NELIS EVANGELISTA LUIZ

USINABILIDADE DO AÇO DE CORTE-FÁCIL BAIXO CARBONO AO CHUMBO ABNT 12L14 COM DIFERENTES NÍVEIS DE ELEMENTOS QUÍMICOS RESIDUAIS (CROMO, NÍQUEL E COBRE)

UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
2007

NELIS EVANGELISTA LUIZ

USINABILIDADE DO AÇO DE CORTE-FÁCIL BAIXO CARBONO AO CHUMBO ABNT 12L14 COM DIFERENTES NÍVEIS DE ELEMENTOS QUÍMICOS RESIDUAIS (CROMO, NÍQUEL E COBRE)

Tese apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Uberlândia, como parte dos requisitos para obtenção do título de **DOUTOR EM ENGENHARIA MECÂNICA**.

Área de concentração: Materiais e Processos de Fabricação.

Orientador: Prof. Dr. Álisson Rocha Machado

Co-orientador: Prof. Dr. Marcos A. de S. Barrozo

UBERLÂNDIA - MG

2007

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação (CIP)

L953u Luiz, Nelis Evangelista, 1972-
Usinabilidade do aço de corte-fácil baixo carbono ao chumbo ABNT 12L14 com diferentes níveis de elementos químicos residuais (cromo, níquel e cobre) / Nelis Evangelista Luiz. - 2007.
190 f. : il.

Orientador: Álisson Rocha Machado.
Co-orientador: Marcos A. de S. Barrozo.
Tese (doutorado) – Universidade Federal de Uberlândia, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica.
Inclui bibliografia.

1. Usinagem - Teses. 2. Aço - Teses. 3. Metais - Usinabilidade - Teses. I. Machado, Álisson Rocha. II. Barroso, Marcos Antonio de Souza. III. Universidade Federal de Uberlândia. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. III. Título.

CDU: 621.9

Elaborada pelo Sistema de Bibliotecas da UFU / Setor de Catalogação e Classificação

UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA
Av. João Naves de Ávila, 2121 - 38400-902 Fone: 0XX(34)32394149 Ramal 42
FAX: 0XX(34)32394282 – Campus Santa Mônica - Uberlândia MG

ALUNO: Nelis Evangelista Luiz

NÚMERO DE MATRÍCULA: 5022907

ÁREA DE CONCENTRAÇÃO: Materiais e Processos de Fabricação

PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA: NÍVEL DOUTORADO

TÍTULO DA TESE:

"Usinabilidade do Aço de Corte-Fácil Baixo Carbono ao Chumbo ABNT 12L14 com Diferentes Níveis de Elementos Químicos Residuais (Cromo, Níquel e Cobre)"

ORIENTADOR: Prof. Dr. Álisson Rocha Machado

CO-ORIENTADOR: Prof. Dr. Marcos Antônio de Souza Barrozo

A Tese foi **APROVADA** em reunião pública, realizada no Anfiteatro do Bloco 1X, Campus Santa Mônica, em 06 de julho de 2007, às 08:00 horas, com a seguinte Banca Examinadora:

NOME		ASSINATURA
Prof. Dr. Marcos Antônio de Souza Barrozo	UFU	
Prof. Dr. Márcio Bacci da Silva	UFU	
Prof. Dr. Éder Silva Costa	UFU	
Prof. Dr. Anselmo Eduardo Diniz	UNICAMP	
Prof. Dr. Anderson Clayton Alves de Melo	UTFPR	

Uberlândia, 06 de julho de 2007.

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho a Deus, Arquiteto do Universo.

AGRADECIMENTOS

À Universidade Federal de Uberlândia e à Faculdade de Engenharia Mecânica, pela oportunidade de realizar este trabalho.

A Capes, pela bolsa de estudo concedida.

Ao CNPq, ao Fundo Verde-Amarelo do CNPq através do processo Nº. 400607/2004-2 e Projeto de pesquisa / Edital CNPq Universal 019/2004 Processo: 471803/2004-9.

À Aços Villares, pela doação das amostras. Especialmente as profissionais Kyoshi Myada, Denise Corrêa e Marcelo Pimentel.

Ao IFM, pelo suporte financeiro.

Ao Laboratório de Ensino e Pesquisa em Usinagem (LEPU), pela estrutura e equipamentos.

Ao Prof. Dr. Álisson Rocha Machado, pela orientação e amizade.

Ao Prof. Dr. Marcos Antônio de Sousa Barroso, pela orientação além do exemplo de dedicação, amizade e otimismo.

À Profª. Dra. Sônia A. Goulart Oliveira, pela realização dos ensaios de tração.

À Profª. Dra. Izabel Fernanda Machado, pela enorme boa vontade em realizar as análises microestruturais e de dureza nos materiais.

À Profª. Dra. Marilena Valadares Folgueras e ao amigo Fernando Andrade Bertoletti, da Universidade do Estado de Santa Catarina, pela realização das análises de microscopia eletrônica de varredura.

Aos amigos e técnicos de laboratório, Carlos Humberto Freitas Vieira, Reginaldo Ferreira de Sousa, Lázaro Henrique Alves Vieira, Eurípedes Barssanufo Alves e Valdico Faria, pelo apoio na montagem e realização dos experimentos.

Aos graduandos Sílvia Nascimento Rosa, Lucas de Barros Galvanini, Arthur Carrijo da Silva, Rodrigo de Oliveira Rodrigues, Vitor Tomaz Guimarães Naves, Fábio Cunha e Gilson Carlos Santos, sem os quais a parte experimental deste trabalho seria impossível.

Ao Marcelo do Nascimento Souza, pela parceria durante o desenvolvimento do trabalho.

Aos colegas do LEPU, Éder Costa, Rhander Vianna, Ulisses Borges Souto, Paulo Henrique Mota, Rosemar Batista da Silva e todos os outros pelo companheirismo e ajuda mútua.

À minha querida Glaucy Oliveira Bernardes.

Aos meus pais Antonio e Sandra, e aos meus irmãos Ney, Nívia, Luiz e Marcos.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS ..... **x**
LISTA DE TABELAS ..... **xxii**
LISTA DE SÍMBOLOS ..... **xxiv**
RESUMO ..... **xxvii**
ABSTRACT ..... **xxviii**
CAPÍTULO 1 – INTRODUÇÃO **1**

CAPÍTULO 2 – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA **5**
2.1. Mecanismo de formação do cavaco 5
2.2.1. Tipos e características dos cavacos 7
2.2. A interface cavaco-ferramenta 21
2.2.1. Atrito no corte dos metais 21
2.2.2. Modelos de interface cavaco-ferramenta 23
2.3. Aresta postiça de corte 29
2.4. Grau de recalque do cavaco 31
2.5. Forças de usinagem 32
2.6. Rugosidade superficial 33
2.7. Temperatura de usinagem 36
2.7.1. Método do termopar ferramenta-peça 37
2.8. Aços de corte fácil 41
2.8.1. Classificação dos aços especiais 41
2.8.2. Classificação dos aços de corte fácil 43
2.8.3. Mecanismos de melhoria de usinabilidade dos aços de corte fácil 46
2.9. Influência de alguns elementos da composição química na usinabilidade dos aços 61
2.9.1. *Influência dos elementos químicos residuais na usinabilidade dos aços* 62
2.10. Planejamento de Experimentos 69

CAPÍTULO 3 – PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS **73**
3.1. Materiais 74
3.2. Planejamento de experimentos 77
3.3. Ensaios não relacionados à usinagem (ensaios de caracterização) 79
3.3.1. Ensaios de dureza 79
3.3.2. Ensaios de tração 79
3.3.3. Análises de microestrutura 79
3.3.3.1. Análises em amostras do material da peça 79
3.3.3.2. Análises em amostras de *quick-stop* 80
3.4. Ensaios de usinagem utilizando o planejamento fatorial 2^6 81
3.4.1. Ensaios de força 81
3.4.2. Ensaios de rugosidade superficial 83
3.4.3. Ensaios de cavaco 84
3.4.4. Ensaios de temperatura de usinagem 84
3.5. Ensaios de usinagem utilizando *quick-stop* 87

