco mais elevada são duas recomendações para a prevenção do desgaste acelerado das ferramentas, causado por este encruamento (TRENT e WRIGHT, 2000).

Desta forma, ao usinar aços inoxidáveis austeníticos, tornam-se mais evidentes fatores como: as ferramentas trabalharão mais quentes; os cavacos têm tendência à formação de fitas, tornando seu manuseio difícil; ocorre vibração em ferramentas com rigidez inadequada; e as superfícies usinadas sofrem encruamento e fica mais difícil usinar se o corte for interrompido ou se o avanço for muito baixo.

Recomendações referentes à geometria das ferramentas sugerem o emprego de ângulos de saída positivos e grandes ângulos de folga, com a presença de quebra-cavacos sempre que possível. O material da ferramenta mais indicado é o metal duro classe M, revestido ou não. O emprego de velocidade de corte moderada e de grandes profundidades proporciona melhores resultados, em função do material a ser trabalhado e da ferramenta utilizada. Além disso, se for

escolhida uma classe de metal duro que possa resistir aos efeitos de altas temperaturas ou coberturas com uma camada isolante de óxido de alumínio, esse material pode ser fresado com ótimas produtividade e vida útil da ferramenta (AB SANDVIK COROMANT, 2001). Com a geometria positiva proporciona-se um bom fluxo de cavacos, baixas forças de corte e as arestas vivas cortam mais facilmente materiais viscosos e encruados. Para o material austenítico, o duplex e superduplex, deve-se usar uma classe de pastilhas com substrato de granulação fina e cobertura de PVD. A granulação fina possibilita uma aresta viva e a cobertura PVD a mantém; além disso, com este tipo de material, uma camada de PVD tem a vantagem de reduzir a tendência à formação de arestas postiças. Nos casos em que as arestas postiças são formadas e eliminadas, o substrato de granulação fina é mais resistente que os de granulação grossa porque a aresta não fica tão danificada quando a aresta postiça colapsa.

Os insertos que são recobertos pelo processo CVD possuem as seguintes coberturas: TiCN + Al₂O₃ + TiN, sendo que a camada de TiCN proporciona resistência ao desgaste abrasivo e o Al₂O₃ age como uma barreira contra o calor na cobertura. Uma classe com granulação de média para grande no substrato deve ser usada particularmente com pastilhas que não tenham nenhuma necessidade de arestas de corte vivas, uma vez que as arestas precisam ser arredondadas antes da cobertura CVD para evitar descascamento. O substrato das pastilhas deve ser resistente o suficiente para suportar aplicações que requerem tenacidade desde o seu núcleo – por exemplo, peças com partículas duras que sofrem desgaste abrasivo nas arestas de corte e operações em que ocorre vibração.

Para a usinagem de peças suscetíveis a endurecimento superficial é recomendada a utilização de uma ferramenta afiada e uma razoavelmente alta taxa de avanço para a prevenção de danos à ferramenta causados por este endurecimento (NORDIN et al., 2000).

Diniz e Coppini (1985) mostraram que no processo de furação dos aços AISI 303 (aço inoxidável resulfurado) e AISI 316, o aumento da velocidade de corte e o uso de uma pré-furação fazem com que a diferença de força de avanço entre aquela obtida com o aço inoxidável convencional e aquela obtida com o aço inoxidável resulfurado seja bem menor. Isso se deve, provavelmente, ao alto grau de recalque em baixas velocidades de corte, principalmente na região da aresta transversal de corte da broca, devido ao ângulo de saída bastante negativo, que praticamente não corta, apenas esmaga o material.

As ferramentas para a usinagem dos aços inoxidáveis austeníticos devem possuir ângulos de saída positivos e arestas de corte viva, para minimizar o encruamento do material da peça. As ferramentas negativas podem ser usadas quando o ângulo de saída do quebra cavacos for grande o suficiente para manter a região do corte com um ângulo efetivo de saída positivo. Dependendo do material da ferramenta e do tipo de aresta de corte, as velocidades de corte podem variar entre 50 e 300 m/min.

Tekiner e Yesilyurt (2004) usinando o aço inoxidável AISI 304 com ferramenta de metal duro ISO P10, com corte a seco, variando a velocidade de corte entre 120 e 180 m/min concluíram que quanto maior a velocidade de corte menor o desgaste, e que os melhores resultados foram conseguidos com avanço de 0,25 mm/rotação. O cavaco aumenta sua espessura e diminui a tendência a enrolar em baixas velocidades de corte. O escoamento do cavaco mais lento aumenta a espessura. A rugosidade da peça melhora com a diminuição da potência consumida e quanto menor a velocidade de corte e maior o avanço, maior o valor da aresta postiça de corte observada.

Korkut et al. (2004) também usinando o aço AISI 304, com corte a seco, utilizando ferramenta de metal duro com cobertura multicamadas (TiC, TiCN, Al₂O₃, TiN) concluíram que o desgaste de flanco diminui com o aumento da velocidade de corte até 180 m/min, porém aumenta quando esta é aumentada a 210 m/min. Aumentando a velocidade de corte, aumenta o raio de curvatura do cavaco e diminui a espessura do cavaco e a área de contato entre o cavaco e a ferramenta. Segundo os autores, o maior desgaste observado em baixa velocidade de corte pode ser explicado pela maior geração de calor, provavelmente pela maior área de contato entre o cavaco e a ferramenta, o que diminui a dureza da ferramenta. Porém esta afirmação é questionável, uma vez que a temperatura é diretamente ligada a velocidade de corte. A rugosidade da peça é diretamente influenciada pela formação da aresta postiça de corte, sendo que em velocidades em que não há a sua formação, não há grande diferença de rugosidade com a variação da velocidade de corte.

Selinder et al. (1998) analisaram o desempenho de ferramentas de corte de metal duro revestidas com filmes finos de TiN/TaN e TiN/NbN em testes de fresamento tangencial dos aços inoxidáveis austeníticos AISI/SAE 303/304. Os revestimentos foram depositados pelo processo PVD em insertos de metal duro e eram macroscopicamente desordenados em consequência da

superfície relativamente áspera do substrato de metal duro. A microdureza do revestimento de TiN/NbN apresentou valores um pouco menores que a do revestimento de TiN/TaN. O TiN/TaN foi comparado a dois revestimentos comerciais de PVD de TiCN e TiAlN, além de um revestimento multicamadas pelo processo CVD de TiCN/Al₂O₃/TiN. A operação de fresamento foi mantida até que o tamanho do desgaste médio de flanco excedesse aproximadamente 0,50 mm ou até que ocorresse a ruptura da aresta de corte. Os resultados indicaram um desempenho superior das ferramentas revestidas com camadas mais duras em comparação às ferramentas revestidas com uma única camada PVD ou CVD, porém o substrato da ferramenta comercial, menos resistente ao desgaste e conseqüentemente mais tenaz, obteve melhores resultados pela sua menor sensibilidade à ruptura da aresta de corte.

2.1.5.3 – Alguns fenômenos que ocorrem na região de corte

Os aços inoxidáveis possuem, como já citado, algumas propriedades particulares que influenciam no desgaste da ferramenta. Entre elas estão a baixa condutividade térmica, alta taxa de encruamento, tendência à formação de cavacos longos e grande deformação plástica. Essas propriedades geram diferentes mecanismos de desgaste, como a aderência, difusão e abrasão, gerando assim, desgaste de flanco, de cratera, de entalhe e aresta postiça de corte.

A Aresta Postiça de Corte (APC) é muito comum na usinagem do aço inoxidável, particularmente nos aços austeníticos ou duplex; é a tendência dos cavacos se soldarem sobre a aresta de corte e sobre a peça. Inevitavelmente isto leva à redução da vida da ferramenta, pois os cavacos assim soldados desgastam camadas da cobertura e até partes do substrato quando se soltam da aresta de corte; também provocam um acabamento superficial inadequado da peça. É recomendado que a velocidade de corte seja aumentada para que se obtenha uma temperatura superior à da área de formação desta aresta indesejável e que seja usada uma ferramenta com uma aresta de corte viva juntamente com uma classe de cobertura com baixo coeficiente de atrito que reduz a aderência do cavaco na superfície de saída da ferramenta. Isto irá reduzir a tendência de soldagem dos cavacos sobre a aresta (AB SANDVIK COROMANT, 2001). Nos aços inoxidáveis, a aresta postiça de corte é formada em velocidade de corte mais altas do que ocorre

com os aços ao carbono, e tem um caráter diferente, sendo mais como uma zona de fluxo ampliada (TRENT e WRIGHT, 2000).

A craterização em ferramenta de aço rápido ocorre na região de alta temperatura da superfície de saída, pela difusão e pelo cisalhamento superficial. Desgaste por difusão ocorre a temperaturas acima de 700°C. A 800°C o desgaste torna-se rápido. Acima de 800°C, o desgaste pela deformação plástica superficial pode ser o mecanismo dominante do desgaste de cratera. A craterização pelo mecanismo de cisalhamento a quente ocorre em velocidades mais baixas do que para aços de médio carbono. As temperaturas relativamente altas restringem as taxas de remoção de material. Por exemplo, com avanço de 0,25 mm por volta, as velocidades de corte com as ferramentas de aço rápido são geralmente mais baixas, entre 25 - 30 m/min.

O desgaste de flanco que ocorre na usinagem de aços inoxidáveis austeníticos é caracteristicamente muito liso; isto é observado em ferramentas de aço rápido e de metal duro. O desgaste do flanco aumenta regularmente a medida que a velocidade de corte é aumentada. Existem evidências que a taxa de desgaste de cratera, ao usinar o aço inoxidável austenítico com classes WC-Co de metal duro, se torna muito lenta após um curto período de corte. Isto possivelmente deve-se às fases intermediárias formadas na interface. Frequentemente utiliza-se ligas WC-Co na usinagem de aços inoxidáveis austeníticos (TRENT e WRIGHT, 2000).

A temperatura de corte na usinagem de aços inoxidáveis é relativamente maior que a alcançada no corte de aços carbono, pois o aço inoxidável tem uma capacidade de condução térmica baixa, deixando mais calor na zona de corte, aumentando a tendência ao maior desgaste da ferramenta e o risco de haver deformação plástica das arestas de corte, particularmente em processos de corte contínuo, como o torneamento (AB SANDVIK COROMANT, 2001; NORDIN et al., 2000; GENNARI et al., 1999; RIOS, 2002). A Figura 2.3 apresenta a condutividade térmica do aço inoxidável austenítico comparada à do aço carbono e do aço inoxidável ferrítico.

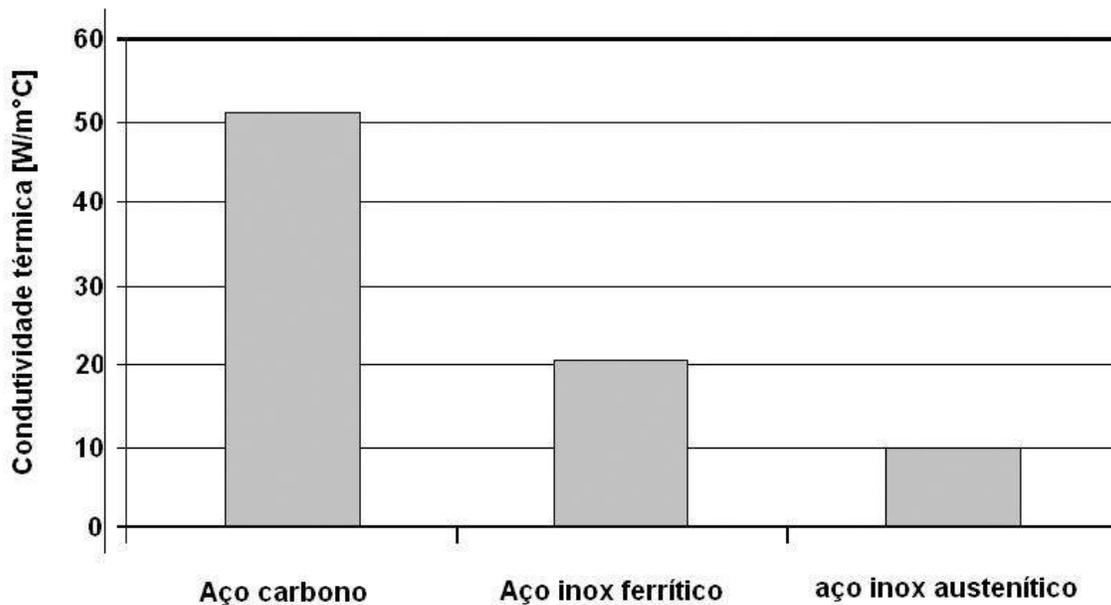


Figura 2.3 – Condutividades térmicas dos aços inoxidáveis comparadas a do aço carbono (MARTIN et al., 1992 citados por RIOS, 2002).

O aço inoxidável quando trabalhado a frio desenvolve uma fina camada endurecida (encruamento), mais espessa do que aquela que ocorre no aço carbono. Além disso, a camada superficial que entra em contato com a ferramenta de corte pode ser duas vezes mais dura que o núcleo do material (BELEJCHAK, 1997). As altas forças de corte requeridas causam um encruamento adicional, o que faz com que haja aumento do calor e do desgaste da ferramenta. Durante o processo de torneamento os aços inoxidáveis austeníticos apresentam tendência a encruar com bastante frequência, acarretando mudanças na estrutura do material e aumentando notavelmente a dureza da sua superfície; ocorre então um aumento do desgaste de entalhe da aresta de corte na profundidade de usinagem. Este efeito nocivo do endurecimento por encruamento pode ser reduzido tanto pelo reforço da aresta de corte principal quanto pela variação da profundidade de usinagem, de modo que o desgaste seja distribuído sobre uma proporção maior da aresta principal. A velocidade de corte também pode ser reduzida, pois as zonas endurecidas geram temperaturas consideravelmente mais elevadas.

Sun et al. (1998) usinando aço inoxidável austenítico 18Cr-11Ni com ferramenta de metal duro, sem cobertura, ISO K10 em processo de fresamento, mostraram que em baixas velocidades de corte, nenhuma camada de material é aderida na superfície de saída da ferramenta. Somente pequenas áreas são soldadas entre a ferramenta e a parte inferior do cavaco e, com a ruptura dessas áreas, muitos vales são formados na superfície de saída; em velocidade de corte média é formada uma camada aderida entre a superfície de saída da ferramenta e o cavaco, ocorrendo deformação plástica, recristalização ou derretimento na interface entre a superfície de saída e a camada aderida, gerando um fenômeno similar à soldagem por fricção; em altas velocidades de corte, a aderência não ocorre e ocorre um grande desgaste de cratera aparentemente por cisalhamento, em função da alta temperatura na superfície de folga da ferramenta.

Chandrasekaran e Johansson (1994) estudaram o mecanismo do desgaste de entalhe através de testes de torneamento especiais que envolvem quatro aços inoxidáveis austeníticos (20Cr-18Ni, 26Cr-30Ni, 17Cr-13Ni e 18Cr-12Ni) com ferramenta de metal duro ISO P15, variando as condições de corte para um tempo fixo de 4 minutos de corte. Eles concluíram que o desgaste de entalhe varia sensivelmente com a variação do avanço ou profundidade de corte, somente para a liga 26Cr-30Ni. O estudo do cavaco e a medida da micro-dureza do material da peça na região do fluxo do cavaco, junto com estudos de MEV foram realizados para elucidar o papel do encruamento e do fluxo do cavaco no desgaste. Esta análise mostrou cisalhamento localizado severo, fluxo lateral do cavaco e sua interação adesiva forte com o material da ferramenta na região do entalhe. A iniciação do entalhe parece estar relacionada a fatores como a tensão normal, distribuição da temperatura e interações químicas. O progresso subsequente do entalhe frequentemente estava ligado à interação da região localizada de cisalhamento do cavaco e da fase aglomerante exposta da ferramenta.

Grzesik (1999) investigou os diferentes fatores que influenciam a temperatura que ocorrem na interface entre a ferramenta/revestimento e o cavaco ao usar um aço de médio carbono e um aço inoxidável austenítico. Foram usados insertos lisos e com sulcos, revestidos com TiC, TiC/TiN e TiC/Al₂O₃/TiN. Um termopar padrão do tipo K encaixado na peça foi usado para medir a temperatura interfacial. Algumas estruturas de revestimento ótimas para usinagem de alta velocidade destes aços foram selecionadas. Com esse trabalho, observou-se que pela seleção apropriada das propriedades térmicas do revestimento, que resultam em um aumento substancial

na temperatura da interface, o efeito de uma barreira térmica na camada superior do revestimento pode ocorrer.

Jang et al.(1996) estudaram as tensões residuais da superfície da peça devido às operações de torneamento no aço inoxidável do tipo AISI 304 em função da velocidade de corte, avanço, profundidade de corte e da geometria e revestimento da ferramenta. As tensões residuais foram determinadas usando a técnica da difração de raio X. Com esse estudo concluíram que uma velocidade de corte menor, pequeno avanço e profundidade de corte, associados a uma ferramenta com aresta bem afiada, diminuem a formação de tensões residuais na superfície da peça, e que o revestimento praticamente não influencia nesse item.

2.2 - Ligas austeníticas à base de níquel

As ligas a base de níquel ocupam um papel extremamente importante em peças críticas em motores de avião, turbinas de navios de guerra, turbinas a gás industriais e em peças veiculares. Ligas de níquel são usadas hoje também em veículos espaciais, motores de foguete, aviões experimentais, reatores nucleares, submarinos, plantas de energia de vapor, equipamento petroquímico e em outras aplicações de alta temperatura (EZUGWU et. al., 1999).

Para melhor entendimento destes materiais e de sua usinabilidade, necessita-se conhecer melhor as diversas ligas presentes neste grupo, bem como suas propriedades mecânicas.

2.2.1 – Classificação das ligas de níquel

Superligas a base de níquel são conhecidas desde a década de 1930 e utilizadas principalmente em aplicações aeroespaciais e plantas de geração de energia. Estas aplicações requerem um material com elevada resistência mecânica, boa resistência à fadiga e à fluência, boa resistência à corrosão e capacidade de operar continuamente em elevadas temperaturas. Trata-se de ligas que contêm de 30% a 75% de níquel e até 30% Cr, endurecidas por solução sólida e por precipitação. Algumas denominações são Hastelloy-X, Inconel 600, Inconel 617, Inconel 625. As ligas endurecidas por precipitação contêm alumínio, titânio ou nióbio, para

causar a precipitação de uma segunda fase durante um apropriado tratamento térmico. Algumas denominações são Astrolloy, Inconel 718, Nimonic 80A, René 41, Udimet 500, Waspalloy (ANTOLOVICH, 1996 e BRADLEY, 1988).

As principais ligas destas famílias são apresentadas a seguir:

- Ligas Trabalhadas:

No final de 1941 na Grã-Bretanha foi lançada no mercado a liga Nimonic 75 e pouco depois a liga endurecível por precipitação denominada Nimonic 80 (NICHOLSON, 1976 e SIMS e HAGEL, 1972). Estas ligas nada mais eram do que modificações da liga já existente contendo 80% Ni e 20% Cr com adições de titânio e alumínio para viabilizar o endurecimento por precipitação de partículas coerentes com estrutura cristalina tipo CFC e composição química do tipo $Ni_3(Al,Ti)$.

Nos Estados Unidos, o Monel (liga níquel-cobre) endurecido por precipitação está em produção comercial desde 1928, e o níquel endurecível por precipitação desde 1934. Desde 1939 começou o desenvolvimento de ligas níquel-cromo-ferro, assim como de tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento, de modo a maximizar sua resistência mecânica em alta temperatura. Estas ligas são baseadas no Inconel 600 (que fica em solução sólida em alta temperatura) e envolvem a adição de titânio e de alumínio para obter o efeito de endurecimento por precipitação. A adição de 1% de nióbio então criou a amplamente usada liga Inconel X-750.

Durante o final dos anos 1940 foram desenvolvidas as ligas Waspaloy e M-252, que se caracterizaram pela adição de molibdênio com duplo efeito de endurecimento por solução sólida e de formação de carbonetos. Estas ligas foram então muito usadas na fabricação de palhetas de turbina forjadas. Mais recentemente estas ligas passaram a ser usadas também na fabricação de outros componentes e algumas ligas foram desenvolvidas especificamente para a fabricação desses outros componentes. Das ligas de desenvolvimento mais antigo, a M-252 permanece em uso na fabricação da estrutura de turbinas, enquanto a liga Waspaloy passou a ser usada, de modo bem sucedido, na fabricação de componentes para rodas e de chapas soldadas.

Outras ligas à base de níquel também são usadas em forma de chapas para a fabricação de muitos componentes. A liga Hasteloy X é usada como chapa endurecida por solução sólida para a

fabricação de cilindros de combustão e revestimentos pós-queimadores numa grande variedade de turbinas. A liga René 41 é utilizada como chapa endurecida por precipitação na fabricação de componentes soldados, embora a soldagem seja complicada e possa apresentar problemas de trincamento no tratamento térmico pós-soldagem. A liga Inconel 718, apresenta alta resistência mecânica em temperaturas moderadas, assim como boa resistência ao trincamento no tratamento térmico pós-soldagem. A liga Inconel 718 é uma das que contêm cerca de 20 a 50% Ni e ferro e, portanto, são consideradas ligas à base de níquel e ferro.

Outra liga importante dentro deste grupo é a liga Incoloy 901. Esta liga, assim como outras ligas trabalhadas à base de níquel como Waspaloy e Astroloy, encontra sua principal aplicação em discos forjados de turbinas. Apresenta alta resistência mecânica nas temperaturas de serviço dos discos de turbinas. A aplicação de materiais com resistência mecânica ainda mais alta permitiria o uso de discos mais finos, reduzindo o peso dos componentes e melhorando o desempenho dos motores. Uma das ligas mais interessantes para essa aplicação é a liga AF2-1DA (DONACHIE, 2002 e SIMS e HAGEL, 1972).