CAPÍTULO 4 – RESULTADOS..... **90**
4.1. Resultados de caracterização dos materiais 90
4.1.1. Ensaios de dureza 90
4.1.2. Inclusões 94
4.1.3. Ensaios de tração 106
4.2. Características do cavaco 111
4.2.1. Forma dos cavacos 111
4.2.2. Grau de reclaque dos cavacos 115
4.2.2.1. Análise do grau de recalque na região de baixas velocidades de corte 115
4.2.2.2. Análise do grau de recalque na região de altas velocidades de corte 118
4.3. Rugosidade superficial 121
4.3.1. Resultados de rugosidade superficial na região de baixas velocidades de corte 121
4.3.2. Resultados de rugosidade superficial na região de altas velocidades de corte 126
4.4. Força de usinagem 129
4.4.1. Resultados de força de corte na região de baixas velocidades de corte 129

4.4.2. Resultados de força de corte na região de altas velocidades de corte 134
4.5. Temperatura de usinagem 141
4.6. Análise das condições de interface (*quick sotp*) 147
4.6.1. Influência do revestimento da ferramenta em diferentes velocidades de corte 147
4.6.2. Influência do avanço sobre a interface 152
4.6.3. Influência da velocidade de corte sobre a interface 153
4.6.4. Análise da raiz do cavaco para os diversos materiais 157

CAPÍTULO 5 – CONCLUSÕES 168

CAPÍTULO 6 – SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS 171

CAPÍTULO 7 – BIBLIOGRAFIA 172

ANEXOS 188
ANEXO I 188

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1 Visão geral do projeto de investigação de aços de corte fácil 12L14 3

Figura 2.1 Diagrama da cunha cortante (TRENT; WRIGHT, 2000) 6

Figura 2.2 Esquema mostrando as zonas de cisalhamento primária e secundária (MACHADO; Da SILVA, 2004)..... 7

Figura 2.3 Cavaco contínuo (FERRARESI, 1977) 8

Figura 2.4 Cavacos de cisalhamento (FERRARESI, 1977) 8

Figura 2.5 Cavaco de ruptura (FERRARESI, 1977) 9

Figura 2.6 Cavaco segmentado (KOMANDURI; VON TURKOVICH, 1981) 10

Figura 2.7 Modelo generalizado para formação de cavaco proposto por Astakhov et al. (1997) 11

Figura 2.8 Início da penetração da cunha de corte na peça (ASTAKHOV et al., 1997) . 11

Figura 2.9 As duas situações possíveis durante a usinagem de um material frágil (ASTAKHOV et al., 1997) 12

Figura 2.10 Cavaco como uma alavanca elastoplástica de contorno curvo (ASTAKHOV et al., 1997) 13

Figura 2.11 Campo de deformação plástica durante a usinagem de material de comportamento elasto-plástico (ASTAKHOV et al., 1997)..... 13

Figura 2.12 Regiões de ocorrência da tensão limite (ASTAKHOV et al., 1997) 14

Figura 2.13 Modelo de usinagem com ângulo de saída grande (ASTAKHOV et al., 1997) 15

Figura 2.14 Formação do cavaco durante a usinagem de: (1) aço médio carbono; (2) aço inoxidável (Astakhov et al., 1997) 16

Figura 2.15 Cavaco de liga Fe–28.9Ni–0.10C recozida usinada com velocidade de corte de 350 m/min (SUBRAMANIAN et al., 1999) 17

Figura 2.16 Modelo de formação de cavaco quando ocorre aderência na interface cavaco-ferramenta (ASTAKHOV et al., 1997) 18

Figura 2.17 Formas de cavaco (ISO, 1993) 19

Figura 2.18 Formas de cavaco classificadas de acordo com a norma ISO 3685 (EVANGELISTA LUIZ, 2001) 19

Figura 2.19 Efeito do avanço e da profundidade de corte na forma dos cavacos (SMITH, 1989) 20

Figura 2.20 Área de contato numa superfície levemente carregada (SHAW et al., 1960) 21

Figura 2.21 Os três regimes de atrito sólido (SHAW et al, 1960) 22

Figura 2.22 Possíveis cenários de contato na interface ferramenta-cavaco (RAMAN et al., 2002) 24

Figura 2.23 Natureza fractal do contato cavaco-ferramenta (RAMAN et al., 2002) 25

Figura 2.24 Modelo de formação de cavaco proposto por Piispanen (1937) 25

Figura 2.25 O modelo de distribuição de tensão na superfície de saída da ferramenta, proposto por Zorev (1963) 26

Figura 2.26 A interface cavaco-ferramenta segundo Trent e Wrigth (2000) 27

Figura 2.27 Modelo de Oxley et al (HASTINGS, 1980) (OXLEY, 1989) para a zona de fluxo ……. 27

Figura 2.28 Ilustração dos perfis de velocidades e de taxas de deformação na zona de fluxo (QI; MILLS, 2000)..... 28

Figura 2.29 Aresta postiça de corte (TRENT, 1963) 29

Figura 2.30 Seqüência de fotografias ao longo da espessura de corte ‘b’ após usinar a 20,91 m/min e com fluído de corte (REIS et al., 2007) 30

Figura 2.31 Variação das dimensões da APC com a velocidade de corte com identificação dos regimes estável e instável e da velocidade de corte crítica (FERRARESI, 1977) 31

Figura 2.32 Componentes da Força de Usinagem no torneamento (FERRARESI, 1977) 32

Figura 2.33 Diferenças na rugosidade superficiais de aços austeníticos sem adição de enxofre (304 e 304Bi) e aços ressulfurados (303 e 303Cu/A). Adaptado de Akasawa et al. (2003) 34

Figura 2.34 Influência das condições de corte na rugosidade superficial (adaptado de Jiao et al., (2004)) 35

Figura 2.35 Zonas de geração de calor em usinagem (Machado; Da Silva, 2004) 36

Figura 2.36 Esquema para medição da temperatura de corte usando o método do termopar - ferramenta-peça (CARVALHO, 2005)..... 38

Figura 2.37 Calibração do método do termopar ferramenta-peça (FERRARESI, 1977) 39

Figura 2.38 Setup de calibração do termopar ferramenta peça segundo Leshock e Shin (1997) 39

Figura 2.39 Esquema do sistema de calibração de temperatura segundo Grzesik (1998) 40

Figura 2.40 Classificação geral dos aços especiais 43

Figura 2.41 Exemplos de peças fabricadas com aços de corte fácil (MECANOFABRIL, 2005) 43

Figura 2.42 Operações típicas em que são usados os aços de corte fácil 45

Figura 2.43 Imagem representativa de inclusões de sulfetos de manganês, aço SAE 1040 (EVANGELISTA LUIZ, 2001)..... 46

Figura 2.44 Microanálise em linha de uma inclusão metálica de chumbo (BARRETOS et al., 1999) 47

Figura 2.45 Capa de chumbo envolvendo uma inclusão de sulfeto de manganês (BARRETOS et al., 1999)..... 47

Figura 2.46 Aspecto de inclusão de sulfeto circundada por telureto de manganês (BARRETOS et al., 2000) 50

Figura 2.47 Imagem de microscopia eletrônica de inclusão de alumina obtida através da dissolução da matriz de aço (FERNANDES; CHEUNG; GARCIA, 2002) 50

Figura 2.48 Esquema das inclusões de sulfeto e óxido em aço laminado. a) baixo enxofre, desoxidado ao alumínio; b) o mesmo que "a" porém tratado ao cálcio; c) alto enxofre, desoxidado ao alumínio; d) o mesmo que "c" porém tradado ao cálcio. (HOLAPPA; HELLE, 1995) 51

Figura 2.49 Inclusão de cálcio aluminato arredondada com menor ponto de fusão conforme vista no microscópio ótico e pela análise EDS (MORAIS et al., 2006) 51

Figura 2.50 Microestrutura de aços grafíticos médio carbono. Adaptado de Katayama e Toda (1996) 53

Figura 2.51 Imagem de grafita obtida por microscopia de transmissão de elétrons (KATAYAMA; TODA, 1996) 54

Figura 2.52 Influência da forma dos sulfetos sobre o índice de usinabilidade (LESKOVAR; GRUM, 1986) 55

Figura 2.53 Sulfeto de manganês do tipo I e II 56

Figura 2.54 Índice de usinabilidade para os aços de corte fácil em operação de torneamento com ferramentas de aço rápido (KLUJSZO; SOARES, 2005) 57

Figura 2.55 Mecanismos de atuação do estanho na usinabilidade (DeARDO, 2002) 59

Figura 2.56 Influência do teor de carbono e da microestrutura na usinabilidade (LESKOVAR; GRUM, 1986) 62

Figura 2.57 Índice de usinabilidade em função do teor de cobre em um aço de corte fácil (n = n° de ensaios; r= coeficiente de regressão) (GIANFRANCESCO; PALADINO,1979) 63

Figura 2.58 Índice de usinabilidade em função do teor de cobre e cromo em um aço de corte fácil (n = n° de ensaios; r= coeficiente de regressão) (GIANFRANCESCO; PALADINO,1979) 64

Figura 2.59 Gráfico fatorial para os efeitos principais (dados médios) – v_c 125 m/min (ALMEIDA, 2005) 65

Figura 2.60 Gráfico fatorial para os efeitos principais (dados médios) - v_c 140 m/min (ALMEIDA, 2005) 66

Figura 2.61 Gráfico fatorial para os efeitos principais (dados médios) – v_c 150 m/min (ALMEIDA, 2005) 66

Figura 2.62 Gráfico fatorial para os efeitos principais (dados médios) – v_c 160 m/min (ALMEIDA, 2005) 66

Figura 2.63 Gráfico fatorial para os efeitos principais (dados médios) – v_c 175 m/min com fluido de corte (ALMEIDA, 2005) 67

Figura 2.64 Gráfico fatorial para os efeitos principais (dados médios) – v_c 400 m/min (ALMEIDA, 2005) 68

Figura 2.65 Gráfico fatorial para os efeitos principais – v_c 450 m/min (ALMEIDA, 2005) 68

Figura 2.66 Gráfico fatorial para os efeitos principais – v_c 500 m/min (ALMEIDA, 2005) 69

Figura 2.67 Modelo geral de um processo ou sistema (adaptado de Montgomery, 1991) 70

Figura 3.1 Visão geral dos ensaios e caracterizações 73

Figura 3.2 Esquema com as posições de medição de dureza na superfície das amostras 79

Figura 3.3 Torno usado nos ensaios de usinagem 81

Figura 3.4 Sistema de aquisição de sinais de força de usinagem e gerenciamento de dados 82

Figura 3.5 Comportamento típico das forças durante a aquisição dos sinais 83

Figura 3.6 Rugosímetro MITUTOYO SJ – 201P……. 83

Figura 3.7 Junta soldada do termopar ferramenta-peça para calibração do sistema ... 85

Figura 3.8 Curva de calibração do termpar ferramenta peça (material H) ……. 85

Figura 3.9 Corpo de prova para os ensaios de temperatura de usinagem …… 85

Figura 3.10 Montagem experimental para os ensaios de temperatura de usinagem …. 87

Figura 3.11 Dispositivo para medição de temperatura 87

Figura 3.12 Torno usado nos ensaios *quick-stop* …….. 88

Figura 3.13 Dispositivo *quick-stop* ……... 88

Figura 4.1 Influência do cromo sobre a dureza do material …….. 91

Figura 4.2 Efeito do níquel na dureza dos materiais analisados 92

Figura 4.3 Efeito da interação entre cromo e cobre sobre a dureza dos materiais 92

Figura 4.4 Efeito da interação entre níquel e cobre na dureza dos materiais 93

Figura 4.5 Dureza média e intervalos de confiança de 95% para todos os materiais 94

Figura 4.6 Imagem representativa de inclusões na superfície, seção longitudinal, aumento de 100X 94

Figura 4.7 Imagem representativa de inclusões na superfície, seção longitudinal, aumento de 500X 95

Figura 4.8 Imagem representativa de inclusões na superfície do material A, seção longitudinal, aumento de 200X 96

Figura 4.9 Imagem representativa de inclusões na superfície do material B, seção longitudinal, aumento de 200X 96

Figura 4.10 Imagem representativa de inclusões na superfície do material C, seção longitudinal, aumento de 200X 96

Figura 4.11 Imagem representativa de inclusões na superfície do material D, seção longitudinal, aumento de 200X 97

Figura 4.12 Imagem representativa de inclusões na superfície do material E, seção longitudinal, aumento de 200X 97

Figura 4.13 Imagem representativa de inclusões na superfície do material F, seção longitudinal, aumento de 200X 97

Figura 4.14 Imagem representativa de inclusões na superfície do material G, seção longitudinal, aumento de 200X 98

Figura 4.15 Imagem representativa de inclusões na superfície do material H, seção longitudinal, aumento de 200X 98

Figura 4.16 Imagem representativa de inclusões na superfície do material I, seção longitudinal, aumento de 200X 98

Figura 4.17 Efeito do cobre sobre o fator de forma das inclusões 99

Figura 4.18 Efeito da interação entre cobre e cromo sobre o fator de forma das inclusões 100

Figura 4.19 Efeito da interação entre cobre e níquel sobre o fator de forma das inclusões 100

Figura 4.20 Efeito da interação entre cromo e níquel sobre o fator de forma das inclusões 101

Figura 4.21 Efeito do cromo sobre a área percentual de inclusões 102

Figura 4.22 Efeito do níquel sobre a área percentual de inclusões 102

Figura 4.23 Efeito da interação entre cromo e níquel sobre a área percentual de inclusões 103

Figura 4.24 Efeito da interação entre cromo e cobre sobre a área percentual de inclusões 103

Figura 4.25 Efeito da interação entre níquel e cobre sobre a área percentual de inclusões 104

Figura 4.26 Efeito do cobre na quantidade de inclusões por unidade de área 105

Figura 4.27 Efeito da interação entre cromo e níquel na quantidade de inclusões por unidade de área 105

Figura 4.28 Relação entre fator de forma, área relativa e quantidade de inclusões por unidade de área 106

Figura 4.29 Curvas Tensão X Deformação dos materiais A até D 107

Figura 4.30 Curvas Tensão X Deformação dos materiais E até I 108

Figura 4.31 Efeito médio do níquel sobre a tensão máxima durante ensaio de tração 110

Figura 4.32 Influência do avanço e dos materiais na forma do cavaco (v_c = 141 m/min, a_p = 2 mm) 112

Figura 4.33 Influência da profundidade de corte e dos materiais na forma do cavaco (v_c = 141 m/min, f = 0,138 mm/ rot.) 113

Figura 4.34 Influência da velocidade de corte e dos materiais na forma do cavaco (f = 0,138 mm/ rot., a_p = 2 mm) 114

Figura 4.35 Efeito do cobre no grau de recalque do cavaco em baixas velocidades de corte 115

Figura 4.36 Efeito da interação entre cobre e cromo no grau de recalque do cavaco em baixas velocidades de corte 117