- Ligas Fundidas

Ao final dos anos 50 o aumento das temperaturas de serviço das turbinas era limitado pela capacidade das ligas trabalhadas disponíveis, que, além disso, apresentavam dificuldades no forjamento. Por este motivo, ligas com composição química que possuam mais alta resistência mecânica só podem ser fabricadas por fundição. Entre as ligas fundidas mais usadas estão a 713C, a Inconel 100, a B-1900, a Udimet 500, a René 77, a René 80 e a Inconel 738.

A necessidade de desenvolver ligas com melhor resistência à corrosão em altas temperaturas e boa resistência mecânica levou ao aumento do teor de cromo, principalmente no caso da fabricação de turbinas industriais a gás que devem suportar longo tempo de serviço em alta temperatura, resistindo à corrosão a quente. Algumas dessas turbinas podem operar com combustíveis contendo enxofre e vanádio, ou podem ser utilizadas em embarcações, entrando em contato com sais marinhos. Para essas aplicações foram desenvolvidas ligas com melhor resistência à corrosão em altas temperaturas, embora mantendo simultaneamente alta resistência à ruptura por fluência. Exemplos de ligas desenvolvidas com esta finalidade são a Inconel 738, a Mar-M 421, a Udimet 710, e, posteriormente, ligas com maior resistência mecânica mantendo

alta resistência à corrosão, como a René 80, a Inconel 792 e a Mar-M 432. A boa resistência à corrosão dessas ligas é obtida pela manutenção de teores de cromo moderadamente altos, juntamente com uma razão titânio/alumínio relativamente alta e utilizando-se um balanço cuidadoso de adições de metais refratários. Destas ligas testadas em laboratório, as que apresentaram resistência à corrosão em alta temperatura mais elevada foram as ligas Udimet 500 e Inconel 738. Estas ligas são competitivas com superligas de cobalto em termos de resistência à corrosão em alta temperatura. Enquanto a liga Udimet 500 é de desenvolvimento mais antigo e apresenta capacidade de resistência mecânica em alta temperatura (935°C) moderada, a liga Inconel 738, desenvolvida mais recentemente, apresenta maior capacidade de resistência mecânica em alta temperatura (980°C).

Ligas como a B-1900, a 713C e a Inconel 100 apresentam excelente resistência mecânica em temperaturas intermediárias e elevadas. As ligas Inconel 738 e René 80 foram desenvolvidas posteriormente e além de alta resistência mecânica, apresentam excelente resistência à corrosão em alta temperatura. As superligas de níquel fundidas, em geral, oferecem uma ótima resistência mecânica em altas temperaturas e em temperaturas intermediárias, necessária para a aplicação em palhetas de turbinas. Além disso, apresentam boa ductilidade, resistência à oxidação/corrosão em alta temperatura, estabilidade microestrutural e fundibilidade. Essa combinação de propriedades levou a uma ampla utilização em ventoinhas, rodas e palhetas de turbinas.

O uso do háfnio, em ligas como TRW-NASA VIA e Mar-M 247, melhora a ductilidade em temperaturas intermediárias, embora estas ligas, que apresentam elevada resistência mecânica, possuam resistência à corrosão relativamente baixa. Por outro lado, a liga Inconel 792 combina a alta resistência mecânica da liga Inconel 100 com a excelente resistência à corrosão em alta temperatura da liga Udimet 500 (DONACHIE, 2002 e SIMS e HAGEL, 1972).

2.2.2 – Propriedades mecânicas e físicas das superligas de níquel

A razão primordial para a existência das superligas de níquel com diferentes composições químicas é a sua excelente resistência mecânica num amplo intervalo de temperaturas. A estrutura cristalina compacta cúbica de face centrada (CFC) da matriz austenítica das superligas de níquel, como já foi comprovado, apresenta grande capacidade de manter resistência à tração, à

ruptura e boas propriedades de fluência em temperaturas muito mais altas do que as ligas de matriz cúbica de corpo centrado (CCC) por causa de vários fatores, incluindo o excelente módulo de elasticidade e a alta difusividade que os elementos secundários possuem nesse tipo de matriz. É de grande importância a grande solubilidade de muitos elementos de liga na matriz austenítica e a capacidade de controle da precipitação de fases intermetálicas, que conferem alta resistência mecânica. O endurecimento também pode ser aumentado pela formação de carbonetos e também pela dissolução de alguns elementos na matriz (endurecimento por solução sólida). Essa capacidade de endurecimento dessas ligas austeníticas de níquel, de cobalto e de ferro as torna adequadas para aplicações em equipamentos que exigem alta resistência mecânica em média e alta temperatura (BOWMAN et. al., 2003; DONACHIE, 2002 e SIMS e HAGEL, 1972).

A composição química com elevado teor de elementos de liga confere excelentes propriedades mecânicas e térmicas às superligas, mas dificultam a realização da usinagem desses materiais. As principais propriedades são alta resistência mecânica a temperaturas elevadas, alta resistência à fluência, alta resistência à fadiga e boa resistência à corrosão. Suas aplicações estão concentradas nas indústrias aeronáutica, marítima, química, petroquímica e em componentes que trabalham a altas temperaturas, mantendo excelente resistência mecânica (SILVA et. al., 2004). Entretanto, não apenas a resistência mecânica/dureza é importante nesse tipo de aplicações. A ductilidade nas condições de serviço também é importante, e a maioria das superligas apresenta boa ductilidade. As superligas em geral apresentam também boa resistência ao impacto, à fadiga de alto e de baixo ciclo e à fadiga térmica.

O níquel puro possui densidade de $8,9 \text{ g/cm}^3$, ponto de fusão 1455°C , estrutura cristalina CFC (cúbica de face centrada). A densidade da maioria das superligas de níquel fica entre $7,79$ e $9,32 \text{ g/cm}^3$. Por exemplo, a densidade do Inconel 100 (contém cerca de 60% Ni) é de $7,79 \text{ g/cm}^3$, devido aos elevados teores de alumínio e de titânio, ao passo que as superligas com altos teores de tungstênio e tântalo chegam a densidades da ordem de $9,07 \text{ g/cm}^3$. A densidade é uma propriedade importante para as superligas de níquel, uma vez que a redução da densidade do componente de turbina de jato leva a um aumento das tensões centrífugas, reduzindo a vida útil do componente.

A condutividade térmica do níquel puro é da ordem de $0,089 \text{ (W/mm}^2\text{)/(}^\circ\text{C/mm)}$, portanto superior à do ferro puro (CCC), que atinge somente $0,072 \text{ (W/mm}^2\text{)/(}^\circ\text{C/mm)}$. Porém, a

condutividade térmica das superligas é muito inferior, da ordem de 10% desse valor, devido à adição de muitos elementos de liga em elevados teores. O ideal seria obter superligas com maior condutividade térmica, o que seria importante para dissipar calor e, assim, minimizar os gradientes de temperatura, reduzindo então as tensões térmicas e a tendência de ocorrer falha por fadiga térmica.

A expansão térmica nas superligas de níquel é menor do que nas ligas ferrosas austeníticas o que é importante do ponto de vista da aplicação em turbinas de jatos, já que esses componentes são projetados com estreitas tolerâncias dimensionais para operar bem em serviço, além de um baixo coeficiente de expansão térmica contribuir para minimizar as tensões térmicas, minimizando assim a ocorrência de empenamento e fadiga térmica (SIMS e HAGEL, 1972).

2.2.3 – Usinabilidade das ligas a base de níquel

O níquel e suas ligas são, em geral, mais difíceis de usinar do que o ferro puro e o aço. O níquel é um metal muito dúctil com estrutura cúbica de face centrada e, ao contrário do ferro, não se submete a transformações em sua estrutura cristalina básica até seu ponto de fusão.

O níquel comercialmente puro tem baixa usinabilidade com base em quase todos os critérios. A vida da ferramenta tende a ser curta e a taxa máxima de remoção do metal é baixa. As ferramentas sofrem rápido desgaste do flanco além de deformação da aresta de corte, em velocidades relativamente baixas de usinagem. Com as ferramentas de aço rápido, a velocidade de corte recomendada é 50 m/min com uma taxa de avanço de 0,4 mm por rotação. As forças na ferramenta são mais elevadas do que ao cortar o ferro comercialmente puro. A área de contato na superfície de saída da ferramenta é muito grande, com um ângulo no plano de cisalhamento pequeno e cavacos muito grossos.

Como acontece com o ferro e outros metais puros, não se forma aresta postiça de corte na usinagem do níquel puro, e as forças na ferramenta diminuem com o aumento da velocidade de corte; a área de contato torna-se menor e o cavaco mais fino. Entretanto, para todas as velocidades de corte, as forças são relativamente elevadas. As altas temperaturas geradas na zona de fluxo conduzem a taxas elevadas de desgaste da ferramenta.

Na usinagem do níquel puro, a temperatura ao longo da aresta de corte principal sofre aumentos consideráveis; conseqüentemente, as ferramentas tendem a ser deformadas ao longo desta aresta quando a força de compressão e a temperatura são altas, o que ocorre em velocidades de corte relativamente baixas. Uma vez que a aresta da ferramenta se deformou e o desgaste se iniciou, é gerada uma nova fonte de calor no desgaste do flanco, que pode resultar no colapso rápido da ferramenta (TRENT e WRIGHT, 2000).

As ferramentas de metal duro suportam tensões compressivas maiores em altas temperaturas e podem, conseqüentemente, ser usadas para usinar o níquel e suas ligas com velocidades de corte muito mais elevadas do que as ferramentas de aço rápido. As ferramentas de metal duro apresentam desgaste de flanco principalmente por difusão ou deformação e a craterização não é o problema principal. As ferramentas de metal duro, entretanto, geralmente não são recomendadas para usinar níquel comercialmente puro, pois a aderência muito forte dos cavacos à superfície da ferramenta conduz freqüentemente ao lascamento da ferramenta quando os cavacos são removidos.

Thangaraj e Weinmann, (1992), Gatto e Iuliano (1994), Jun et al. (1997) e Ezugwu et. al. (1999) afirmam que a vida da ferramenta obtida na usinagem das superligas à base de níquel é inadequada, aumentando o custo de produção. Na maior parte dos casos, os principais parâmetros considerados para um melhor desempenho do processo são: seleção do material e geometria da ferramenta, método de usinagem, velocidade de corte, avanço, profundidade de corte. Com esses parâmetros bem controlados, pode-se conseguir um tempo de vida adequado para as ferramentas durante a usinagem. As ferramentas empregadas na usinagem das superligas devem atender aos seguintes aspectos: excelente resistência aos mecanismos de desgaste; alta resistência mecânica, dureza e tenacidade em alta temperatura; resistência ao choque térmico; alta condutividade térmica e suficiente estabilidade química em altas temperaturas (SHAFFER, 1999 e EZUGWU et. al., 1999).

As ligas de alta resistência usadas na indústria aeroespacial são alguns dos materiais mais difíceis de usinar, pois em baixas velocidades ocorre a formação de aresta postiça de corte. Quando a velocidade de corte é aumentada, a aresta postiça desaparece, mas altas temperaturas são geradas, mesmo em velocidades relativamente baixas, na zona de fluxo na interface ferramenta/cavaco; as temperaturas são freqüentemente altas e podem exceder 1000°C. Devido

ao fato destas ligas serem projetadas metalurgicamente para manter sua força em altas temperaturas, as forças na zona de fluxo são muito elevadas; o resultado é a destruição da aresta de corte sob a ação do cisalhamento e das tensões compressivas que agem em temperaturas elevadas.

As ferramentas de metal duro, geralmente ligas WC-Co com tamanho de grão fino a médio, são usadas para torneamento, faceamento e, às vezes, em operações de fresamento e furação de grande profundidade. As ferramentas de metal duro são mais eficientes por causa das velocidades mais elevadas e da vida mais longa da ferramenta. Mesmo assim, é raro encontrar ferramentas operando a uma velocidade acima de 60 m/min. As ferramentas de metal duro revestidas oferecem algumas vantagens; porém são inadequadas para usinar ligas mais avançadas.

O custo de usinar as ligas a base de níquel é muito elevado. As taxas de remoção de metal são limitadas pela capacidade dos materiais utilizados nas ferramentas de suportar as temperaturas e as tensões geradas. Muito esforço está sendo posto desde a década de 1980 em empregar ferramentas cerâmicas para aumentar a eficiência destas operações (TRENT e WRIGHT, 2000).

2.2.3.1 – Usinagem com metal duro

As velocidades de corte recomendadas ao usinar ligas a base de níquel com ferramentas de metal duro são inferiores a 50m/min. O desgaste severo de flanco e o entalhe na ponta da ferramenta e/ou na região da profundidade de corte são as modalidades de falha dominantes ao se usinar com ferramentas de metal duro. As ferramentas de metal duro não podem ser usadas para usinar em altas velocidades de corte porque não podem suportar as condições de temperatura e tensão extremamente altas na zona de corte. Em ferramentas de metal duro ocorre rápido aumento no entalhe, em velocidades de corte mais elevadas; isto geralmente leva à fratura prematura da aresta inteira do inserto (EZUGWU et. al., 1990). Os avanços recentes na tecnologia de revestimento levaram à introdução de revestimentos múltiplos nas ferramentas de corte de metal duro, que tendem a aumentar a velocidade de corte acima de 50 m/min na operação de torneamento.

Liao e Shiue (1996) analisaram o mecanismo de desgaste de duas ferramentas de metal duro classes K20 e P20, no torneamento a seco de Inconel 718 com avanço 0,10mm/rot, profundidade de corte 1,5 mm e velocidades de corte de 35 e 15 m/min. Na superfície desgastada da pastilha K20, estes autores observaram uma camada aderida muito perto da aresta de corte, com formação de aresta postiça de corte, na velocidade de 35 m/min, com conseqüente lascamento da aresta da ferramenta. Quando a pastilha P20 foi usada, a camada aderida também foi encontrada, mas comparativamente, o desgaste era mais irregular e o comprimento do desgaste de flanco era maior. O mecanismo de desgaste observado neste trabalho, na velocidade mais alta (35 m/min), acontecia pelo arrancamento de partículas da ferramenta, que eram destacadas do substrato junto com o material do cavaco.

Alauddin, Baradie e Hashmi (1995) realizaram uma pesquisa sobre fresamento em acabamento do Inconel 718. Realizaram testes de corte a seco com insertos de carboneto de tungstênio sem cobertura (classe K20). A vida da ferramenta foi investigada em cortes com imersão cheia e com meia imersão ($a_e = D$ e $a_e = 1/2D$). Nos testes foram conseguidas vidas entre cinco e 10 minutos, obtidas em uma velocidade de corte de 19,32 m/min, avanço de 0,09 mm/aresta e profundidade de corte de 1,0 mm. Pelos resultados obtidos, os autores concluíram que a imersão cheia aumentou a eficiência da ferramenta, em volume de cavaco removido por vida, em comparação com a meia imersão, e o corte concordante deu melhor desempenho do que o discordante.

Rahman, Seah e Teo (1997) estudaram a usinabilidade do Inconel 718 submetido a diferentes parâmetros de usinagem, incluindo a geometria da ferramenta, velocidade de corte e taxa de avanço. O desgaste de flanco dos insertos, rugosidade da peça e os componentes da força de corte foram considerados como indicadores do desempenho da ferramenta em ensaios de torneamento, que foram realizados com fluido de corte. Dois tipos de insertos foram usados: inserto de metal duro tipo K com revestimento PVD de TiN e inserto com revestimento múltiplo CVD de Al_2O_3 . Foi estudado o efeito do ângulo de posição (χ_r) da aresta de corte na vida da ferramenta para três avanços (0,2; 0,3 e 0,4 mm/rot) e três velocidades de corte (30, 40 e 50 m/min). A profundidade de corte foi fixada em 2 mm. Para os dois insertos, os autores observaram o aumento da vida da ferramenta com a diminuição do ângulo de posição de 95 para 45°. Para estes valores decrescentes do χ_r a temperatura da interface ferramenta-cavaco diminui,

assim como a espessura do cavaco; além disso, o calor gerado durante o corte é distribuído sobre um comprimento maior da aresta de corte, o que melhora a remoção de calor, a distribuição das forças de corte sobre uma parcela maior da aresta, a redução do entalhe e, ainda, melhora substancialmente a vida da ferramenta. Durante todos os ensaios, a ferramenta PVD-TiN mostrou excelente resistência ao desgaste de entalhe na profundidade de corte, nos ângulos de posição de 75° e 45°. Os insertos usinaram satisfatoriamente, mesmo na velocidade de corte mais elevada (50 m/min) e na taxa de avanço maior (0,4 mm/rot), com o ângulo de posição 45°. A ferramenta revestida com CVD de Al₂O₃ mostrou um desgaste de entalhe mais severo em todos os três ângulos testados.

Jindal et al. (1999) estudaram os revestimentos PVD de TiN, de TiCN e de TiAlN na pastilha de metal duro no torneamento de Inconel 718 com fluido de corte. As velocidades de corte testadas foram 46 e 76 m/min, a taxa de avanço e a profundidade do corte eram constantes: 0,15 mm/rot e 1,5 mm, respectivamente. Em ambas as velocidades, as ferramentas revestidas com TiAlN e TiCN usinaram significativamente melhor do que ferramentas com TiN. Na velocidade de corte mais baixa, observou-se um desempenho excelente das ferramentas revestidas com TiAlN; após um tempo de corte de 5 minutos, o desgaste máximo do flanco era aproximadamente 0,15 mm. Estas ferramentas apresentaram, ainda, menor índice de desgaste de cratera e de entalhe do que as revestidas com TiCN e TiN. Como o material do substrato era o mesmo para todas as ferramentas revestidas, as diferenças observadas em tempos de vida da ferramenta e comportamento de desgaste foram atribuídas aos revestimentos. Os revestimentos aumentam a resistência ao desgaste e podem reduzir forças de corte e temperaturas na aresta da ferramenta; desse modo, afetam indiretamente a deformação e o comportamento de fratura da ferramenta. O revestimento de TiAlN tem uma dureza significativamente mais elevada do que os de TiCN ou TiN acima de 750°C, o que se traduz em melhor resistência ao desgaste abrasivo; exibe também boa estabilidade química em alta temperatura. Finalmente, o TiAlN tem a condutividade térmica mais baixa entre os três revestimentos testados; isto deve resultar em temperaturas mais baixas na ponta da ferramenta, fazendo com que o calor gerado durante a usinagem tenha uma maior parcela carregada pelo cavaco. Em consequência, o revestimento de TiAlN dá uma resistência excelente ao desgaste de cratera.

Prengel et al. (2001) realizaram o mesmo estudo de Jindal et al. (1999), porém com uma ferramenta revestida multicamadas. Ensaíram Inconel 718 em testes de torneamento com fluido de corte e ferramentas de corte de metal duro com diferentes revestimentos PVD a 61 e 76 m/min. O revestimento múltiplo TiAlN mostrou algumas vantagens sobre o revestimento TiAlN simples e sobre o revestimento múltiplo TiN/TiCN/TiAlN, particularmente na velocidade mais elevada de 76 m/min. A modalidade de falha principal na usinagem do Inconel 718 foi o desgaste abrasivo da aresta, acompanhado pela deformação plástica; foi também observado entalhe na profundidade de corte, que é bastante influenciado pela formação da rebarba. Foi também observado lascamento na profundidade de corte para todas as ferramentas revestidas testadas.

Sharman, Dewes e Aspinwall (2001) realizaram um trabalho experimental usando ferramentas de metal duro classe K10 com revestimentos TiAlN e CrN em fresamento de topo de Inconel 718, com usinagem a seco de blocos retangulares e velocidades de corte de até 150 m/min. Os experimentos foram realizados com a superfície fresada do corpo de prova inclinada em 45° e em 60°, com relação à horizontal (a ferramenta estava na posição vertical). Todos os testes resultaram em vidas baixas da ferramenta; o experimento que resultou em vida da ferramenta mais longa, foi aquele com as ferramentas revestidas de TiAlN em 90 m/min, com um ângulo do corpo de prova de 45°. O revestimento TiAlN propiciou melhores resultados que as ferramentas revestidas com CrN, devido a sua dureza e resistência mais elevadas. A aresta postiça de corte e o descascamento do revestimento observados com as ferramentas revestidas com CrN, em velocidade de corte de 90 m/min, sugerem que CrN tem uma afinidade química mais elevada com o Inconel 718 do que o TiAlN.

Jawaid, Koksai e Sharif (2001) realizaram um estudo sobre o comportamento do desgaste de duas classes diferentes de revestimento PVD-TiN e uma ferramenta de metal duro sem revestimento, no fresamento de Inconel 718 para diversas condições de usinagem. Foi utilizado fluido de corte com concentração de 6%. As velocidades de corte foram 25, 50, 75 e 100 m/min para as ferramentas revestidas e 25 e 50 m/min para a ferramenta sem revestimento. A profundidade de corte era 1 mm e as taxas de avanço eram 0,08 e 0,14 mm por dente. A ferramenta sem revestimento (90,1% WC, 9,5% Co, 0,4% VC) usinou melhor do que as ferramentas com revestimento PVD-TiN na velocidade mais baixa de corte (25 m/min) e para ambas as taxas de avanço, em termos da vida da ferramenta e do volume do metal removido. O

desgaste de flanco se desenvolveu na aresta de corte principal e na ponta da ferramenta para todas as condições de corte, com os três tipos de insertos. A remoção prematura das camadas de revestimento na zona de contato entre ferramenta-cavaco diminuiu o desempenho total das ferramentas revestidas com camada PVD-TiN, na velocidade do corte de 25 m/min. Para a velocidade de corte de 50 m/min, as ferramentas revestidas apresentaram melhor desempenho do que a sem revestimento, provavelmente devido à maior resistência ao desgaste e menor condutividade térmica. Para velocidades acima desses valores, as ferramentas duraram menos de 1 minuto.

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. Desgaste abrasivo da ponta da ferramenta e 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 carbonetos 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.