Figura 4.37 Efeito da interação entre cobre e níquel no grau de recalque do cavaco em baixas velocidades de corte 117

Figura 4.38 Efeito da interação entre cromo e níquel no grau de recalque do cavaco em altas velocidades de corte 119

Figura 4.39 Efeito da interação entre a velocidade de corte e o avanço no grau de recalque do cavaco em altas velocidades de corte 120

Figura 4.40 Efeito do avanço no grau de recalque do cavaco em altas velocidades de corte 120

Figura 4.41 Efeito do avanço sobre a rugosidade na região de baixas velocidades de corte 121

Figura 4.42 Efeito médio da velocidade de corte sobre a rugosidade superficial na região de baixas velocidades de corte 123

Figura 4.43 Rugosidade em função da velocidade de corte para os diversos materiais . 123

Figura 4.44 Efeito médio da interação entre cromo e níquel sobre a rugosidade superficial na região de baixas velocidades de corte 124

Figura 4.45 Efeito médio da profundidade de corte sobre a rugosidade superficial na região de baixas velocidades de corte 125

Figura 4.46 Efeito médio da interação entre avanço e velocidade de corte sobre a rugosidade superficial na região de baixas velocidades de corte 125

Figura 4.47 Efeito médio do avanço sobre a rugosidade superficial na região de altas velocidades de corte 127

Figura 4.48 Efeito médio da velocidade de corte sobre a rugosidade superficial na região de altas velocidades de corte 128

Figura 4.49 Efeito médio da interação entre cromo e níquel sobre a rugosidade superficial na região de altas velocidades de corte 128

Figura 4.50 Efeito médio da profundidade sobre a força de corte em baixas velocidades de corte 130

Figura 4.51 Efeito médio do avanço sobre a força de corte em baixas velocidades de corte 131

Figura 4.52 Efeito médio da velocidade de corte sobre a força de corte na região de baixas velocidades de corte 131

Figura 4.53 Efeito médio da interação entre profundidade de corte e avanço sobre a força de corte na região de baixas velocidades de corte 132

Figura 4.54 Efeito médio da interação entre avanço e velocidade de corte sobre a força de corte na região de baixas velocidades de corte 132

Figura 4.55 Efeito médio da interação entre cromo e níquel sobre a força de corte na região de baixas velocidades de corte 133

Figura 4.56 Efeito médio do cobre sobre a força de corte na região de baixas velocidades de corte 134

Figura 4.57 Efeito médio da profundidade de corte sobre a força de corte na região de altas velocidades de corte 136

Figura 4.58 Efeito médio do avanço sobre a força de corte na região de altas velocidades de corte 136

Figura 4.59 Efeito médio da interação entre profundidade de corte e avanço sobre a força de corte na região de altas velocidades de corte 137

Figura 4.60 Efeito médio da interação entre avanço e velocidade de corte sobre a força de corte na região de altas velocidades de corte 138

Figura 4.61 Efeito médio da interação entre cromo e níquel sobre a força de corte na região de altas velocidades de corte 139

Figura 4.62 Efeito médio da interação entre cromo e cobre sobre a força de corte na região de altas velocidades de corte 139

Figura 4.63 Efeito médio da interação entre cobre e níquel sobre a força de corte na região de altas velocidades de corte 140

Figura 4.64 Efeito médio do cobre sobre a força de corte na região de altas velocidades de corte 140

Figura 4.65 Efeito médio da velocidade de corte sobre a temperatura de usinagem na região de baixas velocidades de corte 142

Figura 4.66 Efeito médio do avanço sobre a temperatura de usinagem na região de baixas velocidades de corte 143

Figura 4.67 Efeito médio do cobre sobre a temperatura de usinagem na região de baixas velocidades de corte 143

Figura 4.68 Efeito médio do cromo sobre a temperatura de usinagem na região de baixas velocidades de corte 144

Figura 4.69 Efeito médio do níquel sobre a temperatura de usinagem na região de baixas velocidades de corte 144

Figura 4.70 Efeito médio da interação entre cromo e níquel sobre a temperatura de usinagem na região de baixas velocidades de corte 145

Figura 4.71 Efeito médio da interação entre cobre e cromo sobre a temperatura de usinagem na região de baixas velocidades de corte 145

Figura 4.72 Efeito médio da interação entre cobre e níquel sobre a temperatura de usinagem na região de baixas velocidades de corte 146

Figura 4.73 Efeito médio do cobre sobre a temperatura de usinagem na região de altas velocidades de corte 146

Figura 4.74 Imagem da ferramenta e mapeamento dos elementos Mn e S. Ferramenta P30 sem revestimento. Material H. v_c = 35,2 m/min, f = 0,138 mm/rot., a_p = 2 mm..... 147

Figura 4.75 Imagem da ferramenta e mapeamento dos elementos Mn e S. Ferramenta P30 com revestimento de nitreto de titânio (TiN). Material H. v_c = 35,2 m/min, f = 0,138 mm/rot., a_p = 2 mm. 148

Figura 4.76 Imagem da ferramenta e mapeamento dos elementos Mn e S. Ferramenta P30 sem revestimento. Material H. v_c = 88,0 m/min, f = 0,138 mm/rot., a_p = 2 mm 148

Figura 4.77 Imagem da ferramenta e mapeamento dos elementos Mn e S. Ferramenta P30 com revestimento de nitreto de titânio (TiN). Material H. v_c = 88,0 m/min, f = 0,138 mm/rot., a_p = 2 mm 148

Figura 4.78 Imagem da ferramenta e mapeamento dos elementos Mn e S. Ferramenta P30 sem revestimento. Material H. v_c = 141,4 m/min, f = 0,138 mm/rot., a_p = 2 mm. 149

Figura 4.79 Imagem da ferramenta e mapeamento dos elementos Mn e S. Ferramenta P30 com revestimento de nitreto de titânio (TiN). Material H. v_c = 141,4 m/min, f = 0,138 mm/rot., a_p = 2 mm. 149

Figura 4.80 Imagem da ferramenta e mapeamento dos elementos Mn e S. Ferramenta P30 sem revestimento. Material H. v_c = 219,9 m/min, f = 0,138 mm/rot., a_p = 2 mm. 150

Figura 4.81 Imagem da ferramenta e mapeamento dos elementos Mn e S. Ferramenta P30 com revestimento de nitreto de titânio (TiN). Material H. v_c = 219,9 m/min, f = 0,138 mm/rot., a_p = 2 mm. 150

Figura 4.82 Mapeamento da distribuição de chumbo (pontos azuis) na região de contato. 151

Figura 4.83 Mapeamento da distribuição de chumbo (pontos azuis) na região de contato. Ferramenta P30. Material H. v_c = 141,4 m/min, f = 0,138 mm/rot., a_p = 2mm. 151

Figura 4.84 Imagem da ferramenta e mapeamento dos elementos Mn e S. Ferramenta P30 sem revestimento. Material H. v_c = 88 m/min, f = 0,138 mm/rot., a_p = 2 mm. 152

Figura 4.85 Imagem da ferramenta e mapeamento dos elementos Mn e S. Ferramenta P30 sem revestimento. Material H. v_c = 88 m/min, f = 0,242 mm/rot., a_p = 2 mm. 152

Figura 4.86 Curva de temperatura de usinagem em função da velocidade de corte para todos os materiais ensaiados (ferramenta de aço rápido conforme item 3.9; f = 0,138 mm/rot.; a_p = 2 mm) 153

Figura 4.87 Superfície de saída e raiz do cavaco para diferentes velocidades de corte (ferramenta P30 sem revestimento; Material H; f = 0,138 mm/rot.; a_p = 2 mm). 154

Figura 4.88 Superfície de saída e raiz do cavaco para diferentes velocidades de corte (ferramenta P30 sem revestimento; Material H; f = 0,138 mm/rot.; a_p = 2 mm) 154

Figura 4.89 Superfície de saída e raiz do cavaco para diferentes velocidades de corte (ferramenta P30 sem revestimento; Material H; f = 0,138 mm/rot.; a_p = 2 mm) 155

Figura 4.90 Superfície de saída e raiz do cavaco para diferentes velocidades de corte (ferramenta P30 sem revestimento; Material H; f = 0,138 mm/rot.; a_p = 2 mm) 156

Figura 4.91 Superfície de saída da ferramenta (ferramenta P30 sem revestimento; Material H; f = 0,138 mm/rot.; a_p = 2 mm) 156

Figura 4.92 Aspecto da raiz do cavaco para todos os materiais a 35 m/min. 158

Figura 4.93 Micrografia da raiz do cavaco mostrando o aspecto característico de APC formada em 35 m/min. Micrografias de perpendiculares à direção de avanço 159

Figura 4.94 Aspecto da raiz do cavaco para todos os materiais a 88 m/min. 160

Figura 4.95 Micrografia da raiz do cavaco mostrando o aspecto característico da raiz do cavaco formada em 88 m/min. 161

Figura 4.96 Aspecto da raiz do cavaco para diversos materiais a 141 m/min. Ferramenta sem revestimento 162

Figura 4.97 Micrografia da raiz do cavaco formada em 141 m/min. 163

Figura 4.98 Imagem detalhada da figura 4.96-I com análise pontual por EDS evidenciando que a composição das partículas fundidas é essencialmente carbono (em grande quantidade e ferro) 163

Figura 4.99 Aspecto da raiz do cavaco para diversos materiais a 219 m/min. Ferramenta sem revestimento 164

Figura 4.100 Micrografia da raiz do cavaco formado em 219 m/min. 165

Figura 4.101 Imagem detalhada da figura 4.99-D com análise pontual por EDS evidenciando que a composição das partículas fundidas é chumbo, carbono e ferro 166

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 Tabela de composições químicas para aços carbono de corte fácil (ressulfurados) (ASM Handbook,1990, p 150 vol. I) 44

Tabela 2.2 Composições químicas de aços carbono de corte fácil (ressulfurados e refosforados). Adaptado de ASM Handbook 1990, p. 151 vol. I. 45

Tabela 2.3 Propriedades físicas do chumbo e do bismuto 48

Tabela 3.1 Matriz de experimentos para os fatores cromo, níquel e cobre 75

Tabela 3.2 Especificação de faixas de composição química dos materiais 76

Tabela 3.3 Composição química final das corridas fornecidas 77

Tabela 3.4 Planejamento 2^3 com ponto central para ensaios não relacionados à usinagem 77

Tabela 3.5 Valores dos níveis de fatores para baixas velocidades de corte 78

Tabela 3.6 Valores dos níveis de fatores para altas velocidades de corte 78

Tabela 3.7 Especificações do conjunto ferramenta/suporte usados nos ensaios – As figuras foram retiradas de SANDVIK (2006) 82

Tabela 3.8 Composição química das ferramentas de aço rápido 86

Tabela 3.9 Geometria das ferramentas de aço rápido usadas nos ensaios de temperatura de usinagem 86

Tabela 3.10 Condições usadas nos ensaios *quick stop* dos outros materiais 89

Tabela 3.11 Condições usadas nos ensaios *quick stop* do material H 89

Tabela 4.1 Estimativa dos efeitos para dureza dos corpos de prova 91

Tabela 4.2 Estimativa dos efeitos para o fator de forma dos sulfetos 99

Tabela 4.3 Análise de variância e estimativa dos efeitos para o percentual de área de inclusões 101

Tabela 4.4 Estimativa de efeitos para quantidade de inclusões por unidade de área. 104

Tabela 4.5 Resultados dos ensaios de tração 109

Tabela 4.6 Estimativa dos efeitos para tensão máxima 110

Tabela 4.7 Estimativa de efeitos para o grau de recalque dos cavacos na região de baixas velocidades de corte 116

Tabela 4.8 Estimativa de efeitos para o grau de recalque dos cavacos na região de altas velocidades de corte 118

Tabela 4.9 Estimativa dos efeitos para rugosidade média Ra em baixas velocidades de corte 122
Tabela 4.10 Estimativa dos efeitos para o logaritmo base 10 da rugosidade média R_a em altas velocidades de corte 128
Tabela 4.11 Estimativa dos efeitos para força de corte na região de baixas velocidades 130
Tabela 4.12 Estimativa dos efeitos e p-values para força de corte da região de altas velocidades de corte 135
Tabela 4.13 Estimativa dos efeitos e p-values para temperatura de usinagem na região de baixas velocidades de corte 141
Tabela I.1 Planejamento 2^6 para ensaios de usinagem 188

LISTA DE SÍMBOLOS

Alumínio ..... Al
American Iron and Steel Institute ..... AISI
American Society of Metals ..... ASM
Ângulo da direção de avanço ..... φ
Ângulo de cisalhamento ..... ϕ
Ângulo de folga ..... α_o
Ângulo de inclinação ..... λ_s
Ângulo de ponta ..... ε_r
Ângulo de posição ..... χ_r
Ângulo de saída ..... γ_o
Ângulo entre as direções plásticas e elásticas ..... ψ
Ângulo entre o plano de máxima tensão cisalhante e a direção da força compressiva
Área de contato aparente ..... A
Área de contato real ..... A_r
Aresta postiça de corte ..... APC
Associação Brasileira de Normas Técnicas ..... ABNT
Atmosfera ..... atm
Avanço por rotação ..... f
Bismuto ..... Bi
Cálcio ..... Ca
Carbono C
Cavalo vapor CV
Centímetro cúbico ..... cm^3
Chumbo ..... Pb
Cobalto ..... Co
Cobre ..... Cu
Coeficiente constante ..... β_0
Coeficiente constante ..... β_{ij}
Cromo ..... Cr
Design Of Experiments ..... DOE
Dureza Vickers para carga de 30 gramas HV30

Energy Dispersive Spectroscopy ..... EDS
Enxofre ..... S
Erro aleatório ..... ε
Espessura de corte ..... h
Espessura do cavaco ..... h’
Estanho ..... Sn
Força de apoio ..... Fap
Força de avanço ..... Ff
Força de corte ..... Fc
Força de Usinagem ..... Fu
Força passiva ..... Fp
Fósforo ..... P
grama ..... g
Grau ..... °
Grau Celcius ..... °C
Grau de recalque do cavaco ..... Ra
International Standard Organization ..... ISO
Kilograma-força ..... kgf
Largura de corte ..... b
Manganês ..... Mn
megapascal ..... MPa
milivolt ..... mV
Minuto ..... min
Molibdênio ..... Mo
Nióbio ..... Nb
Níquel ..... Ni
Nitreto de titânio ..... TiN
Nitrogênio ..... N
Oxigênio ..... O
Partes por milhão ..... ppm
Percentual ..... %
Profundidade de corte ..... a_p
Rotação ..... rot
Rotação por minuto ..... rpm
Rugosidade máxima ..... R_y
Rugosidade média ..... R_a

Selênio ..... Se
Silício ..... Si
Society of American Engineers ..... SAE
Sulfeto de manganês ..... MnS
Telúrio ..... Te
Tensão cisalhante ..... τ
Tensão normal ..... σ
Titânio ..... Ti
Tungstênio ..... W
Valor da variável codificada x
Valor da variável não codificada referente ao nível –1 ..... $\xi_{(-1)}$
Valor da variável não codificada referente ao nível 1 ..... $\xi_{(1)}$
Valor original da variável no nível central ..... ξ_0
Valor original ou não codificado da variável ..... ξ_i
Vanádio V
Velocidade de corte ..... v_c
Velocidade efetiva de corte ..... v_e
Wavelength Dispersive X-Ray Spectrometry ..... WDS
Zircônio ..... Zr

EVANGELISTA LUIZ, N. **Usinabilidade do Aço de Corte Fácil Baixo Carbono ao Chumbo ABNT 12L14 com Diferentes Níveis de Elementos Químicos Residuais (Cromo, Níquel e Cobre).** 2007. 191f. Tese de Doutorado, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia.