2.2.3.2 – Outros materiais de ferramenta

As ferramentas de cerâmica pura ($\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{ZrO}_2$) não têm desempenho eficaz ao usinar ligas a base de níquel, apesar de sua boa estabilidade química, dureza a quente e resistência ao desgaste elevadas. O baixo desempenho de ferramentas cerâmicas de óxido puro pode ser atribuído à sua baixa resistência ao choque térmico, baixa tenacidade à fratura ou à baixa resistência ao choque mecânico em temperaturas elevadas. O torneamento contínuo com ferramenta monocortante testada em Inconel 718 mostrou que a cerâmica mista ($\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{TiC}$) é muito mais adequada para a usinagem deste material que a cerâmica pura. O uso de ferramentas de cerâmica mista foi relatado primeiramente no final dos anos 70, com velocidades de corte entre de 120 e 240 m/min, bem maiores do que aquelas usadas para o metal duro simples. A vida da ferramenta sob estas condições foi limitada severamente pelo entalhe excessivo na região da profundidade de corte, através da soldagem e do arrancamento de partículas, que podem ser causados pela tenacidade relativamente baixa da ferramenta. Vidas razoáveis da ferramenta foram obtidas na usinagem do Incoloy 901 com ferramentas de cerâmica mista, com altas velocidades de corte (até 300 m/min). A alta velocidade de usinagem da liga a base de níquel (Inconel 718) foi conseguida também com uma outra classe ($\text{Al} + \text{Zr} + \text{W}$) de cerâmicas mistas ((EZUGHU et. al. 1992; ANON, 1979; SUH, 1980; KHAMSEHZADEH, 1991; DROZDA, 1985) apud EZUGHU et. al., 1999).

As ferramentas cerâmicas de alumina reforçadas com Whiskers foram desenvolvidas especialmente para usinar as ligas a base de níquel (WEI e BECHER, 1985 apud EZUGHU et. al., 1999). Velocidades elevadas de corte (200-750 m/min) e avanços elevadas (0,125-0,375 mm/rev) podem ser conseguidos quando as ligas a base de níquel são usinadas com essas ferramentas.

A tenacidade relativamente elevada de ferramentas cerâmicas a base de nitreto de silício (Sialon) permite também usinar superligas com altas velocidades e avanços. Observou-se uma redução de até 70% (em relação ao metal duro) na taxa de formação do entalhe na usinagem do Incoloy 901 com ferramenta a base de nitreto de silício. Este desempenho melhorado resultou em uma economia de 57% nos custos em comparação com ferramentas de metal duro simples em

torneamento de semi-acabamento de Inconel 718. Ferramentas cerâmicas de sialon usinam melhor a liga Waspaloy na presença de fluido refrigerante ((KHAMSEHZADEH, 1991; BHATTACHARYYA, 1984 e BAKER, 1982) apud EZUGHU et. al., 1999).

Os mecanismos de desgaste das ferramentas cerâmicas são complexos e geralmente influenciados por difusão, lascamento, abrasão na superfície de folga, adesão na superfície de saída, abrandamento térmico, fratura catastrófica, cratera e desgaste de entalhe no flanco e na aresta secundária. O desgaste por difusão é determinado principalmente pela reação química e dissolução no material da peça. As superligas à base de níquel têm alta afinidade química com muitos materiais de ferramenta e, portanto, freqüentemente formam uma camada de aderência, conduzindo aos desgastes de difusão e adesão e arrancamento do material do cavaco junto com partículas da ferramenta (attrition) (WAYNE e BULJAN, 1990; GATTO e IULIANO, 1994; JUN et al., 1997 e CHOUDHURY e BARADIE, 1998). Geralmente, observa-se desgaste de entalhe na altura da profundidade de corte, como sendo responsável pela rejeição da ferramenta de corte em baixas velocidades de corte. Com altas velocidades de corte, o desgaste de flanco compete com o desgaste de entalhe, dependendo do tipo de cerâmica utilizada. Jun et al. (1997) acrescentaram que deformação plástica, difusão e desgaste por aderência e attrition contribuem muito para o desgaste de flanco e fratura catastrófica da aresta da ferramenta cerâmica em altas velocidades, devido às altas tensões. O desgaste de entalhe foi predominante em todas condições de corte. Insetos com geometria redonda apresentaram melhor desempenho em comparação com a quadrada, devido à maior resistência na aresta, auxiliando na resistência ao desgaste de entalhe e na dissipação de calor.

König e Gerschwiler (1999) afirmam que algumas superligas à base de níquel podem ser usinadas utilizando-se ferramenta de PCBN, principalmente no torneamento de acabamento, proporcionando um menor nível de desgaste; no entanto, o alto custo dessas ferramentas torna sua aplicação economicamente inviável. Takatsu apud Ezugwu et al. (1999) comprovou que nos testes de torneamento do Inconel 718 utilizando ferramentas de PCBN com concentração de 30 a 95% CBN, o desgaste de entalhe foi reduzido significativamente com o aumento da concentração de CBN, enquanto que a média do desgaste de flanco apresentou pequena variação. Por outro lado, König e Gerschwiler (1999) acrescentam a seguinte afirmação: a resultante das propriedades químicas, físicas e mecânicas tem uma influência decisiva sobre o desgaste e o

comportamento do desempenho de ferramentas de PCBN. Classes de PCBN com constituição estimada de 30 a 50% em volume de TiC ou TiN são satisfatórias para operações de acabamento em Inconel 718 e Waspaloy.

Ezugwu et. al. (1999) comprovaram, em seus experimentos na usinagem de superligas a base de níquel, que a forma e a geometria das ferramentas de corte representam um importante papel na determinação da vida da ferramenta e na natureza da superfície usinada. Ferramentas de cerâmica de forma losangular geralmente fornecem baixo desempenho na usinagem das superligas. Entretanto, os insertos de forma redonda e quadrada proporcionam alto desempenho, como também um melhor acabamento superficial. Isto se deve ao aumento no ângulo de ponta dos insertos quadrados e redondo, os quais tendem a aumentar a resistência da aresta dos insertos e a área de contato.

Capítulo 3

Materiais e Métodos

Neste capítulo serão apresentados os materiais, equipamentos e metodologia que foram utilizados para a realização dos ensaios de torneamento em acabamento das ligas Fe-Cr-Ni.

3.1 – Introdução

Os experimentos desta pesquisa foram realizados no Laboratório de Usinagem dos Materiais do Departamento de Engenharia de Fabricação na Faculdade de Engenharia Mecânica da UNICAMP.

O objetivo é entender a influência do teor de níquel na usinabilidade das ligas ferro-cromo-níquel, assim como no(s) mecanismo(s) de desgaste que leva(m) ao fim da vida a ferramenta ao tornear essas ligas.

3.2 – Material

Os materiais utilizados neste trabalho foram preparados pela Villares Metals e fornecidos na forma de barras circulares com diâmetro inicial de 54 mm. Ao todo foram preparadas sete ligas diferentes, mantendo constante a composição de base e variando os teores de níquel (0, 10, 20, 30, 40, 50 e 60% em peso). À medida que se aumentava o teor de níquel, diminuía-se o teor

de ferro (o níquel entrava em substituição ao ferro). A composição química das ligas estudadas é apresentada na Tabela 3.1.

Tabela 3.1 – Composição química das ligas estudadas (% em peso).

	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	P	S	N	Fe
0Ni	0,011	0,19	0,43	18,0	0,18	0,11	0,011	0,003	0,003	80,92
10Ni	0,015	0,24	0,41	18,0	10,1	0,10	0,010	0,003	0,003	70,97
20Ni	0,012	0,21	0,42	18,2	19,2	0,09	0,009	0,003	0,003	61,08
30Ni	0,010	0,22	0,44	17,9	30,2	0,07	0,007	0,003	0,003	50,69
40Ni	0,009	0,20	0,40	17,9	40,2	0,05	0,004	0,002	0,006	41,11
50Ni	0,009	0,28	0,44	17,3	50,4	0,03	0,006	0,001	0,004	31,11
60Ni	0,010	0,25	0,41	17,4	60,2	0,02	0,006	0,002	0,003	21,28

O material fornecido foi forjado e laminado em temperaturas variando na faixa de 1150 a 1180°C. A liga com 0% de níquel foi recozida a 790°C por 1 hora e resfriada rapidamente com ar soprado. As demais ligas foram recozidas a 1050°C por 1 hora e resfriadas em água.

Os corpos de prova foram confeccionados a partir das barras laminadas, com a geometria mostrada na Figura 3.1. A fixação dos corpos de prova durante os ensaios foi feita com uma placa de três castanhas no diâmetro de 29 mm e contra-ponto na extremidade oposta. Os passes de torneamento foram dados na direção do comprimento. Com o objetivo de garantir boa rigidez e evitar vibrações no ensaio, os corpos de prova foram usinados, em sucessivos passes da ferramenta, até um diâmetro final de 30 mm.

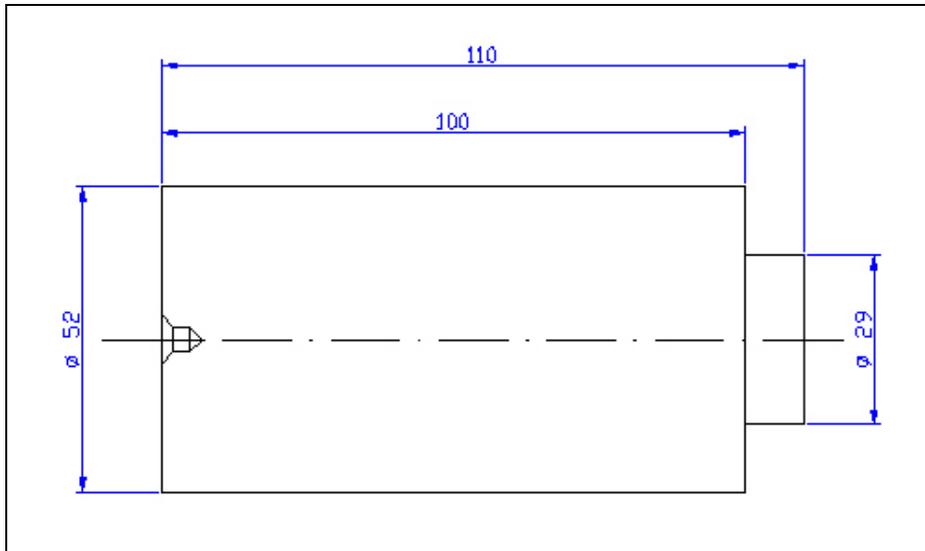


Figura 3.1 – Corpo de prova para torneamento externo.

A caracterização mecânica e microestrutural das ligas estudadas foi feita em um estudo desenvolvido em paralelo pelo aluno Franco de Castro Bubani (mestrando do DEMA – FEM – UNICAMP – sob orientação do Prof. Dr. Paulo Roberto Mei), que realizou ensaios com o objetivo de conhecer mais detalhadamente o comportamento mecânico das ligas em estudo, para detectar possíveis diferenças que pudessem influenciar na usinabilidade. Os resultados obtidos nestes ensaios serão utilizados para efeito de comparação com os resultados obtidos na usinagem das ligas. A caracterização microestrutural teve como objetivo determinar as fases existentes e observar a presença de precipitados ou segundas fases.

Os resultados obtidos nos ensaios de dureza, impacto e nos ensaios metalográficos não apresentaram diferenças entre as ligas que justificassem possíveis variações de dificuldade de usiná-las. Por este motivo, apenas os resultados dos ensaios de tração serão mostrados no próximo capítulo.

3.3 – Ferramentas de corte

Para os ensaios de usinagem foram usadas ferramentas de metal duro revestido com cobertura CVD de três camadas TiC/Al₂O₃/TiN, (código ISO CNMG 120404-MF), classe HC -

M15, montadas em porta ferramentas DCLNR 2525M 12 (ferramenta negativa). Complementando os ensaios, foram realizados testes com uma ferramenta de geometria positiva (código ISO CCMT 120404-MF), também classe HC - M15, revestida, montada em porta ferramenta SCLCR 2525M 12, formando um conjunto com a geometria descrita na Tabela 3.2. O tipo de quebra cavaco MF foi indicado pelo fabricante da ferramenta em função das condições de usinagem escolhidas e do material a ser usinado.

Tabela 3.2 – Geometrias efetivas das ferramentas.

Geometria	negativa	positiva
Ângulo de posição (χ_r)	95°	95°
Ângulo de ponta (ϵ_r)	80°	80°
Ângulo de inclinação (λ_s)	6°	6°
Ângulo de saída (γ_o)	-6°	2°
Ângulo de folga (α_o)	6°	5°

3.4 – Fluido de corte

O fluido de corte utilizado foi o Vasco1000, com concentração de diluição de 10%, conforme indicado e fornecido pela Blaser Swissslube. Este fluido de corte é um óleo de base vegetal emulsionável e foi aplicado sobre a superfície de saída da ferramenta pelo sistema convencional de injeção da máquina, que apresentou uma vazão de oito l/min.

3.5 – Máquina-ferramenta

Os experimentos foram realizados em um torno CNC da marca Romi, modelo Galaxy 20, com comando numérico GE-Fanuc 2li-T, potência do motor principal de 15 kW e rotação máxima do eixo árvore de 4500 rpm (variação contínua).

3.6 – Monitoramento do processo

Durante o processo de usinagem duas variáveis eram monitoradas: a potência de usinagem e o desgaste de flanco (VB_B) das ferramentas. A potência era monitorada em todos os passes e o desgaste era verificado a cada dois minutos de tempo efetivo de corte. A cada parada de máquina para verificação do desgaste, também era verificada a rugosidade da peça.

A potência de usinagem era monitorada através da aquisição de um sinal do comando numérico, o qual era proporcional à potência consumida pelo motor. Este sinal era processado por uma placa de aquisição e analisado pelo programa LabView 5.0 da National Instruments, instalado em um microcomputador com sistema operacional Windows 95.

O desgaste de flanco (VB_B) das pastilhas era monitorado através de um microscópio óptico Leica montado em conjunto com o software analisador de imagens Global Image instalado em um microcomputador.

Depois de atingido o desgaste de flanco de 0,30 mm o ensaio terminava e a aresta utilizada era considerada em fim de vida. Após esta ocorrência a aresta era analisada em Microscópio Eletrônico de Varredura, do Laboratório de Materiais da Faculdade de Engenharia Mecânica da UNICAMP. Essa etapa foi realizada para se obter mais 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).

Definido o mecanismo de desgaste que levou a ferramenta ao seu critério de fim de vida, foi realizado ensaio para a verificação dos mecanismos de desgaste durante o tempo de usinagem, a fim de verificar se este mecanismo muda em função da mudança da geometria da ferramenta durante a sua vida. Para isto, realizou-se um ensaio nas mesmas condições de um dos ensaios já realizados porém, ao longo da vida da ferramenta, ao invés de ser levada sistematicamente ao microscópio ótico, ela era levada ao Microscópio Eletrônico de Varredura para verificação e análise do desgaste.

A rugosidade média (R_a) e a rugosidade máxima (R_y) dos corpos de prova usinados durante os ensaios foram medidas usando-se um rugosímetro portátil Mitutoyo, com um cut-off de 0,8mm. Foram feitas três medidas em pontos aleatórios ao longo do comprimento e do perímetro da peça, a fim de conseguir um valor médio para a rugosidade naquele momento do ensaio.

3.7 – Planejamento experimental

Os experimentos foram realizados com todas as condições de usinagem fixas, variando-se então apenas o material dos corpos de prova.

Com base em dados fornecidos pelo fabricante da ferramenta e testes realizados durante a confecção dos corpos de prova, sempre tendo em vista o melhor aproveitamento do material, as condições de usinagem estabelecidas foram:

Velocidade de corte	→	$v_c = 230$ m/min
Avanço	→	$f = 0,1$ mm/volta
Profundidade de usinagem	→	$a_p = 0,6$ mm

Com um corpo de prova de 100 mm de comprimento de avanço, diâmetro inicial de 52 mm e final de 30,4 mm era possível executar 18 passes da ferramenta, o que equivalia a 1800 mm de avanço, ou 139717 mm³ de cavaco removido por corpo de prova.

Foram realizadas duas réplicas de cada ensaio e avaliados os resultados. Nos casos em que diferença de vida de ferramenta entre as réplicas era maior que 20%, era realizada uma terceira réplica.

Analisados os resultados desta primeira fase, foram realizados outros ensaios com o material com 10% Ni, desta vez variando a velocidade de corte e a geometria da ferramenta, a fim de se entender a influência desses fatores. Foram realizados ensaios com velocidade de corte de 230 m/min e 300 m/min e ferramenta negativa e positiva, com duas réplicas para cada ensaio.

As Tabelas 3.3 e 3.4 mostram as condições de usinagem utilizadas nos ensaios.

Tabela 3.3 – Condições de usinagem usadas na primeira fase de ensaios

Material	ferramenta	v_c [m/min]	f [mm/volta]	a_p [mm]
0% Ni	CNMG 120404MF	230	0,1	0,6
10% Ni	CNMG 120404MF	230	0,1	0,6
20% Ni	CNMG 120404MF	230	0,1	0,6
30% Ni	CNMG 120404MF	230	0,1	0,6
40% Ni	CNMG 120404MF	230	0,1	0,6
50% Ni	CNMG 120404MF	230	0,1	0,6
60% Ni	CNMG 120404MF	230	0,1	0,6

Tabela 3.4 – Condições de usinagem usadas nos ensaios complementares.

Material	ferramenta	v_c [m/min]	f [mm/volta]	a_p [mm]
10% Ni	CNMG 120404MF	230	0,1	0,6
10% Ni	CCMT 120404MF	230	0,1	0,6
10% Ni	CNMG 120404MF	300	0,1	0,6
10% Ni	CCMT 120404MF	300	0,1	0,6

Realizados os ensaios, as ferramentas desgastadas eram analisadas em Microscópio Eletrônico de Varredura com análise por EDS para a verificação dos mecanismos de desgaste para cada material e condição.

Capítulo 4

Resultados e discussões

Os ensaios foram realizados com todas as condições de usinagem constantes, ferramentas idênticas e do mesmo lote. A única variável foi o material usinado, como visto anteriormente. A seqüência dos ensaios foi aleatorizada.

4.1 – Ensaio de usinagem

Inicialmente, todos os materiais foram usinados com os mesmos parâmetros e ferramenta, utilizando pastilhas de um mesmo lote. As condições de usinagem, escolhidas a partir das recomendações do fabricante da ferramenta, mostraram-se adequadas para a usinagem dos materiais com menores teores de níquel. Apesar da vida relativamente pequena para as ligas com elevado teor de níquel, os resultados obtidos foram bons para se ter uma comparação quanto ao tempo de vida das ferramentas em função do teor de níquel na liga.

4.1.1 – Vida da ferramenta

Inicialmente, os ensaios foram realizados para verificar a influência do teor de níquel da liga no desgaste e vida da ferramenta.

A Figura 4.1 mostra que a vida da ferramenta tende a diminuir com o aumento da concentração de níquel da liga, sendo que, dentro dos critérios pré-estabelecidos, o material com

0% Ni não chegou ao critério de fim de vida ($VB_B=0,3\text{ mm}$) dentro do tempo de usinagem limite de 100 minutos. Este decréscimo da vida à medida que o teor de níquel crescia foi acentuado na faixa de 0 a 20% Ni, e mais brando na faixa de 40 a 60% Ni. Vê-se na figura que a vida da ferramenta que usinou a liga de 30% Ni foi bem mais longa que a tendência do gráfico. Devido a esta diferença, foram realizadas três réplicas com este material, confirmando sua maior facilidade de corte. Mais a frente, serão mostrados resultados de testes que tentam explicar este fato inesperado.

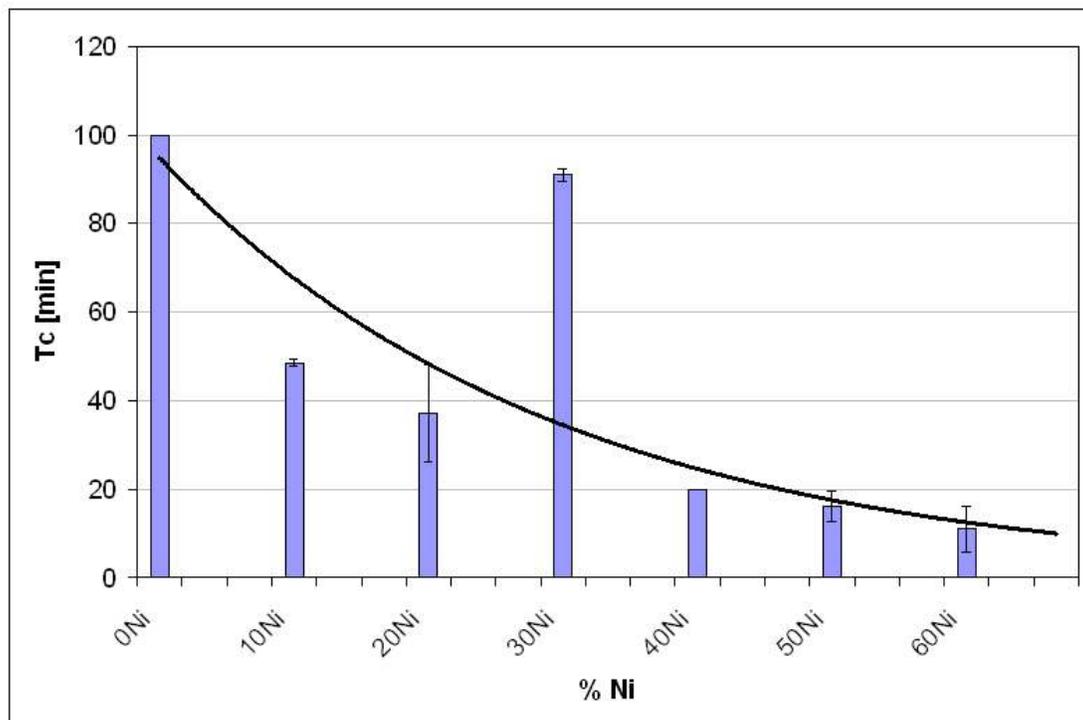


Figura 4.1 – Vida da ferramenta em tempo efetivo de corte em função do teor de níquel.

De um modo geral, os desgastes de flanco (VB_B) ocorreram normalmente, com um crescimento inicial mais lento, um período longo com desgastes mais baixos e depois um rápido desgaste até atingir o critério de fim de vida $VB_B = 0,3\text{mm}$. Essa seqüência de desgaste pode ser melhor observada para as ligas que geraram maior vida na ferramenta. A Figura 4.2 mostra o crescimento do desgaste com o tempo de usinagem para todas as ligas estudadas.