Resumo

O objetivo desta tese foi estudar a usinabilidade do aço de corte fácil baixo carbono ao chumbo (ABNT/AISI 12L14) com diferentes níveis dos elementos residuais cromo, níquel e cobre. Foram produzidas nove corridas de aço com composição química controlada e alterações nos níveis de residuais citados de forma a conduzir planejamentos fatoriais a dois níveis. A técnica de Planejamento e Análise de Experimentos (DOE) foi usada nos experimentos quantitativos. A caracterização dos materiais estudados envolveu: análise de composição química, dureza e inclusões; ensaios de resistência à tração. A usinabilidade foi avaliada levando-se em consideração a variação das condições de usinagem. As variáveis de usinagem de interesse foram a forma do cavaco, a rugosidade superficial, o grau de recalque do cavaco, a força de corte e a temperatura de usinagem. A conjugação das variáveis de composição química (residuais) com as variáveis de corte (velocidade, profundidade e avanço) permitiu, para os ensaios quantitativos, a construção de planejamentos fatoriais em que todas as influências e interações puderam ser quantificadas. Todos os ensaios foram feitos em operação de torneamento cilíndrico sem fluído de corte. Os ensaios de temperatura de usinagem foram feitos com ferramentas de aço rápido. Os outros ensaios foram feitos com ferramentas de metal duro. Amostras da raiz do cavaco e da superfície de saída de ferramentas, com e sem revestimento, foram obtidas através da técnica *quick-stop.* Os ensaios *quick-stop* foram feitos com ferramentas de metal duro com e sem revestimento. Posteriormente estas amostras foram analisadas pelas técnicas de microscopia ótica, microscopia eletrônica de varredura e espectroscopia de energia dispersiva. Com isto se objetivou determinar de que forma os parâmetros velocidade de corte, avanço, revestimento da ferramenta e material da peça influenciavam a morfologia e as condições reinantes na região de formação do cavaco. Os elementos residuais estudados e as condições de corte tiveram influência significativa sobre a usinabilidade, considerando-se praticamente todos os parâmetros aqui estudados.

Palavras chave: Aços de corte fácil. Elementos químicos residuais. Usinabilidade. Análise de raiz do cavaco.

EVANGELISTA LUIZ, N. **Machinability of low carbon free-machining leaded steel ABNT 12L14 with different levels of residual elements (chromium, nickel and cooper).** 2007. 191f. PhD. Thesis, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia.

Abstract

The purpose of this thesis was to study the machinability of low carbon free-machining leaded steel (ABNT/AISI 12L14) with different levels of residual (tramp) elements such as chromium, nickel and copper. Nine batches of steel were produced with controlled chemical composition, and with alterations in the mentioned residual levels so as to apply two levels factorial design. The technique of design and analysis of experiments (DOE) was used in the quantitative experiments. The characterization of the studied materials involved: chemical analysis, hardness and tensile strength tests and inclusion morphology. The machinability was evaluated taking into account the variation of the cutting conditions. Chip forms and types, chip thickness ratio, surface roughness, machining forces and cutting temperature were the parameters considered and studied. The conjugation between the variables of chemical composition (residual elements) and the variables of machining (cutting velocity, depth of cut and feed) allowed, for the quantitative test, the construction of a factorial design through which all the influences and interactions could be quantified. All the tests were carried out through the operation of cylindrical turning without cutting fluid. The cutting temperature tests were carried out with high-speed steel tools. The other tests were done with carbine tools. Samples of chip roots obtained by quick-stop technique and rake faces of coated and uncoated cemented carbide tools were analysed through the techniques of optical and scanning electron microscopy (SEM) and Energy Dispersive Spectroscopy (EDS). These techniques aimed at determining in what extent and how the machining parameters: cutting speed, feed rate, tool coating and the workpiece materials influence the morphology and the ruling conditions in the shear region, concerning the chip formation. The residual elements studied and the machining conditions showed significant influence on the machinability, considering practically all the parameters studied here.

Key words: free-machining steel; chemical residual elements; machinability; chip root analysis

CAPÍTULO I

INTRODUÇÃO

O mundo globalizado tem levado as indústrias a uma busca incessante na redução dos custos de produção. Dentro desta filosofia, as indústrias de autopeças e metal-mecânica precisam obter índices internacionais em produtividade, qualidade e custos de fabricação.

Para peças feitas de aços de construção mecânica não é incomum que os custos de usinagem representem cerca de 50% do custo final de produção (APPLE, 1989). Por isso a pesquisa e o desenvolvimento de aços com usinabilidade melhorada nas usinas siderúrgicas de aços especiais têm exercido um papel decisivo para o atendimento das atuais necessidades da indústria de autopeças (BARRETOS, 1999). Estima-se que 10% de todo aço produzido anualmente em todo o mundo seja transformado em cavacos e que cerca de US$ 250 bilhões são gastos anualmente nos E.U.A. com processos de usinagem (TRENT; WRIGTH, 2000).

Os aços de corte fácil são aqueles projetados com o objetivo de obter máximo desempenho em operações de usinagem. Normalmente são adicionados enxofre (para formação de sulfetos de manganês) e chumbo. Estes materiais são considerados aditivos de corte fácil que promovem a melhoria da usinabilidade. De especial importância são os aços de corte fácil baixo carbono que respondem pelo maior volume consumido dentro deste grupo de aços. Porém, seus usuários verificam grande variabilidade de usinabilidade entre lotes distintos, apesar de estarem dentro da especificação. Acredita-se que as variações na composição química sejam umas das principais responsáveis por estas variações de usinabilidade (ECHEVARRÍA; CORCUERA,1987) (FERRARESI, 1977) (PIMENTEL, 2006).

Os elementos residuais, em aços de corte fácil, são definidos como aqueles elementos (Cu, Ni, Cr, Mo, etc.) não intencionalmente adicionados durante o processo de fabricação de aços e que são de difícil remoção por meio de processos metalúrgicos simples (HERMAN; LEROY, 1997).

Atualmente, muitas indústrias siderúrgicas produzem aços de corte fácil a partir de sucata. A utilização da sucata, entretanto, requer um controle maior na análise da composição química, visto que os níveis de impurezas podem ser maiores. Com isso, aços de corte fácil podem ter sua usinabilidade comprometida devido ao acúmulo de elementos residuais que foram agregados a estes.

Uma das formas de se evitar o acúmulo desses elementos é selecionarem-se sucatas com níveis tolerados de elementos residuais (ECHEVARRÍA; CORCUERA, 1987b). Outra é fazer uma diluição desses elementos com a adição do ferro gusa durante o processo metalúrgico. Assim os níveis de impurezas presentes nos aços poderão estar dentro de faixas toleradas segundo as especificações atribuídas para cada caso. Qualquer uma destas alternativas implica em aumento dos custos de produção.

A literatura técnica e científica a respeito da influência dos elementos residuais na usinabilidade dos aços é escassa e este trabalho vem no sentido de diminuir esta deficiência.

Este é um trabalho investigativo que nasceu da necessidade da indústria siderúrgica conhecer as reais implicações das alterações no nível de elementos residuais na usinabilidade do produto final. Faz parte de um projeto mais amplo que envolve parceria entre universidades, empresas e pesquisadores da área de usinagem. Neste escopo foram defendidas duas dissertações de mestrado, uma pela Universidade Federal de Itajubá e outra pela Universidade Federal de Uberlândia. Essas dissertações investigaram os mesmos materiais e lotes que esta tese de doutorado, porém elas tiveram o enfoque na vida da ferramenta.