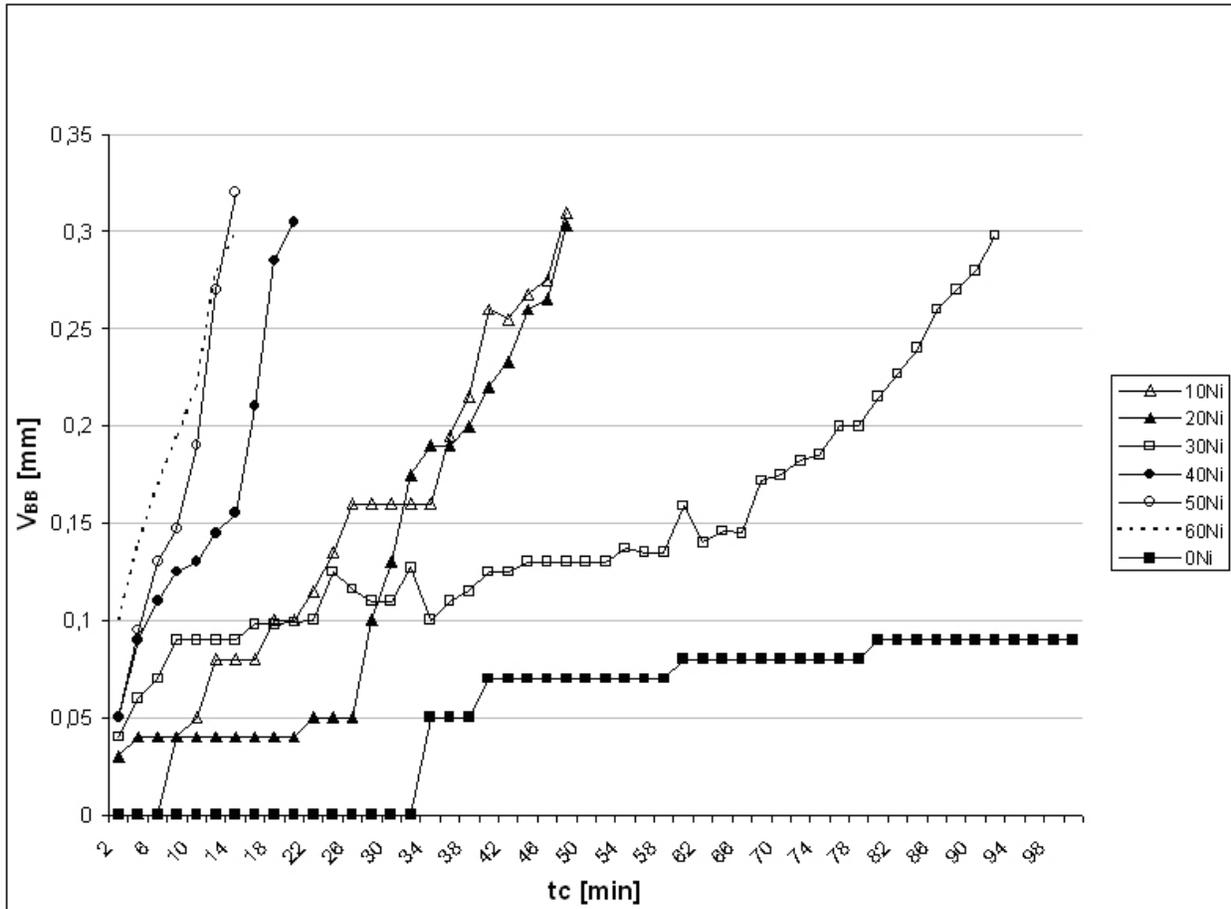


Figura 4.2 – Desgaste de Flanco em função do tempo para as sete ligas.

Pelos resultados obtidos, pode-se dizer que o aumento no teor de níquel dificulta a usinagem do material, e, conseqüentemente, aumenta o desgaste da ferramenta.

No entanto, a simples medição dos tempos de usinagem e desgastes não respondem a razão dessa dificuldade. Para esclarecer o motivo do aumento da dificuldade de usinagem com o aumento do teor de níquel foi necessário realizar medições de dureza e tração, e também analisar os desgastes das ferramentas ensaiadas através do Microscópio Eletrônico de Varredura e análise EDS. O próximo passo é a análise dos mecanismos de desgaste das ferramentas.

4.1.2 – Análise do desgaste ao final da vida da ferramenta

O principal mecanismo de desgaste observado, que levou a ferramenta ao final da vida, foi o arrancamento das partículas aderidas do material junto com partículas da ferramenta. Em alguns pontos da superfície de saída da ferramenta pôde-se observar uma certa quantidade de material da peça na ferramenta, porém este desgaste não foi suficiente para ser considerado, sendo aderência e arrancamento aparentemente o mecanismo que levou as ferramentas ao final da vida.

Para melhor compreensão das fotos das ferramentas tiradas no MEV, a Figura 4.3 mostra as regiões A, B e C que serão citadas.

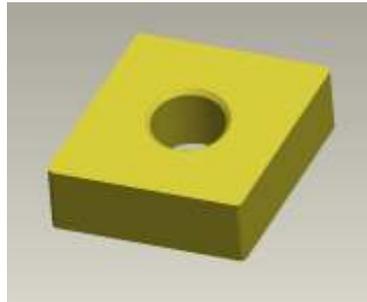
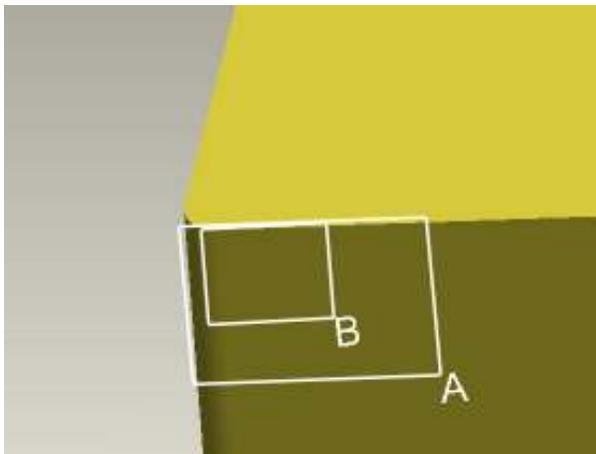
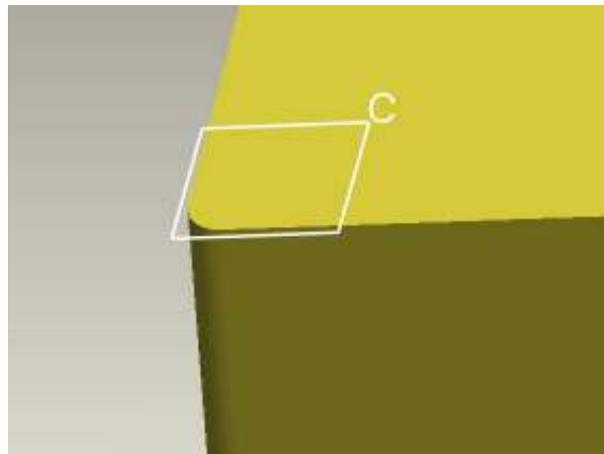


Ilustração da ferramenta



Regiões A e B

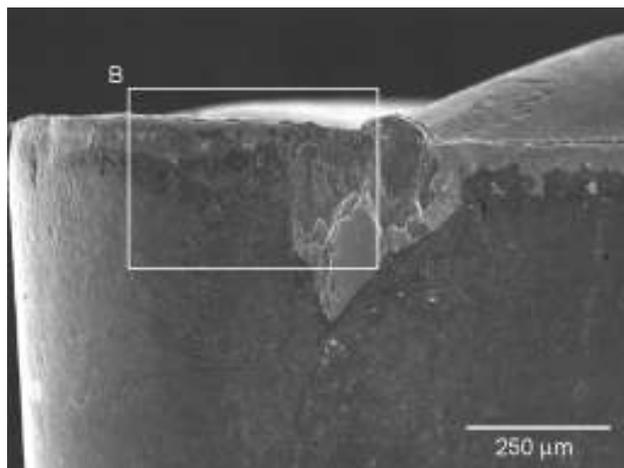


Região C

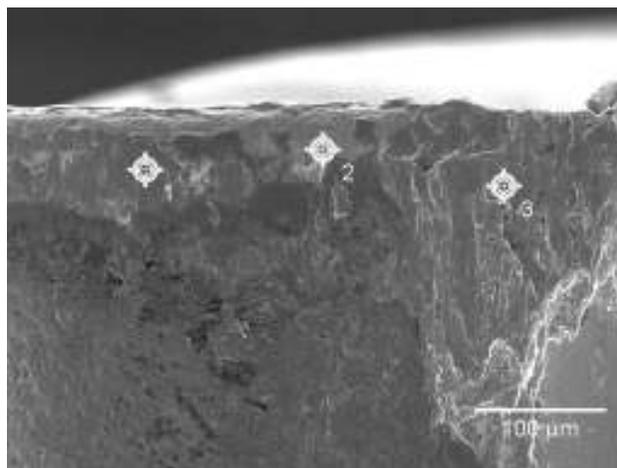
Figura 4.3 – Identificação das regiões da ferramenta analisadas no MEV

A Figura 4.4 mostra as imagens feitas por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) da ferramenta utilizada para usinar a liga com 0% Ni. Nos ensaios realizados com esse material o desgaste da superfície de folga ocorreu principalmente por arrancamento das partículas aderidas junto com partículas da ferramenta. Nas regiões onde o substrato da ferramenta está exposto não é possível notar riscos de origem abrasiva, mas sim uma superfície limpa, com aparência de arrancamento do material aderido na ferramenta. Nas demais regiões, nota-se material da peça aderido à superfície de folga da ferramenta. No ponto 2 da Figura 4.4B, onde se tem principalmente substrato exposto (ver tabela de EDS), muito provavelmente a camada de material da peça aderida tinha acabado de ser removida. Se a usinagem continuasse com essa ferramenta, este ponto seria novamente coberto com o material da peça. Pode-se concluir esta hipótese, pois as regiões vizinhas ao ponto 2 (pontos 1 e 3) estão repletos de material da peça aderido (Fe e Cr). Há que se tentar explicar como elementos do material da peça estão aderidos à superfície de folga da ferramenta. Eles não são provenientes diretamente da peça em contato com esta superfície. Provavelmente, devido às altas pressões normais, parte do cavaco foi extrudado entre aresta de corte e peça e o atrito entre superfície de folga e peça fez com que esse cavaco extrudado aderisse à superfície de folga. Este material aderido era removido ciclicamente pelo atrito com a peça, dando lugar à mais material de cavaco extrudado e, com isso, causando desgaste da ferramenta.

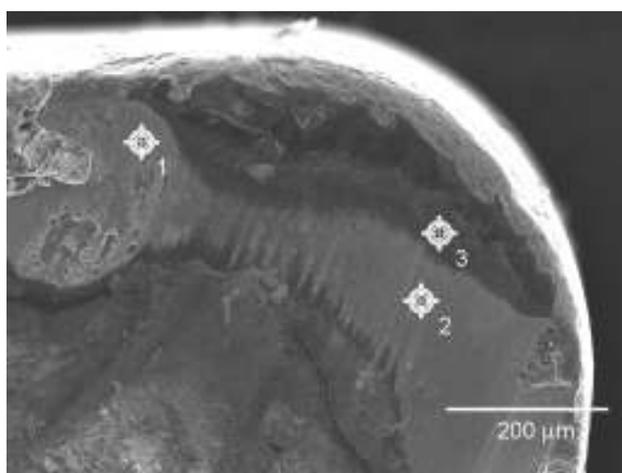
Analisando a superfície de saída da ferramenta (Figura 4.4C) nota-se a existência de um desgaste mais acentuado na aresta de corte, uma região praticamente intacta próxima à aresta (ponto 3 da Figura 4.4C – onde quase que exclusivamente se tem titânio da camada de cobertura) e logo após esta, uma região mais desgastada (pontos 1 e 2 da Figura 4.4C), que está repleta de material do substrato da ferramenta e pouca quantidade de material da peça. Porém esse desgaste não comprometeu a vida da ferramenta, pois o desgaste que determinou o fim da vida da ferramenta foi aquele da superfície de folga.



A – vista geral da superfície de folga desgastada



B – detalhe de parte da superfície de folga desgastada



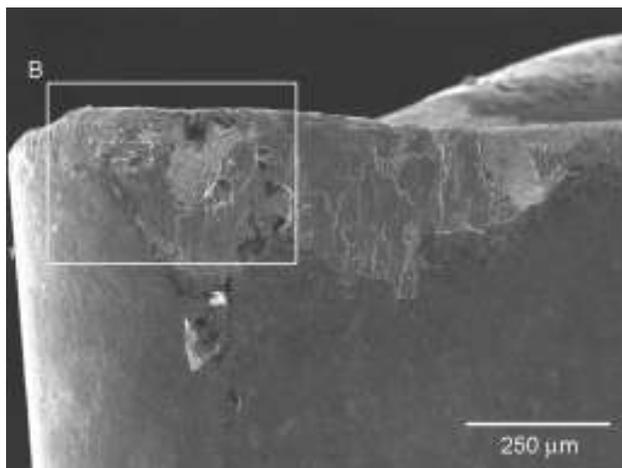
C – vista geral da superfície de saída desgastada

	Ti	Cr	Fe	Co	W
Folga_pt1		18	82		
Folga_pt2		2	4		93
Folga_pt3		18	82		
Saída_pt1		2	8	6	83
Saída_pt2		5	3	25	67
Saída_pt3	95	1	3		

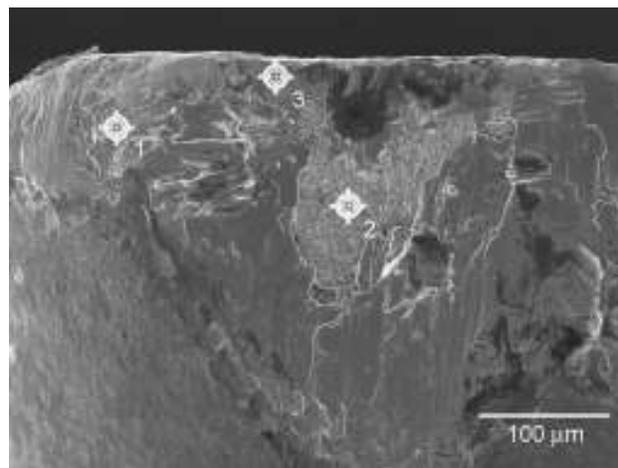
Figura 4.4 - Imagem de Microscopia Eletrônica de Varredura – material 0%Ni - e valores obtidos na análise EDS

A Figura 4.5 mostra as imagens feitas por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) da ferramenta utilizada para usinar a liga com 10% Ni. Nos ensaios realizados com este material aparentemente também ocorreu desgaste por adesão e arrancamento como principal mecanismo de desgaste da superfície de folga da ferramenta. De novo se vê uma região com o substrato da ferramenta bastante exposto (Co e W – ponto 2 da Figura 4.5B) vizinho a regiões cobertas por adesão de material da peça (Fe, Cr e Ni – pontos 1 e 3)

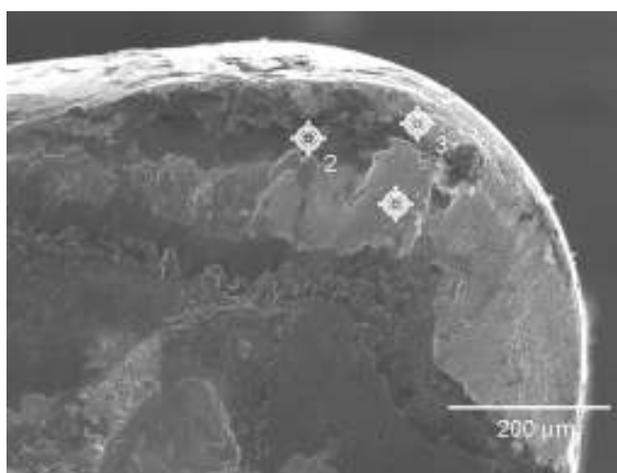
De um modo geral, a superfície de saída da ferramenta apresentou uma pequena região ainda com cobertura próxima da aresta de corte (Ti e Al – ponto 2 da Figura 4.5C) e uma grande região expondo o substrato da ferramenta, com algum resíduo de material da peça (ponto 1 da Figura 4.5C). Dado o aspecto liso da área que contem o ponto 1 e a pequena presença de material da peça, pode-se dizer que este desgaste se deu por difusão.



A – vista geral da superfície de folga desgastada



B – detalhe de parte da superfície de folga desgastada



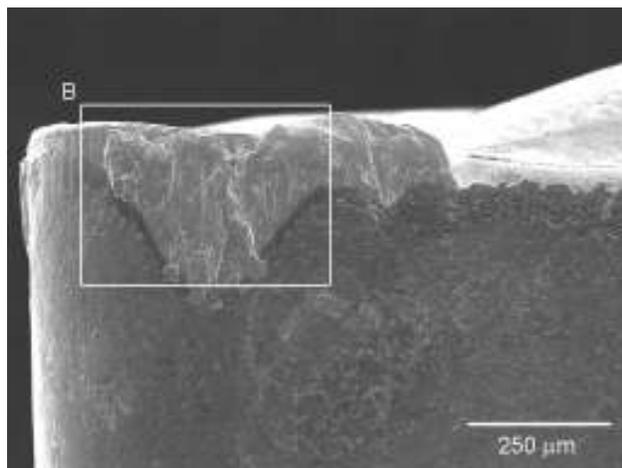
C – vista geral da superfície de saída desgastada

	Al	Ti	Mn	Cr	Fe	Ni	Co	W
Folga_pt1				18	73	9		
Folga_pt2		1		2	6		3	88
Folga_pt3		1		18	72	9		
Saída_pt1				1	2		8	87
Saída_pt2	12	70	3	7	7			
Saída_pt3								100

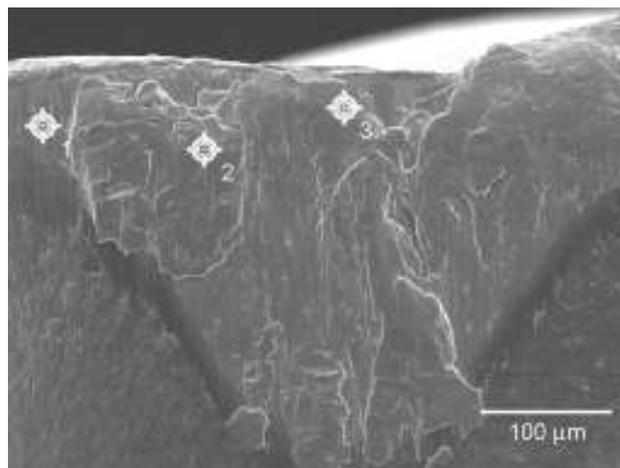
Figura 4.5 – Imagem de Microscopia Eletrônica de Varredura – material 10%Ni - e valores obtidos na análise EDS

A Figura 4.6 mostra as imagens feitas por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) da ferramenta utilizada para usinar a liga com 20% Ni. Nesse material, a região desgastada da superfície de folga encontrou-se totalmente impregnada com o material da peça, sem nenhum ponto com substrato ou revestimento exposto, não se podendo dessa forma garantir o mecanismo de desgaste. Porém, dado à elevada presença de material da peça em todos os pontos da região de desgaste, há que se supor que o arrancamento de partículas aderidas foi o responsável pelo desgaste.

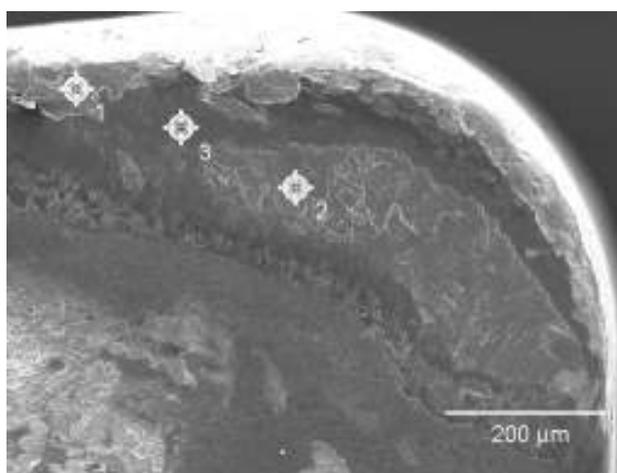
A superfície de saída encontrava-se com bastante material do cavaco aderido e região com material da camada de cobertura exposta, sem nenhuma região com material de substrato exposto. Assim, pode-se concluir que o desgaste desta superfície foi bem pequeno, menor que a espessura do revestimento. Pode-se afirmar isto, pois, quando na análise EDS consegue-se ver algum elemento que não pertença ao material da peça, este é o titânio, presente no revestimento.