O objetivo deste trabalho é estudar a usinabilidade do aço de corte fácil ABNT 12L14 com diferentes níveis de elementos residuais: cromo, níquel e cobre. A técnica estatística de Planejamento e Análise de Experimentos (DOE) foi utilizada em todos os experimentos quantitativos. Foram produzidas nove corridas de aço ABNT 12L14 com composição química controlada e alterações nos níveis de elementos residuais. Foi feita uma cuidadosa caracterização dos materiais estudados que envolveram: análise de composição química, dureza, inclusões e resistência à tração. A avaliação da usinabilidade foi realizada levando-se em consideração a variação nas condições de usinagem (velocidade de corte, profundidade de corte e avanço) e foram avaliados parâmetros relativos à forma do cavaco, rugosidade superficial, grau de recalque do cavaco, força de corte e temperatura de usinagem. Amostras da raiz do cavaco e da superfície de saída de ferramentas, com e sem revestimento, foram obtidas através da técnica *quick-stop*. Depois foram analisadas pelas técnicas de microscopia ótica, microscopia eletrônica de varredura e EDS. A Fig. 1.1 fornece uma visão panorâmica de todo o projeto.

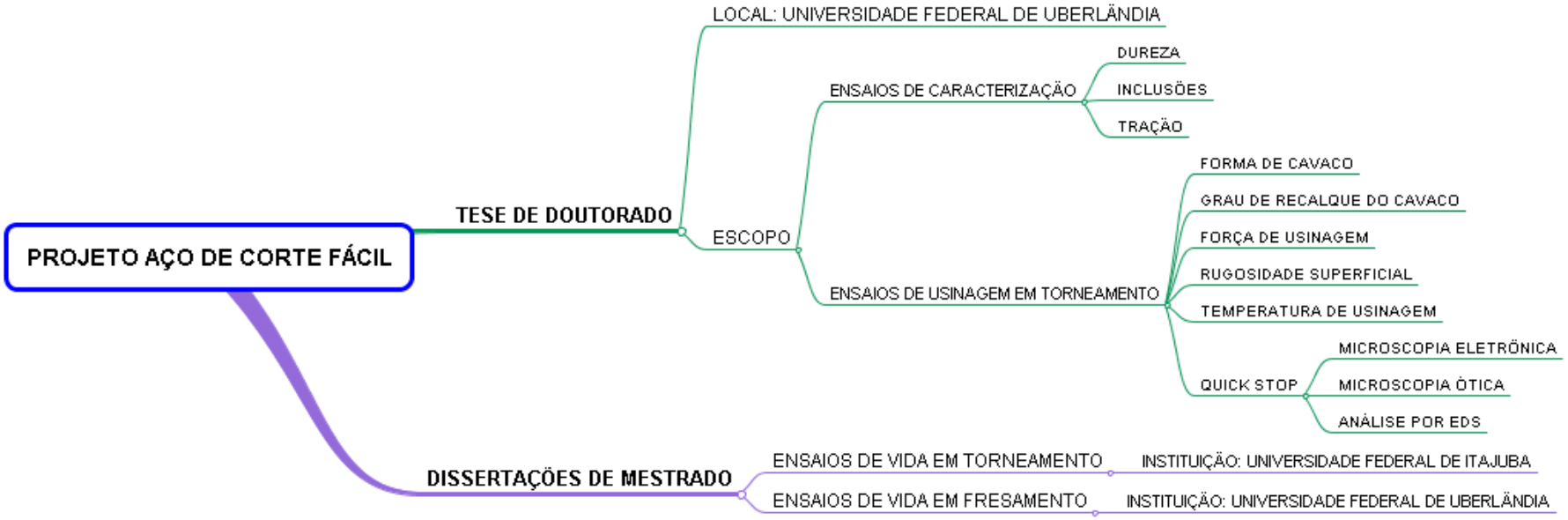


Figura 1.1 - Visão geral do projeto de investigação de aços de corte fácil 12L14

A organização desta tese segue o seguinte esquema:

- Capítulo 1 - Introdução. Neste capítulo é apresentada a motivação e o objetivo do trabalho. É dada uma visão geral do escopo da tese e da estrutura de investigação empregada.
- Capítulo 2 - Revisão Bibliográfica. Neste capítulo procurou-se cobre todos os assuntos relevantes tratados na tese. Isto compreendeu o mecanismo de formação do cavaco, a interface cavaco-ferramenta, aresta postiça de corte, grau de recalque do cavaco, forças de usinagem e temperatura de usinagem. Também são abordados aspectos relativos aos materiais em estudos com uma revisão sobre aços de corte fácil e sobre a influência da composição química sobre a usinabilidade. Outro conteúdo importante é o relato dos resultados de dois outros trabalhos que tiveram origem no mesmo escopo deste (Almeida, 2005) (Nascimento, 2006). Também foram revisados alguns conceitos sobre planejamento de experimentos.
- Capítulo 3 - Procedimentos experimentais. Aqui foram descritos as características dos aços usados na tese, a matriz de planejamento de experimentos realizados, os equipamentos e aparatos experimentais, bem como a metodologia empregada nos diversos ensaios e caracterizações.
- Capítulo 4 - Resultados e Discussões. Os resultados de todos os ensaios e análises foram descritos e discutidos neste capítulo. Os grandes conjuntos de resultados foram dividos em:
    - Ensaios de caracterização dos materiais, com resultados dos ensaios de dureza, inclusões e tração;
    - Ensaios de características dos cavacos, envolvendo a forma e o grau de recalque dos cavacos;
    - Ensaios de rugosidade superficial
    - Ensaios de força de usinagem;
    - Ensaios de temperatura de usinagem e;
    - Análise das condições de interface através do ensaio *quick-stop*.
- Capítulo 5 - Conclusões. Aqui foram enunciadas as principais conclusões advindas dos resultados das análises do capítulo 4.
- Capítulo 6 - Sugestão de trabalhos futuros.
- Capítulo 7 - Bibliografia.

CAPÍTULO II

REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. Mecanismo de formação do cavaco

Segundo Trent e Wright (2000) a formação do cavaco, nas condições normais[1] de usinagem se processa da seguinte forma, segundo a Fig. 2.1:

- Devido à penetração da ferramenta na peça uma pequena porção de material 'klmn' (ainda solidária à peça) é recalcada contra a superfície de saída da ferramenta.
- O material recalcado sofre deformação plástica, a qual aumenta progressivamente, até que as tensões de cisalhamento se tornem suficientemente altas, de modo a iniciar um deslizamento entre a porção de material recalcado e a peça. Este deslizamento realiza-se segundo os planos de cisalhamento dos cristais da porção de material recalcada. Durante a usinagem, estes planos simultâneos irão definir certa região entre a peça e o cavaco, dita zona de cisalhamento primário. Para facilitar o tratamento matemático dado à formação do cavaco, esta região é assemelhada a um plano, dito plano de cisalhamento, definido pelo ângulo de cisalhamento ϕ;
- Continuando a penetração da ferramenta, haverá uma ruptura parcial ou completa na região de cisalhamento, dependendo naturalmente da ductilidade do material e das condições de usinagem. Para materiais altamente deformáveis, a ruptura se realiza somente nas imediações da

[1] Os mesmos autores (TRENT; WRIGHT, 2000) informam que em altíssimas velocidades de corte o fenômeno de formação do cavaco se assemelha mais a um fenômeno de escoamento de fluido, se afastando completamente às considerações aqui formuladas.

aresta cortante e o cavaco originado é denominado cavaco contínuo. Para materiais frágeis se origina o cavaco de cisalhamento ou de ruptura.