A – vista geral da superfície de folga desgastada



B – detalhe de parte da superfície de folga desgastada



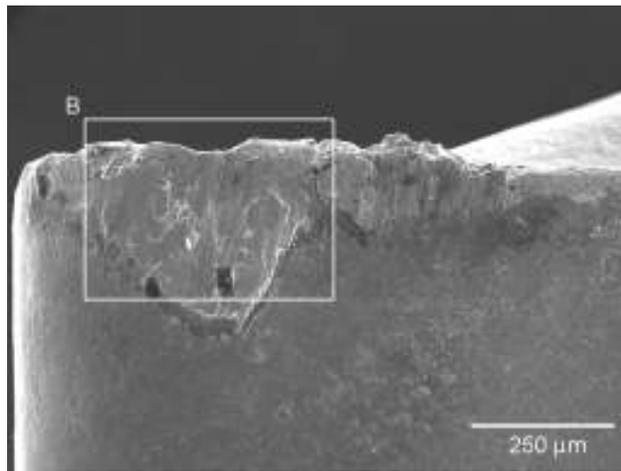
C – vista geral da superfície de saída desgastada

	Ti	Cr	Fe	Ni
Folga_pt1		20	58	21
Folga_pt2		18	61	20
Folga_pt3		19	60	21
Saída_pt1	1	18	61	18
Saída_pt2		18	60	20
Saída_pt3	72	6	16	5

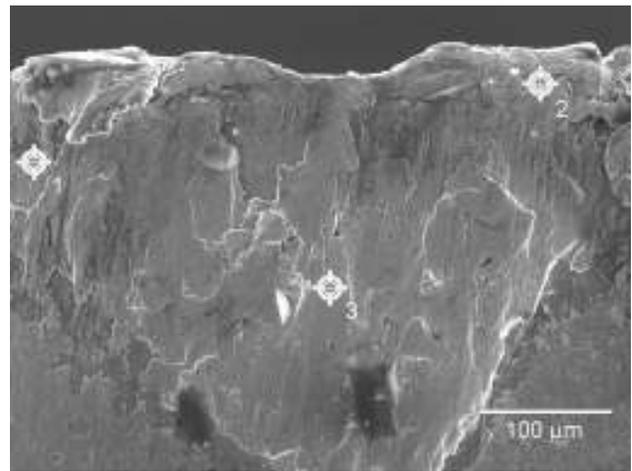
Figura 4.6 – Imagem de Microscopia Eletrônica de Varredura – material 20%Ni e valores obtidos na análise EDS

A Figura 4.7 mostra as imagens feitas por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) da ferramenta utilizada para usinar a liga com 30% Ni. Neste ensaio a superfície de folga da ferramenta também se encontrava totalmente impregnada com o material da peça. Pode-se perceber que a camada aderida se torna maior e não dá para notar o mecanismo que causou este desgaste. Uma possibilidade seria a limpeza da ferramenta com ácido para a remoção da camada aderida, desta forma, revelando o desgaste abaixo desta camada.

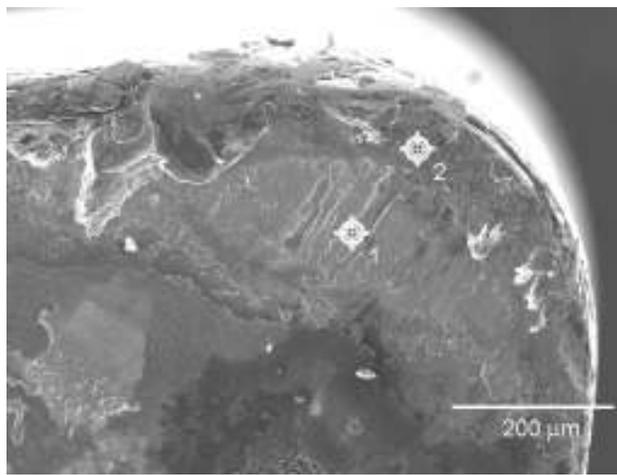
De novo, na superfície de saída nota-se em todos os pontos medidos a presença de material do cavaco aderido. Pode-se ver, como ocorreu na usinagem da liga com 20% Ni que não houve desgaste nessa superfície, pois quando se vê algum elemento que não pertença ao material do cavaco, ele pertence ao material do revestimento (Ti).



A – vista geral da superfície de folga desgastada



B - detalhe de parte da superfície de folga desgastada



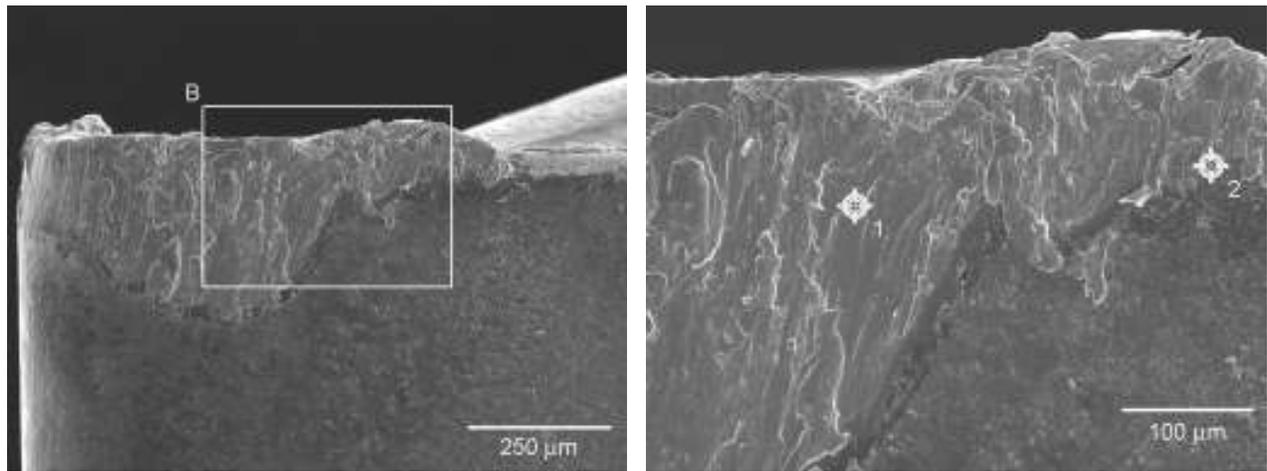
C – vista geral da superfície de saída desgastada

	Ti	Cr	Fe	Ni
Folga_pt1	4	32	55	9
Folga_pt2		18	52	30
Folga_pt3		19	51	30
Saída_pt1		19	52	29
Saída_pt2	22	17	38	22

Figura 4.7 – Imagem de Microscopia Eletrônica de Varredura – material 30%Ni e valores obtidos na análise EDS

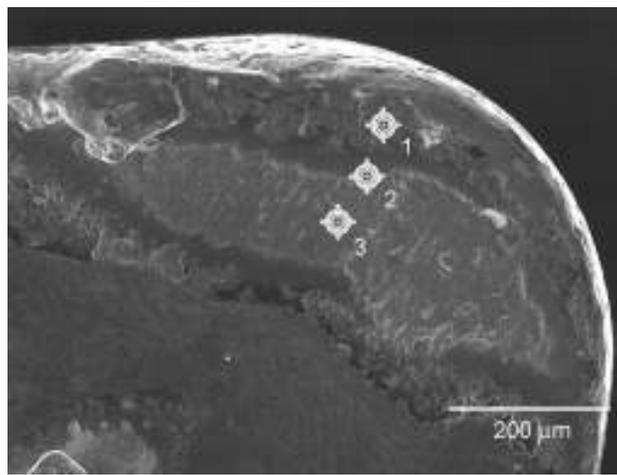
A Figura 4.8 mostra as imagens feitas por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) da ferramenta utilizada para usinar a liga com 40% Ni. Para este material também a superfície de folga encontrou-se totalmente impregnada com material da peça. Mas com certeza houve um grande desgaste. A medida que a ferramenta era utilizada no corte, a largura desta camada aderida crescia, mostrando que a superfície da ferramenta estava se modificando (em outras palavras, desgastando-se), propiciando que esta aderência de material fosse cada vez maior. Novamente não se pode precisar qual foi o mecanismo de desgaste, pois não se vê o que existe por baixo da camada aderida, mas existe uma forte suspeita que esta aderência causava arrancamento freqüente de partículas da ferramenta a medida que era removida pelo atrito com a peça e substituída por nova camada de material que se aderiu à superfície de folga da ferramenta.

A superfície de saída da ferramenta para este material apresentava um pouco de material aderido, mas aparentemente sem desgaste, expondo material do revestimento (Ti) ao lado do material da peça aderido.



A – vista geral da superfície de folga desgastada

B – detalhe de parte da superfície de folga desgastada



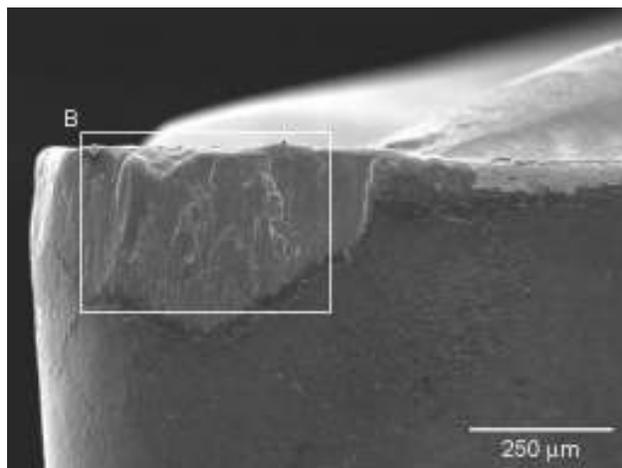
C – vista geral da superfície de saída desgastada

	Ti	Cr	Fe	Ni	W
Folga_pt1		18	41	39	
Saída_pt1	8	59	20	12	
Saída_pt2	76	3	4	6	9
Saída_pt3		18	42	39	

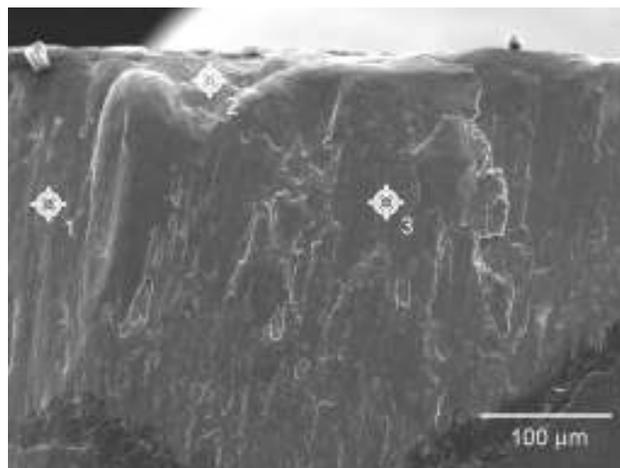
Figura 4.8 – Imagem de Microscopia Eletrônica de Varredura – material 40%Ni e valores obtidos na análise EDS

A Figura 4.9 mostra as imagens feitas por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) da ferramenta utilizada para usinar a liga com 50% Ni. Neste material também a região desgastada da superfície de folga encontrava-se quase totalmente coberta por material da peça. No entanto, no ponto 2 da Figura 4.9B, pode-se notar que houve um arrancamento da camada aderida, expondo bastante o substrato da ferramenta (W), mostrando que o mecanismo causador do desgaste foi a adesão e arrancamento de partículas.

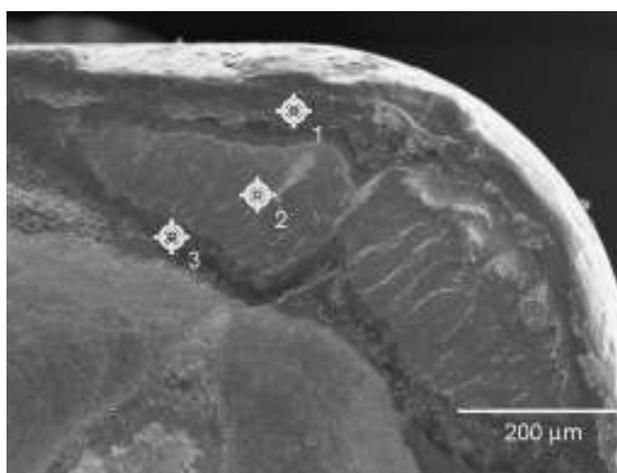
A superfície de saída apresentava regiões com material aderido e com material do revestimento, o que indica que não ocorreu desgaste de cratera significativo.



A – vista geral da superfície de folga desgastada



B – detalhe de parte da superfície de folga desgastada

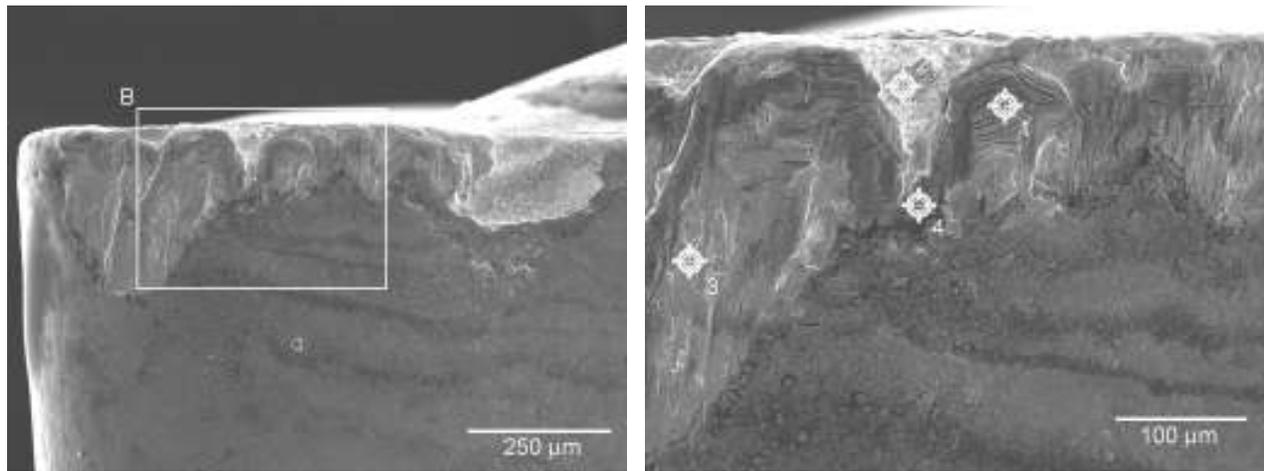


C – vista geral da superfície de saída desgastada

	Ti	Cr	Fe	Ni	W
Folga_pt1		18	32	50	
Folga_pt2		1	3	2	92
Folga_pt3		18	32	49	
Saída_pt1	22	18	23	37	
Saída_pt2		18	33	49	
Saída_pt3	68	6	10	15	

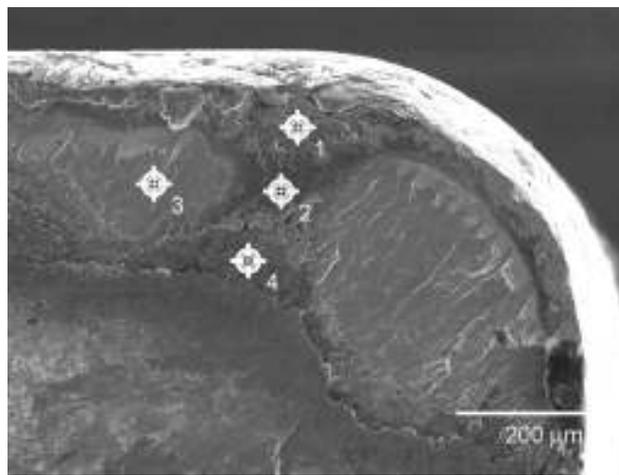
Figura 4.9 – Imagem de Microscopia Eletrônica de Varredura – material 50%Ni e valores obtidos na análise EDS

A Figura 4.10 mostra as imagens feitas por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) da ferramenta utilizada para usinar a liga com 60% Ni. Neste material a ferramenta também se apresentou quase completamente coberta por material da peça, com algumas regiões expondo o substrato (ponto 2 da Figura 4.10B), mostrando que houve arrancamento de partículas aderidas na superfície de folga. Novamente na superfície de saída vê-se que a aderência de material do cavaco não provocou desgaste, já que quando se vê elementos da ferramenta nesta superfície (pontos 2 e 4 da Figura 4.10C), eles são pertencentes ao revestimento.



A – vista geral da superfície de folga desgastada

B – detalhe de parte da superfície de folga desgastada



C – vista geral da superfície de saída desgastada

	Ti	Al	Cr	Fe	Ni	W
Folga_pt1			18	22	58	
Folga_pt2						98
Folga_pt3			18	21	61	
Folga_pt4	85		2	1	4	6
Saída_pt1		55	18	21	60	
Saída_pt2	36		2	1	3	
Saída_pt3		2	18	20	60	
Saída_pt4	83		6	3		

Figura 4.10 – Imagem de Microscopia Eletrônica de Varredura – material 60%Ni e valores obtidos na análise EDS

De um modo geral, o desgaste de flanco da ferramenta foi similar para todas as ligas com níquel. Não se pode afirmar que, inicialmente, o desgaste aconteceu por este ou aquele mecanismo, pois com a superfície desgastada da ferramenta totalmente coberta por material da peça, não fica clara a presença de abrasão ou difusão. O processo de desgaste da superfície de folga foi por arrancamento de partículas aderidas na superfície da ferramenta, pelo menos no fim da vida da ferramenta. O desgaste de origem abrasiva deve ter incentivado esta adesão. Provavelmente o desgaste inicial mais lento (ver Figura 4.2) seja em função do desgaste abrasivo na camada de cobertura da ferramenta, seguido então de um desgaste mais acelerado, ocasionado pela adesão mais forte do material da peça devido às imperfeições na superfície de folga da ferramenta causadas pelo desgaste inicial. À medida que o teor de níquel foi aumentado, a adesão cresceu de tal maneira que não era mais possível ver o que havia por baixo da camada aderida na superfície de folga, em alguns casos. Porém é claro que, pelo menos perto do fim da vida da ferramenta o mecanismo de desgaste mais importante foi o arrancamento de partículas da ferramenta junto com a camada aderida.

Para as ligas com 0% e 10% Ni houve algum desgaste de cratera causado por difusão. Já nas outras ligas não houve desgaste de cratera, ou então este foi residual, provavelmente em função do menor tempo de usinagem ocasionado pelo desgaste mais acelerado. Houve adesão de material do cavaco sobre a superfície de saída não desgastada (ainda com cobertura) a partir da liga com 20% Ni. Isto mostra que para as ligas com maior teor de níquel a cobertura não foi capaz de diminuir o atrito a tal ponto de evitar a adesão devido à alta pressão de corte nesta superfície e à alta ductilidade das ligas. Porém, a cobertura foi capaz de fazer com que esta adesão não fosse muito forte, e assim, não causasse desgaste de cratera acentuado por arrancamento de partículas. Nestas ferramentas, a camada de cobertura ainda estava presente sobre a superfície de saída, mesmo ao fim de suas vidas.

4.1.3 – Comparação dos resultados de usinagem com as propriedades dos materiais

A caracterização microestrutural das ligas recebidas revelou que a liga com 0% de níquel é totalmente ferrítica, enquanto as ligas com níquel se apresentaram totalmente austeníticas,

independente do teor de Ni. As observações microscópicas não revelaram presença de precipitados.

Para a caracterização mecânica dos materiais em estudo foram realizados diversos ensaios mecânicos, como tração, dureza e impacto. Estes ensaios foram realizados pelo aluno do Departamento de Engenharia de Materiais da Faculdade de Engenharia Mecânica da UNICAMP, Franco de Castro Bubani, sob orientação do Professor Paulo Roberto Mei. Neste trabalho serão mostrados apenas os dados obtidos nos ensaios de tração. Os demais resultados obtidos nos ensaios de dureza e impacto não mostraram diferenças significativas que, para efeito de comparação, possam trazer qualquer tipo de explicação para os resultados obtidos durante a usinagem.

Os resultados obtidos nos ensaios de tração são apresentados na Figura 4.11. Os ensaios de tração foram realizados à temperatura ambiente e a 350°C, com o intuito de estudar o efeito do aumento da temperatura sobre o comportamento das ligas.

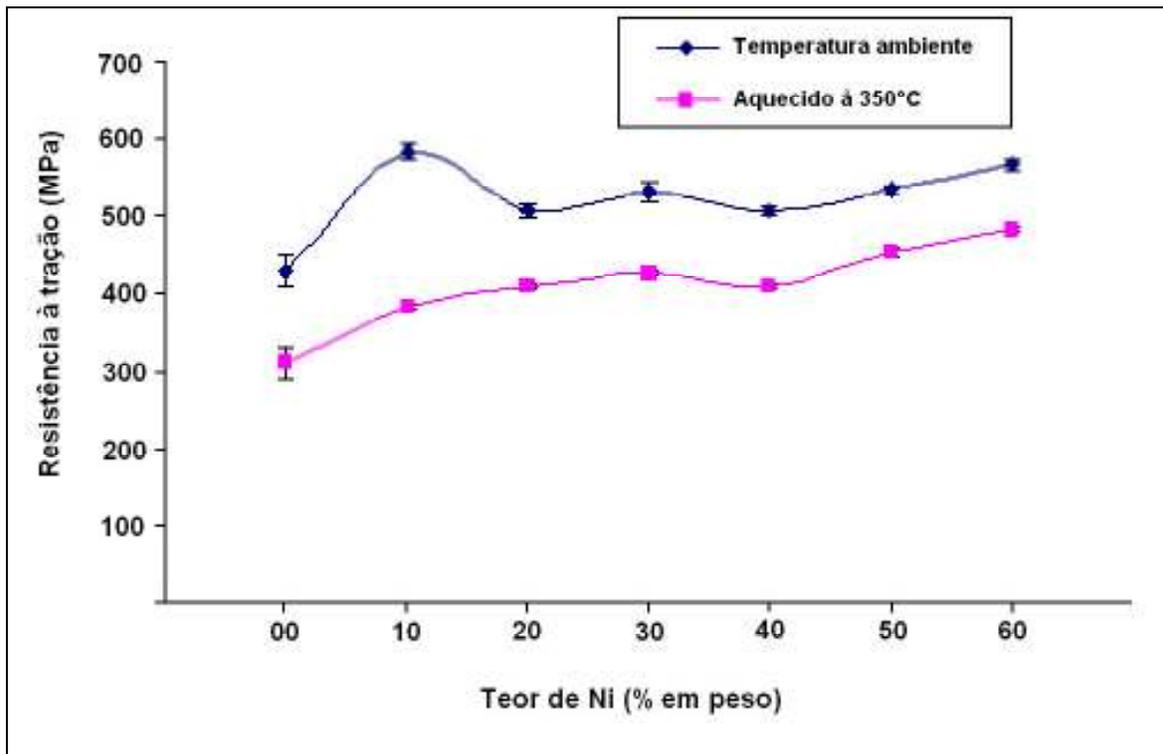


Figura 4.11 - Valores da tensão máxima à tração em função do teor de níquel para as ligas estudadas.

A Figura 4.11 mostra como os valores da resistência à tração (limite de resistência mecânica) se comportam em função da variação da quantidade de níquel para as ligas em estudo, nas temperaturas de ensaio. Como se pode observar, a liga ferrítica (0% Ni) apresenta o menor valor para esta propriedade mecânica, sendo que o efeito da adição de maiores quantidades de níquel foi significativo para esta propriedade, tanto nos ensaios realizados à temperatura ambiente como para os realizados a 350°C. Da figura observa-se tendência de aumento da resistência mecânica do material à medida que se aumenta o teor de níquel das ligas. Pode-se inferir deste resultado que, com o aumento da resistência a tração, aumentava-se também a tensão necessária para a retirada do cavaco. Isto pode ser comprovado pelos resultados da potência de corte consumida em cada ensaio (ver Figura 4.12), que apresenta crescimento similar àquele ocorrido com a resistência à tração. Este aumento da resistência à retirada do cavaco pode apontar uma das razões para a redução da vida da ferramenta com o aumento do teor de Ni. Muito provavelmente, o aumento da tensão necessária para o corte, aumentava o encruamento das ligas que são bastante dúcteis, o que causava aderência mais forte entre material da peça e ferramenta à medida que o teor de níquel crescia, o que incentivava o crescimento do mecanismo de “attrition”(aderência e arrancamento de partículas da ferramenta). Os valores obtidos de limite de resistência a tração não são capazes de justificar a melhor usinabilidade da liga com 30% Ni, que, inclusive, apresentam maiores valores para esta propriedade.

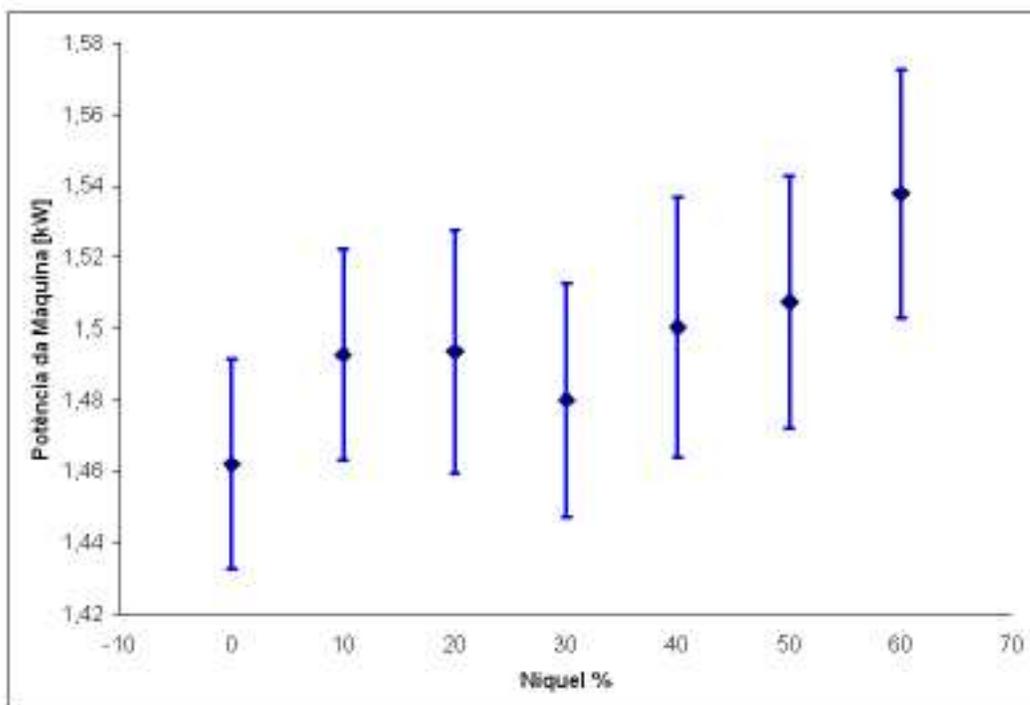


Figura 4.12 - Valores médios de potência de máquina em função do teor de níquel durante os primeiros 5 minutos de corte para as 7 ligas

Ainda analisando-se a Figura 4.12, pode-se ver que como se trata de medida de potência total da máquina em condição de acabamento, a dispersão dos valores obtidos foi grande. No entanto, pode-se notar que a liga com 30% Ni apresentou valores um pouco menores de potência consumida para o corte, o que está de acordo com o alto valor obtido para a vida da ferramenta. Ainda não se conhece a causa desse comportamento, que pode ser devido a alguma mudança de estrutura ou formação de precipitados, induzidos pela deformação imposta durante o processo de usinagem. A verificação de mudanças na microestrutura será feita no estudo paralelo.

Os valores de ductilidade calculados a partir dos resultados de alongamento nos ensaios de tração são apresentados na Figura 4.13.

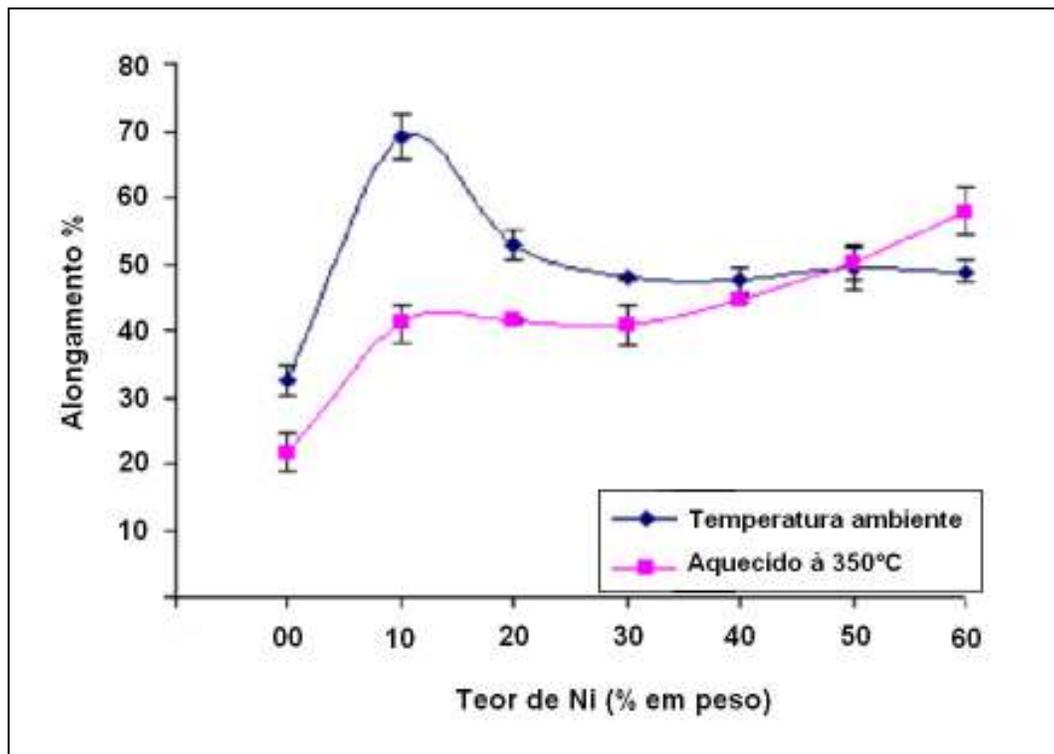


Figura 4.13 - Valores médios de ductilidade em função do teor de níquel para as 7 ligas

A Figura 4.13 mostra que os valores da ductilidade variam em função do teor de níquel para as ligas em estudo. Também para a ductilidade, a liga ferrítica (0% Ni) apresenta o menor valor, sendo que o efeito da adição de níquel foi significativo para esta propriedade. Mostra ainda que, em temperatura ambiente, a liga com 10% de níquel é a que possui o maior valor de ductilidade e que o teor de níquel não influencia na ductilidade a partir de 20%. Já nos ensaios realizados a 350°C, o efeito do níquel é bastante significativo e observa-se tendência de aumento da ductilidade do material à medida que se aumenta o teor de níquel das ligas. Este comportamento é exatamente o inverso do que ocorreu com a vida da ferramenta que diminuiu com o aumento do teor de níquel (exceção feita à liga de 30% Ni, como se viu na Figura 4. 1). Aqui então se tem mais uma razão (provavelmente a mais forte) para a queda da vida da ferramenta com o aumento do teor de níquel do material da peça: como a região de formação do cavaco estava em alta temperatura (maior que os 350°C dos ensaios de tração) o aumento do teor de Ni, aumenta a capacidade de deformação da liga em usinagem. Assim, a área ocupada pelo

material da peça/cavaco sobre a ferramenta era maior e, também devido à maior resistência mecânica vista na Figura 4.12, a força de adesão do material na ferramenta também era maior. Estas propriedades somadas faziam com que o mecanismo de aderência e arrancamento de partículas da ferramenta que, como visto, foi o principal causador de seu desgaste, fosse incentivado com o aumento do Ni. Viu-se nas Figuras 4.4 a 4.10, que, com o aumento do teor de níquel da liga, as ferramentas não apresentavam mais nenhuma região de substrato exposto, mas somente muito material da peça/cavaco aderido. Essa maior capacidade de adesão, associada a maior resistência mecânica, justifica o aumento do desgaste com a elevação do teor de níquel das ligas estudadas. Estes resultados também mostram que, entre as ligas com níquel, o menor valor para esta propriedade em temperatura elevada é apresentado pela liga 30% Ni, e talvez em temperaturas maiores, esta se diferencie mais, justificando, em parte, as maiores vidas conseguidas para a ferramenta com este material.

4.1.4 – Ensaio para verificação do desgaste ao longo da vida da ferramenta

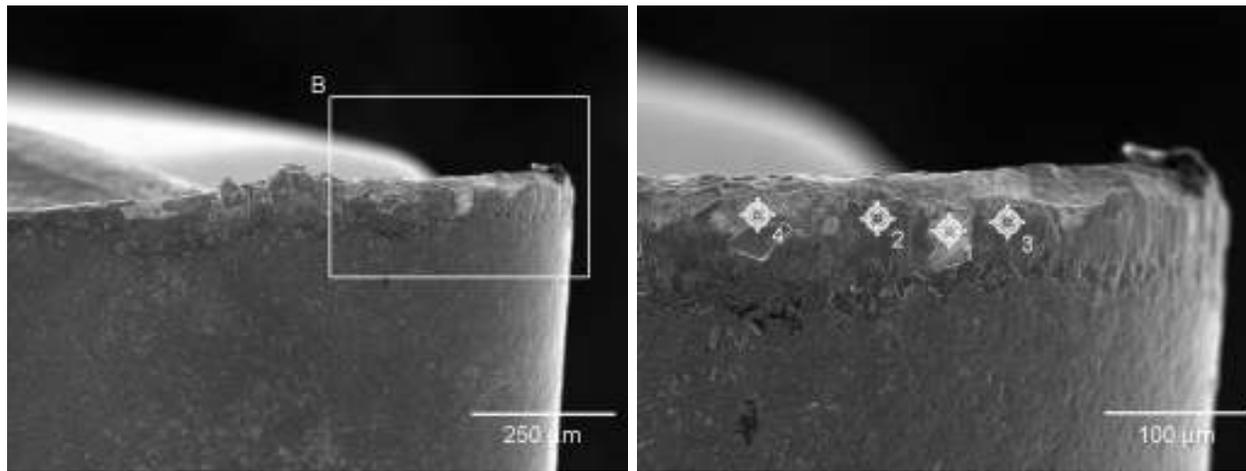
Na verificação dos desgastes conseguidos nos ensaios encontrou-se muito material aderido nas regiões desgastadas das ferramentas ao fim de suas vidas, não sendo claro o mecanismo que iniciou o desgaste das mesmas.

Desta forma, tornou-se necessária a realização de um ensaio para a verificação do mecanismo de desgaste ao longo da vida da ferramenta. Para isto, realizou-se um ensaio nas mesmas condições de um dos ensaios já realizados porém, ao longo da vida da ferramenta, ao invés dela ser levada sistematicamente ao microscópio ótico, ela era levada ao Microscópio Eletrônico de Varredura para verificação e análise do desgaste.

Para este ensaio foi escolhido, aleatoriamente, o material com 40% Ni. Como as condições de usinagem foram as mesmas dos ensaios iniciais, com o tempo previsto de vida da ferramenta de aproximadamente 20 minutos, as verificações no MEV foram realizadas a cada 5 minutos de tempo efetivo de corte. Como na análise anterior verificou-se que o desgaste de cratera praticamente não ocorreu, ou se ocorreu, era muito pequeno, não sendo o fator que determinava o fim da vida da ferramenta, somente fotos da superfície de folga foram obtidas neste ensaio.

As fotos obtidas no MEV, os valores obtidos na análise EDS e as discussões destes resultados são apresentadas a seguir.

A Figura 4.14 mostra as imagens feitas por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) da ferramenta após usinar a liga com 40% Ni durante 5 minutos. Através da Figura 4.14B pode-se verificar que o valor do desgaste de flanco V_B é pouco menor que 100 μm . Neste momento do ensaio pode-se notar que a aresta da ferramenta encontrava-se com regiões onde o revestimento já havia sido arrancado (pontos 1 e 4 da Figura 4.14B), vizinhas a regiões com material da peça aderido (ponto 2 da Figura 4.14B) e regiões com revestimento (ponto 3 da Figura 4.14B). Aparentemente, para este material o desgaste se inicia com a adesão e arrancamento de partículas da ferramenta junto com o material do cavaco preso à superfície de folga (o cavaco era extrudado entre aresta de corte e peça e, então, aderida à superfície de folga), não sendo clara a presença de riscos de origem abrasiva e nem difusão. Ao contrário do que se supunha, a adesão de material sobre a ferramenta, não se dá após algum desgaste já ter ocorrido por abrasão, por exemplo, e a camada de revestimento já ter sido removida. A aderência ocorreu sobre a camada de cobertura e ela mesma foi a responsável pela remoção desta camada e a conseqüente exposição do substrato. Isto pode ser comprovado pela análise EDS do ponto 3, onde se vê ainda bastante material da cobertura (Ti), mas já se vê algum material do substrato (W e Co).



A – vista geral da superfície de folga desgastada

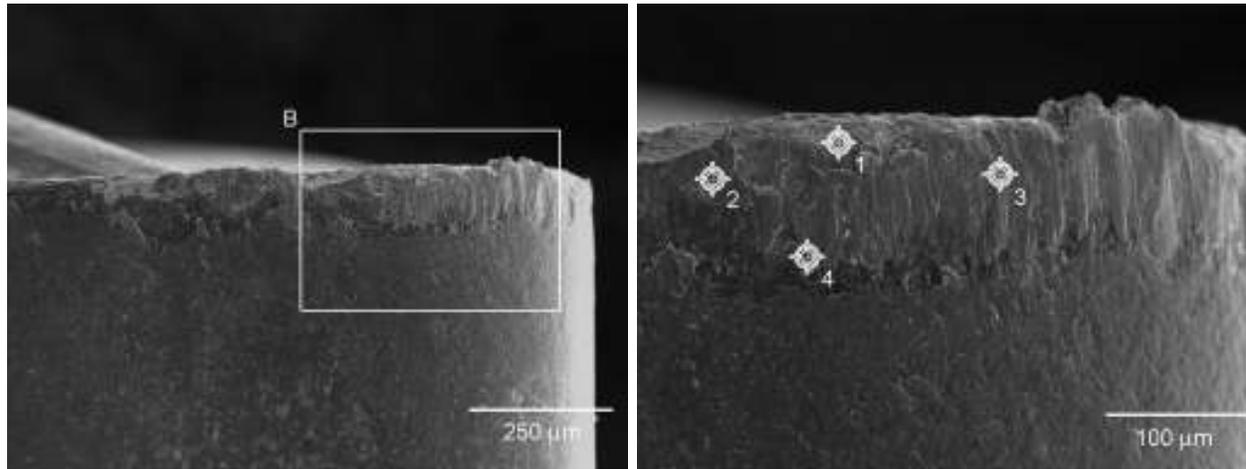
B – detalhe de parte da superfície de folga desgastada

	Ti	Cr	Fe	Co	Ni	W
Folga_pt1	3	1	2	7		85
Folga_pt2		17	40		37	5
Folga_pt3	75	5	3	3	4	10
Folga_pt4				4		94

Figura 4.14 – Imagem de Microscopia Eletrônica de Varredura – material 40%Ni e valores obtidos na análise EDS – após 5 minutos de usinagem

A Figura 4.15 mostra as imagens feitas por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) da ferramenta após usar a liga com 40% Ni por 10 minutos. Pode-se ver na Figura 4.15B que o desgaste de flanco já ultrapassou 100 µm. Neste momento do ensaio pode-se notar que a aresta da ferramenta encontrava-se novamente com regiões de substrato exposto (ponto 1 da Figura 4.15B), vizinhas a regiões com material da peça aderido (ponto 2 e 3 da Figura 4.15B) e regiões com revestimento (ponto 4 da Figura 4.15B). Esta região com revestimento se encontrava na fronteira da região desgastada. Aparentemente a adesão e arrancamento de partículas da ferramenta junto com o material do cavaco, continua sendo o mecanismo predominante. Porém, comparando-se com a figura em que a ferramenta havia cortado somente por 5 min (Figura 4.14), vê-se que a exposição do substrato diminui e a adesão de material da peça aumentou. É lógico supor que abaixo destas camadas de material aderido já se encontra mais substrato que quando a

ferramenta somente tinha usinado por 5 minutos, pois o desgaste se intensificou. Porém, com o aumento do desgaste, aumentou também a aderência de material, pois já se tinha uma superfície muito menos lisa, do interior da ferramenta, livre de óxidos, o que facilitava sua ocorrência.



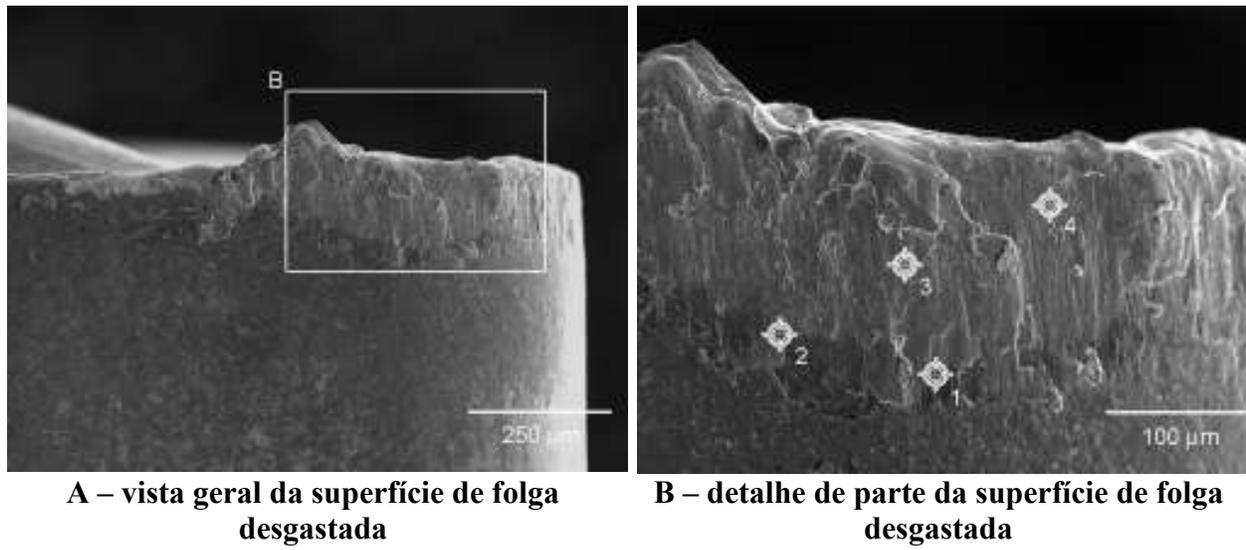
A – vista geral da superfície de folga desgastada

B – detalhe de parte da superfície de folga desgastada

	Al	Si	Ti	Cr	Fe	Ni	W
Folga_pt1		12	16	4	10	9	48
Folga_pt2				16	39	38	6
Folga_pt3				18	40	40	
Folga_pt4	26		62	4	3	3	1

Figura 4.15 – Imagem de Microscopia Eletrônica de Varredura – material 40%Ni e valores obtidos na análise EDS – após 10 minutos de usinagem

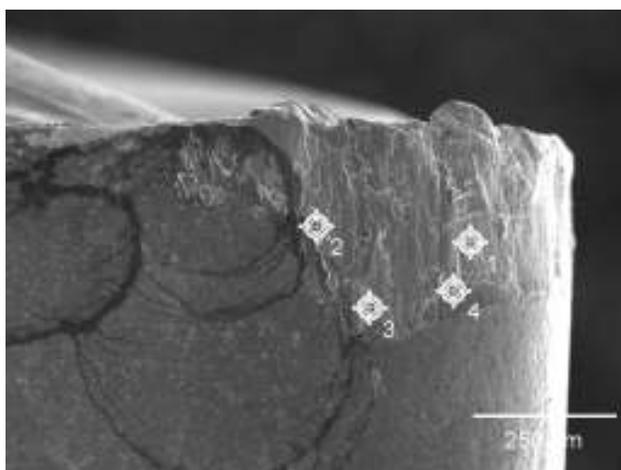
A Figura 4.16 mostra as imagens feitas por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) da ferramenta após usinar a liga com 40% Ni por 15 minutos. Pode-se ver na Figura 4.16B que o desgaste de flanco está próximo a 200 µm. Neste momento do ensaio pode-se notar que a aresta da ferramenta encontrava-se totalmente coberta por material da peça, apresentando um desgaste bem maior que na imagem anterior. Praticamente não se nota material do substrato da ferramenta na região desgastada, pois ele está totalmente coberto por material da peça. O ponto em que se vê material da camada de cobertura (ponto 1) está localizado na periferia do desgaste, onde a aderência já era bem menor.



	Al	Ti	Cr	Fe	Ni	W
Folga_pt1	2	93	1			1
Folga_pt2		60	8	15	14	1
Folga_pt3			18	41	39	
Folga_pt4			18	41	39	

Figura 4.16 – Imagem de Microscopia Eletrônica de Varredura – material 40%Ni e valores obtidos na análise EDS – após 15 minutos de usinagem

A Figura 4.17 mostra as imagens feitas por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) da ferramenta após usinar a liga com 40% Ni por 20 minutos. Neste momento o desgaste da ferramenta já alcançou o critério de fim de vida adotado ($VB_B \geq 0,3$ mm) e pode-se notar que a aresta da ferramenta encontrava-se totalmente coberta por material da peça. De novo, os pontos em que se vê material da cobertura (pontos 3 e 4) são pontos periféricos da região de desgaste. Interessante notar que não se vê substrato exposto nesta foto. Porém, pode-se supor que, como esta camada aderida é renovada freqüentemente, muitas partículas da ferramenta já tinham sido removidas junto com a remoção desta camada, expondo o substrato. Além disso, como havia substrato exposto nas fotos do desgaste da ferramenta após 5 e 10 min de corte (Figuras 4.14 e 4.15), é lógico concluir que a remoção de partículas do substrato aumentou e, embaixo do material da peça aderido, encontra-se substrato e não mais camada de cobertura.



A – vista geral da superfície de folga desgastada

	Al	Ti	Cr	Fe	Ni	W
Folga_pt1			18	41	40	
Folga_pt2			18	41	40	
Folga_pt3	17	80		1		1
Folga_pt4	56	35	3	3	2	1

Figura 4.17 – Imagem de Microscopia Eletrônica de Varredura – material 40%Ni e valores obtidos na análise EDS – após 20 minutos de usinagem

Como resultado deste ensaio complementar, pode-se dizer que, pelo menos para as ligas com alto teor de níquel, o mecanismo de desgaste predominante é o de adesão e arrancamento do material do cavaco, que carrega consigo partículas da ferramenta, desde o início da vida da ferramenta.

Pelos ensaios, não notou-se forte formação de riscos abrasivos na superfície de folga da ferramenta, nem aparente difusão, o que leva a crer que o níquel presente nas ligas aumenta a capacidade do material aderir na ferramenta, mesmo quando esta ainda apresenta material de cobertura.

4.1.5 – Rugosidade

As Figuras 4.18 e 4.19 mostram as curvas de rugosidade média e máxima em função do tempo de usinagem para cada liga testada. Pelas figuras pode-se notar que, entre os materiais com níquel, não existe grande diferença na rugosidade conseguida, e que esta, apesar de oscilar bastante, o faz em torno de um valor quase constante à medida que o desgaste da ferramenta aumenta. A exceção se deu para a liga ferrítica (0% Ni), que já inicia o ensaio com rugosidades maiores, que tendem a aumentar com o aumento do desgaste da ferramenta.

Os valores de rugosidade mais altos da liga com 0% Ni e sua tendência de aumento pode ser em função do desgaste da ferramenta, que conforme aumenta, aumenta também a irregularidade da aresta de corte. É interessante aqui lembrar que esta liga foi aquela em que havia menos material da peça aderido à ferramenta ao fim de sua vida. Durante a usinagem desta liga, o ruído foi muito maior que as demais e a potência consumida pela máquina foi relativamente menor (Figura 4.12).

Já para as ligas austeníticas, uma possível causa para a manutenção da rugosidade com o aumento do desgaste pode ser o material da peça, que aderido sobre a aresta de corte, mantém a geometria da ponta da ferramenta próxima da original.

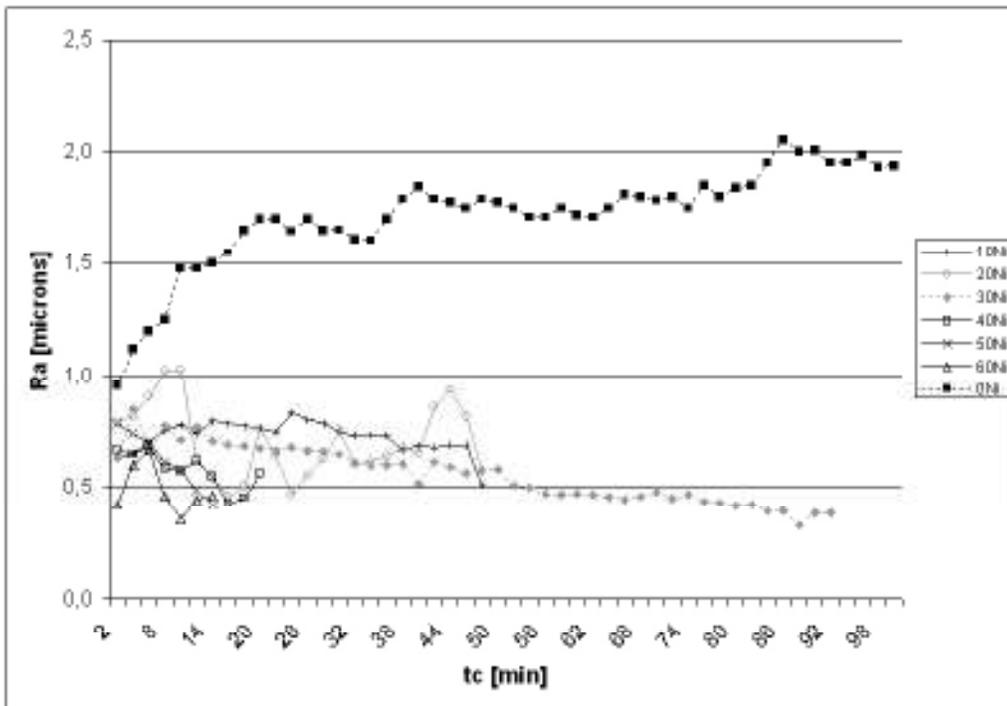


Figura 4.18 – Rugosidade média Ra em função do tempo para as 7 ligas.

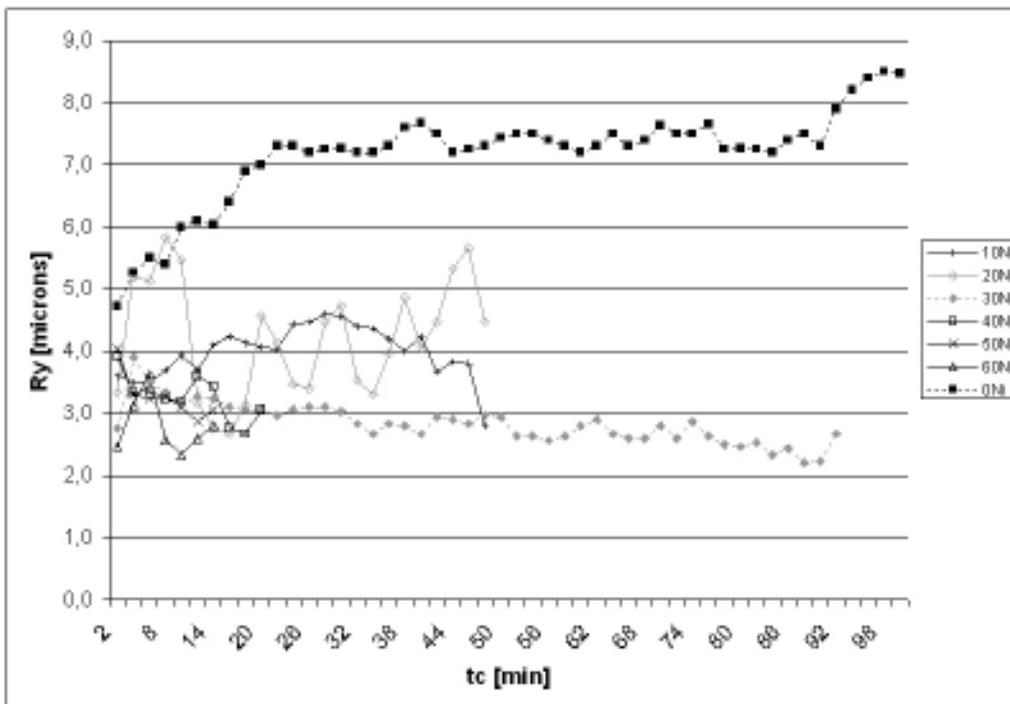


Figura 4.19 – Rugosidade máxima Ry em função do tempo para as 7 ligas.

4.2 – Ensaio complementares

Após análise dos ensaios anteriores foi feita uma comparação entre ferramentas e velocidades de corte a fim de se verificar se a influência desses fatores alteraria consideravelmente os resultados. Para esta parte do ensaio foi escolhida uma ferramenta positiva, que foi usada nas mesmas condições do ensaio inicial. Também foi testado um aumento de 30% na velocidade de corte. Todos os ensaios foram realizados com o material 10% Ni, por ser o mais usualmente usinado e por ter tido uma vida relativamente longa, possibilitando um aumento grande na velocidade de corte sem a obtenção de uma vida muito curta da ferramenta.

Estes ensaios mostraram que a utilização de velocidades de corte muito altas diminuem muito a vida da ferramenta, que não resistem aos esforços mecânicos e fraturam. Também pôde-se perceber que as ferramentas negativas apresentaram melhor desempenho nas duas situações.

4.2.1 – Vida da ferramenta

A Figura 4.20 mostra as médias dos resultados de vida da ferramenta (volume de cavaco usinado até a ferramenta atingir desgaste de flanco $VB_B = 0,3$ mm) obtidos nas condições testadas.

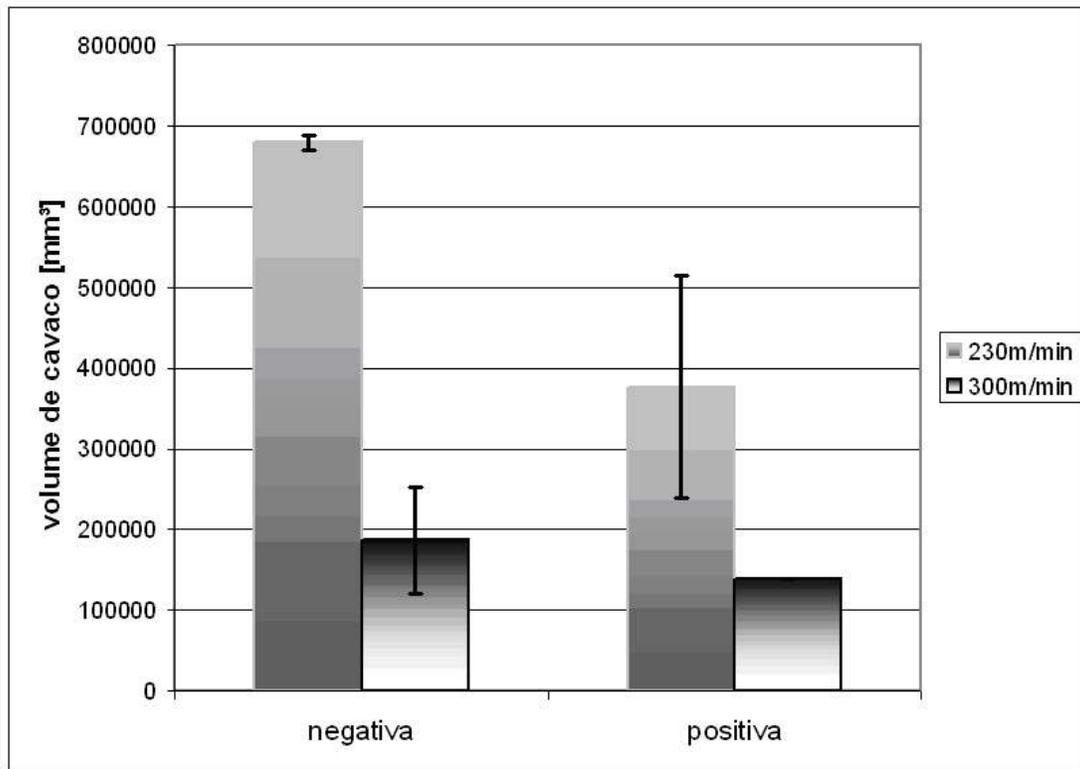


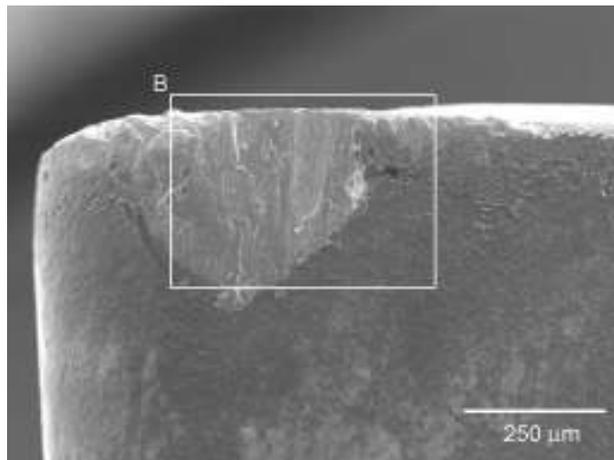
Figura 4.20 – Vida da ferramenta em volume de cavaco removido.

Como era de se esperar, o aumento da velocidade de corte causou uma forte queda na vida da ferramenta nas duas geometrias testadas. Porém, a forte influência da geometria da ferramenta na vida não era esperada. Mais ainda, esperava-se que a geometria positiva, por aumentar o ângulo de cisalhamento e assim diminuir a deformação do cavaco, iria diminuir o mecanismo de aderência e arrancamento de partículas e, assim, aumentar a vida da ferramenta em relação à geometria negativa. Porém, foi exatamente o oposto que ocorreu. Para se tentar entender porque a geometria da ferramenta foi de tamanha influência em sua vida, no próximo item realizar-se-á uma análise minuciosa dos mecanismos de desgaste.

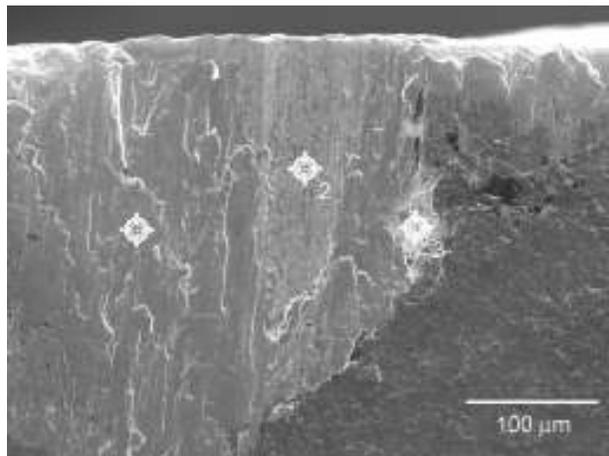
4.2.2 – Mecanismos de desgaste

A Figura 4.21 mostra as imagens feitas por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) da ferramenta positiva após usinar a liga com 10% Ni com velocidade de corte de 230 m/min. Neste ensaio, a ferramenta se apresentou quase completamente coberta por material da peça, com algumas regiões expondo o substrato (ponto 3 da Figura 4.21B), mostrando que houve arrancamento de partículas aderidas.

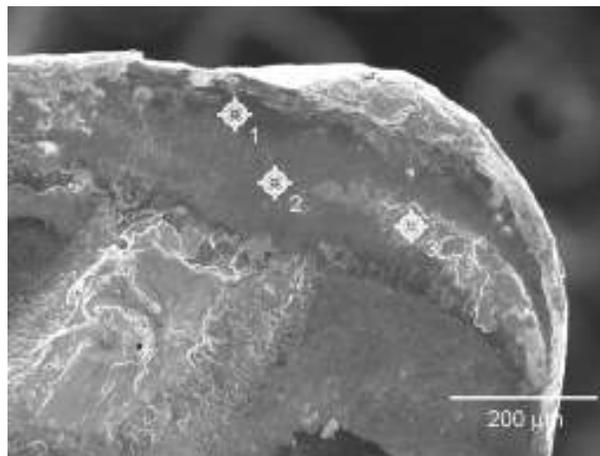
Na superfície de saída houve desgaste pequeno, pois nas regiões onde se vê o substrato (ponto 3 da Figura 4.21C), também se vê material do revestimento, mostrando que o revestimento não tinha sido totalmente removido. Na foto da superfície de saída (Figura 4.21C) vê-se que a ponta da ferramenta estava toda lascada, com forma totalmente diferente da original. Isto também pode ser visto na foto da superfície de folga (Figura 4.21A), em que se vê lascamentos na região do raio da ponta. Esta é uma explicação da menor vida da ferramenta positiva. Pelo fato de ter uma cunha menos rígida, esta ferramenta lascava a medida que o desgaste enfraquecia ainda mais esta cunha, ao mesmo tempo que esta menor cunha propicia maior concentração de calor, o que enfraquece ainda mais a ferramenta. Já na Figura 4.5, que mostra a ferramenta negativa desgastada utilizada para ensaio com mesmas condições de usinagem na mesma liga, vê-se que a ponta da ferramenta está muito mais preservada.



A – vista geral da superfície de folga desgastada



B – detalhe de parte da superfície de folga desgastada



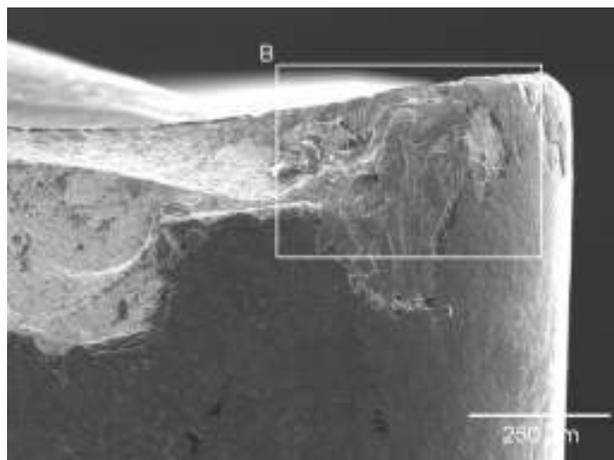
C – vista geral da superfície de saída desgastada

	Al	Ti	Cr	Fe	Ni	W
Folga_pt1			18	71	10	
Folga_pt2			8	34	5	51
Folga_pt3				2		97
Saída_pt1	57	39	2	1		
Saída_pt2		74	5	17	3	
Saída_pt3		26	2	4		68

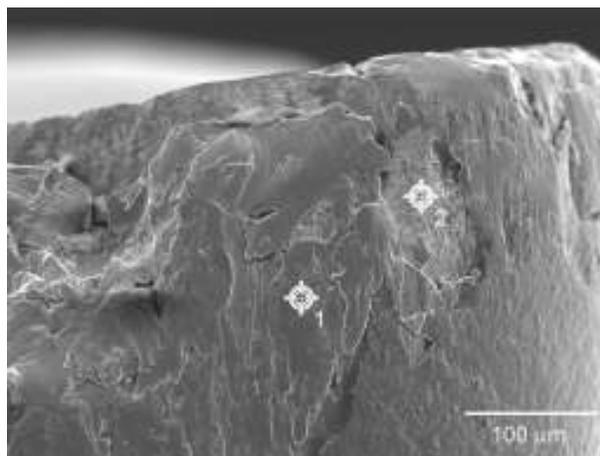
Figura 4.21 – Imagem de Microscopia Eletrônica de Varredura - ferramenta positiva com velocidade 230 m/min

A Figura 4.22 mostra as imagens feitas por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) da ferramenta negativa após usinar a liga com 10% Ni com velocidade de corte de 300 m/min. Neste ensaio a ferramenta fraturou, mas pode-se ver alguma quantidade de material da peça aderido na superfície de folga e também uma região em que o substrato está totalmente exposto, mesmo fora da região fraturada da aresta (pontos 1 e 2 da Figura 4.22B, respectivamente). Conclui-se então que a ferramenta fraturou devido ao excessivo fluxo de material sobre ela.

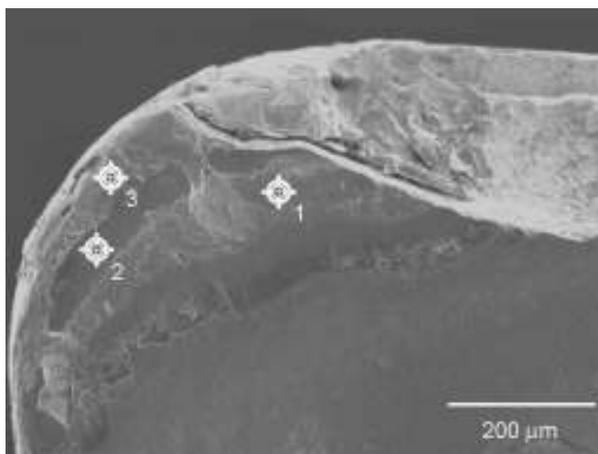
Na superfície de saída novamente não houve desgaste, apenas adesão de material, pois em toda superfície encontrava-se material da cobertura e/ou material do cavaco. Então, mesmo em condições mais agressivas de temperatura, o material da ferramenta apresentou resistência suficiente aos mecanismos de desgaste típicos da superfície de saída.



A – vista geral da superfície de folga desgastada



B – detalhe de parte da superfície de folga desgastada



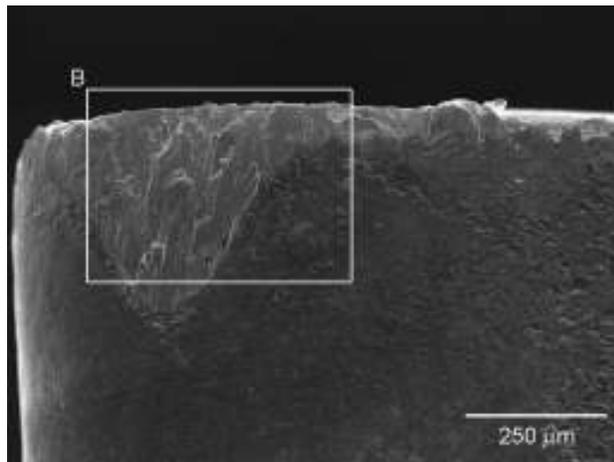
C – vista geral da superfície de saída desgastada

	Ti	Cr	Fe	Ni	W
Folga_pt1		18	72	10	
Folga_pt2	4				96
Saída_pt1		17	72	10	
Saída_pt2	94	3	3		
Saída_pt3		17	72	11	

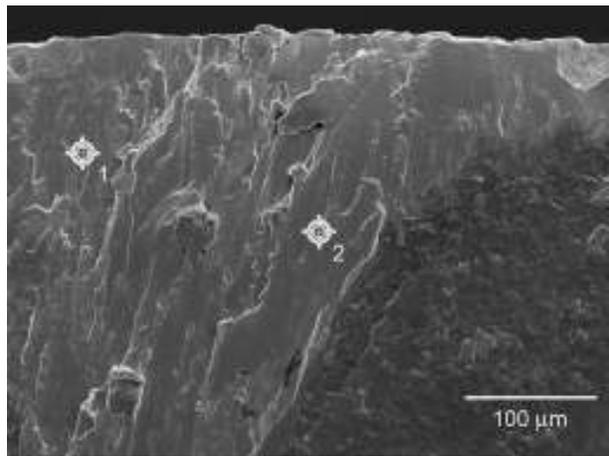
Figura 4.22 – Imagem de Microscopia Eletrônica de Varredura - ferramenta negativa com velocidade 300 m/min

A Figura 4.23 mostra as imagens feitas por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) da ferramenta positiva após usinar a liga com 10% Ni com velocidade de corte de 300 m/min. Neste ensaio a ferramenta se apresentou com toda a superfície desgastada com material da peça aderido (pontos 1 e 2 da Figura 4.23B), mostrando que houve arrancamento de partículas aderidas. Interessante notar que esta ferramenta teve a ponta mais preservada (com menos lascamentos) do que a ferramenta positiva utilizada com $v_c = 230$ m/min (ver Figuras 4.21A e 4.21C), apesar de ter tido desgaste mais rápido, com conseqüente menor vida da ferramenta. Muito provavelmente, a maior velocidade de corte, que gerou maior quantidade de calor, maior temperatura na ferramenta e, com isso, desgaste mais rápido, também causou menor pressão de corte, o que protegeu a ferramenta de lascamentos.

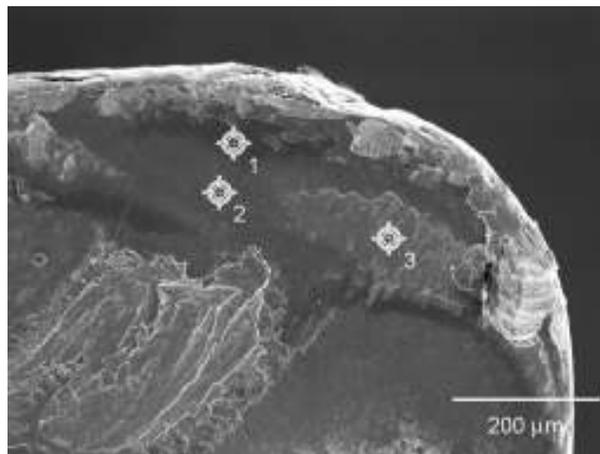
Na superfície de saída não houve desgaste, apenas adesão de material, pois em toda superfície encontrava-se material da cobertura e/ou material do cavaco. Novamente o material da ferramenta foi suficientemente resistente aos fenômenos que geram o desgaste de cratera.



A – vista geral da superfície de folga desgastada



B – detalhe de parte da superfície de folga desgastada



C – vista geral da superfície de saída desgastada

	Al	Si	Ti	Cr	Fe	Ni
Folga_pt1				18	70	10
Folga_pt2				18	70	10
Saída_pt1	57		40	1	1	
Saída_pt2		1.	94	1	3	
Saída_pt3				18	71	10

Figura 4.23 – Imagem de Microscopia Eletrônica de Varredura - ferramenta positiva com velocidade 300 m/min

4.2.3 – Rugosidade

As Figuras 4.24 e 4.25 mostram os valores obtidos de rugosidade superficial dos corpos de prova durante os ensaios.

Pode-se notar que não há uma grande diferença nos valores de cada ensaio, não tendo as condições de usinagem e geometria da ferramenta grande influência nesse fator. Além disso, o desgaste da ferramenta não influenciou consideravelmente na rugosidade. A maior deformação imposta ao cavaco pela geometria negativa, cavaco este de um material bastante dúctil, como é o caso deste aço inoxidável, não foi suficiente para causar pequenas deformações na superfície da peça usinada, o que resultaria em maior rugosidade. Há que se notar que a mudança total da forma da aresta da ferramenta que ocorreu quando se utilizou geometria positiva da ferramenta com $v_c = 230$ m/min (ver Figura 4.21C), não gerou forte crescimento da rugosidade da peça no fim da vida da ferramenta.

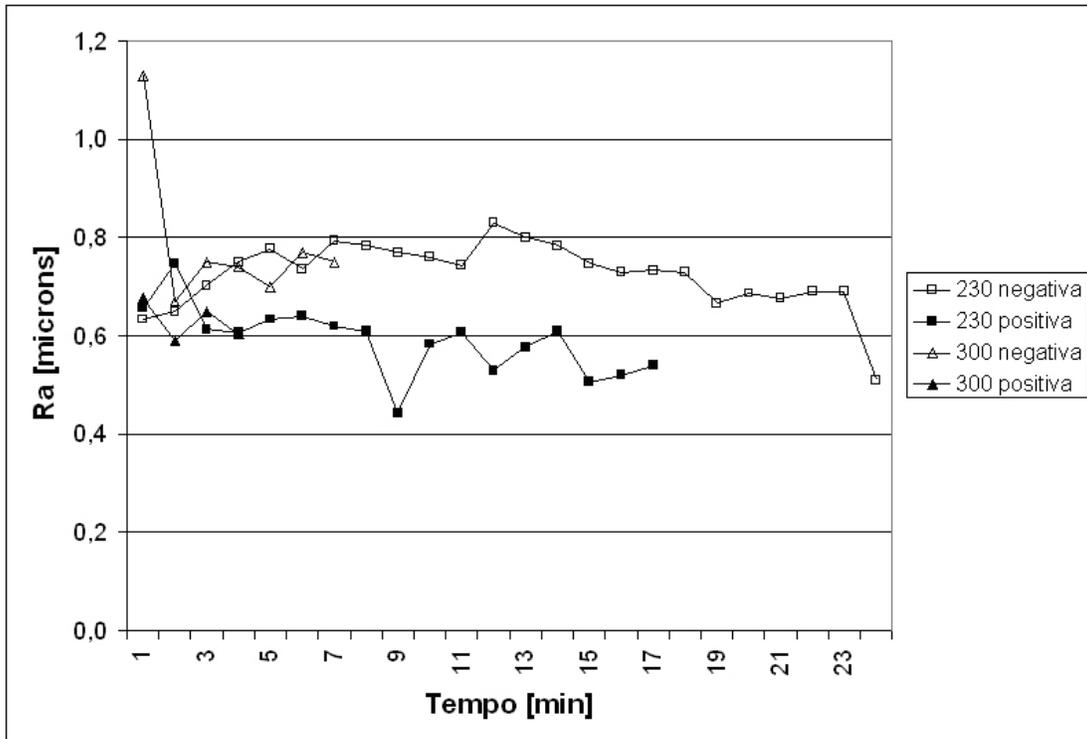


Figura 4.24 – Rugosidade média Ra para todas as réplicas

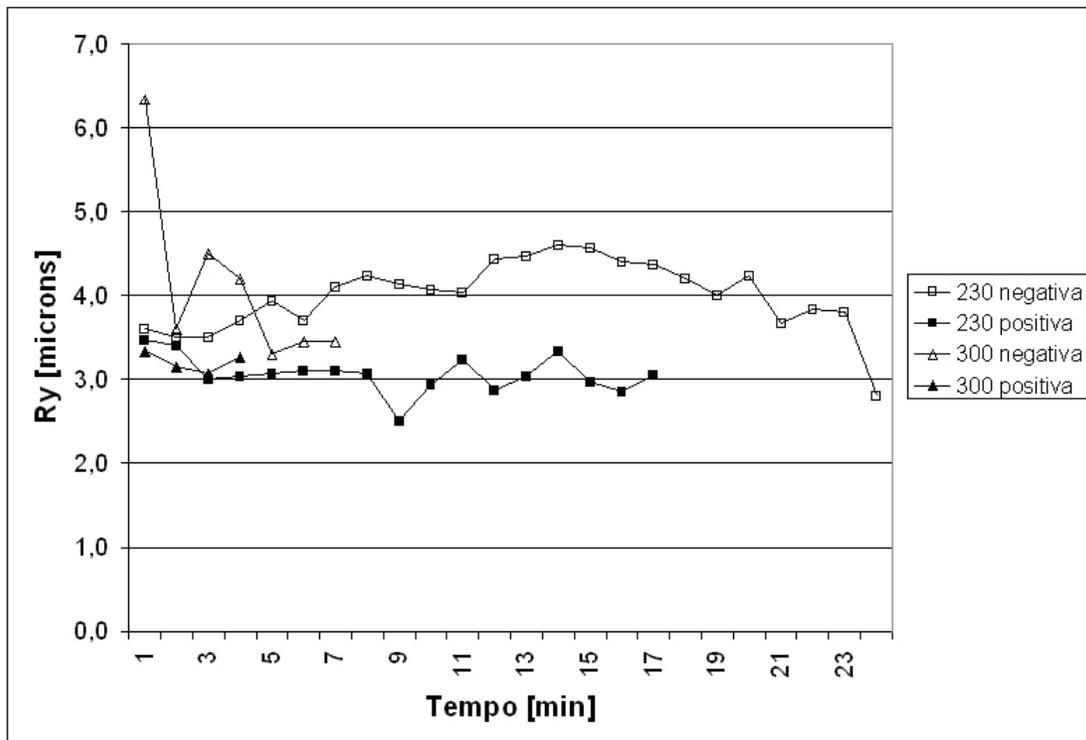


Figura 4.25 – Rugosidade máxima Ry para todas as réplicas

Capítulo 5

Conclusões e sugestões para trabalhos futuros

Baseado nos resultados obtidos neste trabalho pode-se concluir para o torneamento em condição de acabamento de ligas ferro-cromo-níquel com ferramentas de metal duro revestidas que:

- O aumento do teor de níquel na liga prejudica a usinabilidade em termos de vida da ferramenta.
- O principal mecanismo de desgaste que leva ao fim da vida a ferramenta é a adesão e arrancamento de partículas da ferramenta junto com o material da peça.
- Para a velocidade de corte de 230 m/min, as ferramentas negativas são mais adequadas para a usinagem destas ligas do que as ferramentas positivas, devido à maior resistência da cunha cortante. Devido a essa conclusão, boa parte do ferramental utilizado na usinagem de aços inoxidáveis da empresa Robert Bosch foi substituído por ferramentas negativas.
- Pelo menos para as ligas com alto teor de níquel, o mecanismo de desgaste da ferramenta é, desde o início do desgaste, o de adesão e arrancamento de material da peça junto com partículas da ferramenta (substrato) e cobertura, não sendo evidente desgastes de origem abrasiva ou difusão.

- O tipo de cobertura utilizado (CVD de TiC/Al₂O₃/TiN) não é capaz de evitar a adesão de material na ferramenta, porém é suficientemente eficiente para evitar/minimizar o desgaste de cratera na superfície de saída.
- O aumento do teor de níquel nas ligas austeníticas não influencia nos valores de rugosidades obtidos pelo processo de usinagem. A liga totalmente sem níquel apresentou valores de rugosidade da peça torneada maiores que as ligas com níquel e também foi a única em que a rugosidade cresceu com o aumento do desgaste da ferramenta.
- A liga com 30% Ni apresenta maior facilidade de corte, com menor valor de desgaste da ferramenta, que as demais ligas com estrutura austenítica, podendo então se tratar de um material adequado para peças que requeiram maior quantidade de usinagem, uma vez que as propriedades mecânicas não apresentaram diferenças significativas.

Como sugestões para trabalhos futuros, pode-se citar:

- Verificação da usinabilidade destas ligas com velocidades de corte variadas.
- Verificação da possibilidade de uso de ferramentas de metal duro micro grão que tenham alta tenacidade, conjugada com alta resistência ao desgaste e geometria bastante afiada, numa tentativa de se diminuir a deformação do cavaco e, assim, diminuir a extrusão de material do cavaco entre aresta e peça, diminuindo com isso a aderência de material do cavaco na superfície de folga da ferramenta, sem provocar o lascamento da aresta.
- Realização de testes com ferramentas cerâmicas para estas ligas.
- Estudo de propriedades das ligas, como ensaios de impacto e cisalhamento em temperaturas mais elevadas e condutibilidade térmica, para explicar a melhor usinabilidade da liga 30% Ni em relação aos demais materiais testados.

- Medição da temperatura de usinagem durante os ensaios para a verificação da influência das propriedades das ligas na usinabilidade.
- Investigar a usinabilidade de ligas com teores de níquel próximos aos 30%.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AB SANDVIK COROMANT, **Modern Metal Cutting** – a practical handbook. Sweden, ISBN 91-972299-0-3, 1994.

_____, Esqueça a alegação de que o aço inoxidável é difícil de usar - **O Mundo da Usinagem**, v. 1, p. 19-26, 2001.

AK STEEL CORPORATION, **Product Data Bulletin** – 15-5PH stainless steel, 2000, www.aksteel.com. acessado em Dez. 2004.

ALAUDDIN, M., EL BARADIE, M. A., HASHMI, M. S. J., Tool life testing in the end milling of Inconel 718, **Journal of Materials Processing Technology** v 55, n 3-4, , p 321-330, Dez. 1995.

ANTOLOVICH, B.F., Fatigue and Fracture of Nickel-Base Superalloys, **ASM Handbook**, Vol. 19, pp. 854-868, 1996.

ASM – American Society of Metals, **Metals Handbook**, 10^a ed., v. 16 - Machining, 1995.

_____, **Metals Handbook**, 10^a. ed, v. 1 - Properties and Selection, 1995.

BELEJCHAK, P., Machining stainless steel, **Advanced Materials & Processes**, v. 152, n 6, p. 23-25, Dez. 1997.

BOWMAN, R., RITZERT, F., FREEDMAN, M., Evaluation of Candidate Materials for a High-Temperature Stirling Converter Heater Head, **NASA/TM - 2003-212734**, 2003, gltrs.grc.nasa.gov, acessado em 11/12/2006

BOSSERT, M., Machining Stainless alloy, **Advanced Materials & Processes**, v 148, n. 1, p. 43-44, Jul 1995.

BRADLEY, E.F., Superalloys, a Technical Guide, **ASM Handbook**, p. 53-74, 1988.

CARPENTER SPECIALTY ALLOYS, **Guide to Machining Carpenter Specialty Alloys**, Pennsylvania, USA, 2002.

CHANDRASEKARAN, H.; JOHANSSON, J. O., Chip flow and notch wear mechanisms during the machining of high austenitic stainless steels, **CIRP Annals**, v. 43, n. 1, p. 101-105, Jan.1994.

CHIAVERINI, V., **Aços e Ferros Fundidos**. 7. ed., São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Metais – ABM, p. 381 – 423, 1996.

CHIAVERINI, V., **Tecnologia Mecânica – Processos de Fabricação e Tratamento**. v. 3. São Paulo, SP, Ed. McGraw-Hill, 1986.

CHOUDHURY, I. A., BARADIE, M. A., Machinability of nickel-base super alloys: a general review. **Journal of Materials Processing Technology**, v.77, p.278-287, 1998.

DINIZ, A. E.; COPPINI, N. L., Estudo do processo de furação de aços inoxidáveis austeníticos. In: 40° Congresso Anual Da Associação Brasileira De Metais, 1985, Rio de Janeiro. **ABM 40**, Rio de Janeiro: Associação Brasileira de metais, v. 2, p. 1640-1656, 1985.

DINIZ, A. E.; MARCONDES, F. C.; COPPINI, N. L., **Tecnologia da Usinagem dos Materiais**, 4. ed., São Paulo: Artliber Editora, 248p, 2003.

DONACHIE, M. J., Superalloys A Technical Guide, 2 ed, **ASM International – The Materials Information Society**, Materials Park, p. 11 – 18, Mar. 2002.

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, p 681-688, Jan. 2003

EZUGWU, E. O., et. al., The effect of high-pressure coolant supply. **Lub. Eng.** 47, p. 751–757, 1990.

EZUGWU, E. O., WANG, Z. M., MACHADO, A. R., The Machinability of Nickel-Based Alloys: A Review. **Journal of Materials Processing Technology**, 86, p. 1–16, 1999.

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

GENNARI Jr, W. MACHADO, A. R., Melhorias na usinabilidade dos aços inoxidáveis. **Máquinas e Metais**, n. 404, p. 84-98, Set. 1999.

- GENNARI Jr, W. MACHADO, A. R.; BARBOSA, C. A., 2001, Melhoria da usinabilidade de aços inoxidáveis austeníticos no fresamento com ferramentas de metal duro revestido. In: 56º Congresso Anual Da Associação Brasileira De Metais, Belo Horizonte. **ABM 56**, São Paulo: Associação Brasileira de Metais, p. 752-761, 2001.

GRZESIK, W., Experimental investigation of the cutting temperature when turning with coated indexable inserts. **International Journal Of Machine Tools & Manufacture**, v. 39, n. 3, p. 355-369, Mar. 1999.

JANG, D. Y. et al., Surface residual stresses in machined austenitic stainless steel. **Wear**, v. 194, n. 1-2, p. 168-173, 1996.

JAWAID, A. KOKSAL, S. SHARIF, S., Cutting performance and wear characteristics of PVD coated and uncoated carbide tools in face milling Inconel 718 aerospace alloy, **Journal of Materials Processing Technology** v 116, n 1, p 2-9, Out. 2001.

JINDAL, P. C., et. al., Performance of PVD TiN, TiCN and TiAlN coated cemented carbide tools in turning, **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials** v 17, n 1-3, p 163-170, 1999.

JUN, Z., et. al., Failure mechanisms of a whisker-reinforced ceramic tool when machining nickel-based alloys. **Wear**, v. 208, n. 1-2, p.220-225, Jul. 1997.

KÖNIG, W., GERSCHWILER, K., Machining nickel-based superalloys. **Manufacturing Engineering**. v. 122, n.3, p.102-108, mar. 1999.

KORKUT, I. et al., Determination of optimum cutting parameters during machining of AISI 304 austenitic stainless steel. **Materials & Design**, v. 25, n. 4, p. 303-305, Jun. 2004.

LIAO, Y.S., SHIUE, R.H., Carbide tool wear mechanism in turning of Inconel 718 superalloy, **Wear** v 193, n 1, p 16-24, Abr. 1996.

NICHOLSON, R. B., Nickel Base Materials Developments for High Temperatures, **Philosophical Transactions of the Royal Society of London. Series A, Mathematical and Physical Sciences**, vol. 282, n.1307, p. 389 – 399, 1976.

NORDIN, M., et. al., Wear and failure mechanisms of multilayered PVD TiN/TaN coated tools when milling austenitic stainless steel. **Surface & Coating Technology**, vol. 133-134, p. 240-246, Nov. 2000.

PADILHA, A. F., GUEDES, L.C., **Aços Inoxidáveis Austeníticos**. São Paulo: Hemus Editora Limitada, 171p, 1994.

PRENGEL, H. G.; et. al., A new class of high performance PVD coatings for carbide cutting tools, **Surface and Coatings Technology**, v 139, n 1, p 25-34, Mai. 2001.

RAHMAN, M.; SEAH, W. K. H.; TEO, T. T., The machinability of Inconel 718, **Journal of Materials Processing Technology** v 63, n 1-3, Jan, p 199-204, 1997.

RIOS, M. R. S., **Estudo do Comportamento do Fluido Sintético na Furação de Aço Inoxidável**. Universidade Estadual de Campinas (UNICAMP), Faculdade de Engenharia Mecânica (FEM), Campinas, SP. Dissertação de mestrado, 81 p, 2002.

SELINDER, T. I. et al., Performance of PVD TiN/TaN and TiN/NbN superlattice coated cemented carbide tools in stainless steel machining. **Surface & Coatings Technology**, v. 105, n. 1-2, jun. 1998, p. 51-55, Jun. 1998.

SHAFFER, W., Cutting tool edge preparation. **Internacional Machining & Grinding Conference**, 3. p. 799-808, Out. 1999.

SHARMAN, A.; DEWES, R. C.; ASPINWALL, D. K., Tool life when high speed ball nose end milling Inconel 718, **Journal of Materials Processing Technology**, v 118, n 1-3, p 29-35, Dez. 2001.

SILVA, L. R., COELHO R. T., CATAI R. E., Desgaste de ferramentas no torneamento com alta velocidade de corte da superliga "waspaloy", **Rem: Revista Escola de Minas**, vol.57 no.2 Ouro Preto Abr./Jun. 2004.

SIMS, C.T.; HAGEL, W.C., "The Superalloys", John Wiley & Sons, New York, p. 1- 565, 1972.

SUN, F. L. et al., Adhering wear mechanism of cemented carbide cutter in the intervallic cutting of stainless steel. **Wear**, v. 214, n. 1, p. 79-82, Jan. 1998.

TEKINER, Z.; YESILYURT, S., Investigation of the cutting parameters depending on process sound during turning of AISI 304 austenitic stainless steel. **Materials & Design**, v. 25, n. 6, p. 507-513, Set. 2004.

TESSLER, M. B.; BARBOSA, C. A., A usinabilidade dos aços inoxidáveis. **Metalurgia & Materiais**. v. 49, n. 413, p. 32-41, 1993.

_____, Usifac: Aços inoxidáveis austeníticos com usinabilidade melhorada. In: 49º Congresso Anual Da Associação Brasileira De Metais, 1994, São Paulo. **ABM 49**, São Paulo: Associação Brasileira de Metais, v. 8, p. 173-188,1994.

THANGARAJ, A. R., WEINMANN, K. J., On the wear mechanisms and cutting performance of silicon carbide whisker-reinforced alumina. **Journal of Engineering for Industry**, v.114, p.301-308, Ago. 1992.

TRENT, E. M., WRIGHT, P. K., **Metal Cutting**. 4.ed. Boston: Butterworth Heinemann, 446p, 2000.

WAYNE, S. F., BULJAN, S. T., Wear of ceramic cutting tools in Ni-based superalloy machining. **Tribology Transactions**, v.33, n.4, p.618-626, 1990.