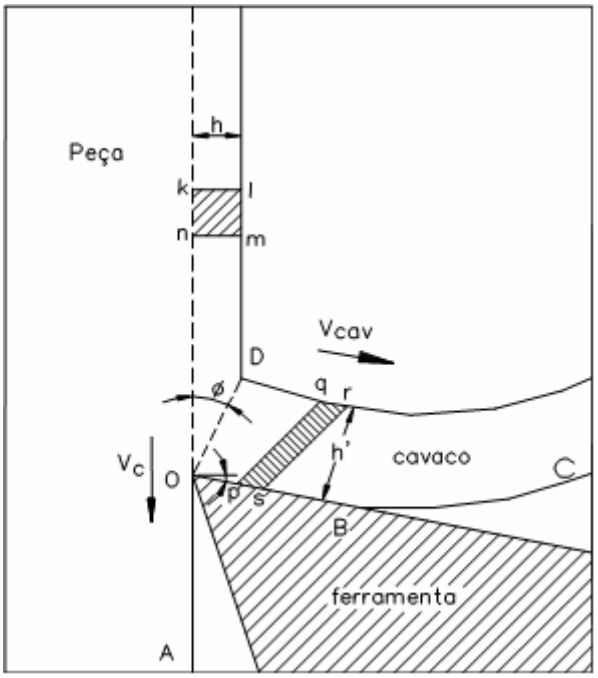


Figura 2.1 - Diagrama da cunha cortante (TRENT; WRIGHT, 2000)

- Prosseguindo, devido ao movimento relativo entre a ferramenta e a peça, inicia-se um escorregamento da porção de material deformada e cisalhada (cavaco) sobre a superfície de saída da ferramenta. Enquanto tal ocorre, uma nova porção de material (imediatamente adjacente à porção anterior) está se formando e cisalhando. Esta nova porção de material irá também escorregar sobre a superfície de saída da ferramenta, repetindo novamente o fenômeno.

Do exposto conclui-se que o fenômeno de formação do cavaco é periódico, inclusive a formação do cavaco contínuo. Tem-se alternadamente uma fase de recalque e uma fase de escorregamento, para cada porção do material removido. Esta afirmação da periodicidade da formação do cavaco foi comprovada experimentalmente por meio de filmagem e por meio da medida da freqüência e da amplitude de variação da força de usinagem (BICKEL, 1954).

A literatura atual admite a formação de uma segunda região de cisalhamento (TRENT; WRIGHT, 2000) (MACHADO; Da SILVA, 2004) localizada na interface cavaco-ferramenta denominada de zona de cisalhamento secundária (Fig. 2.2). Nesta região ocorreriam fenômenos como altíssima geração de calor e desgaste por transferência de átomos entre

ferramenta e cavaco (RAMANUJACHAR; SUBRAMANIAN, 1996). No item 2.2 serão feitas mais considerações sobre a zona de cisalhamento secundária.

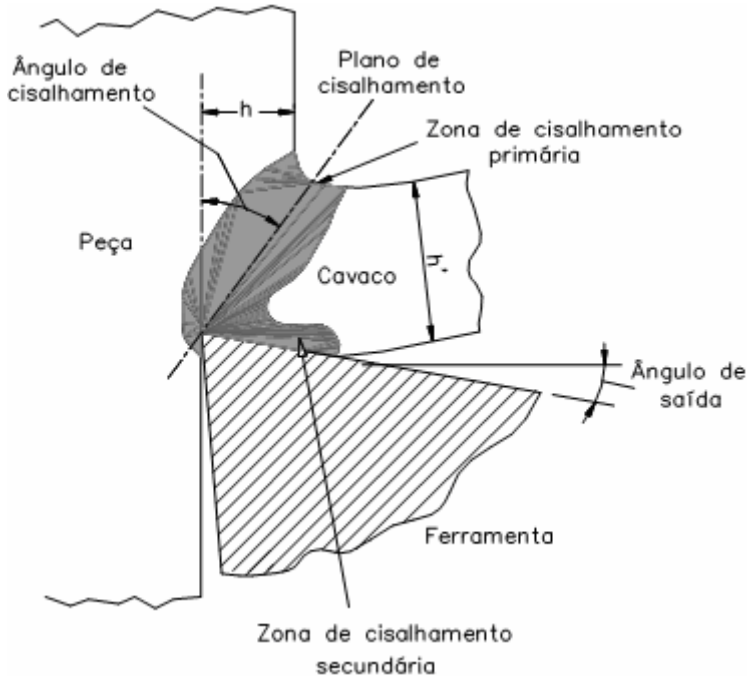


Figura 2.2 - Esquema mostrando as zonas de cisalhamento primária e secundária (MACHADO; Da SILVA, 2004)

2.1.1. Tipos e características dos cavacos

Para Ferraresi (1977) a classificação mais comum dos tipos cavacos consiste na seguinte subdivisão:

a) Cavaco contínuo - Apresenta-se constituído de lamelas justapostas numa disposição contínua (Fig. 2.3). A palavra lamela é usada para definir a camada de material de cavaco constituída pelos grãos cristalinos deformados. Aos agrupamentos distintos de lamelas, denominam-se *grupos lamelares, elementos de cavaco ou escamas*. No cavaco contínuo a distinção entre estes grupos lamelares não é tão nítida como nos outros tipos de cavaco. O cavaco contínuo forma-se na usinagem de materiais dúcteis e homogêneos, com pequeno e médio avanço.

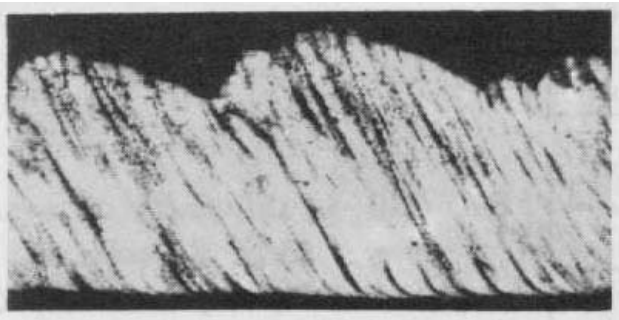
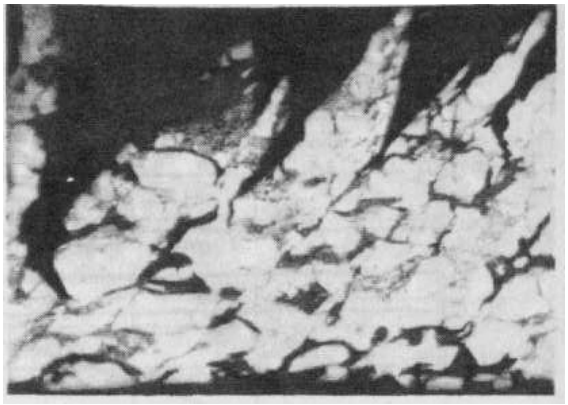
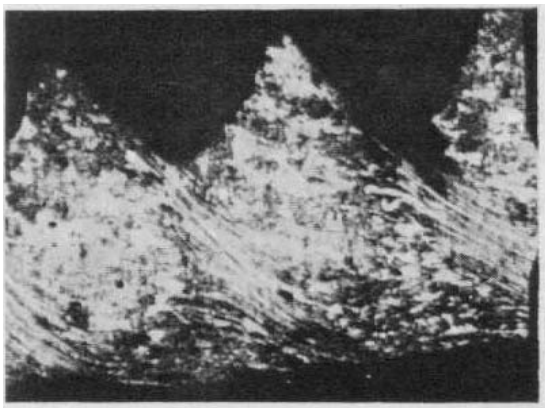


Figura 2.3 - Cavaco contínuo (FERRARESI, 1977)

b) Cavaco de cisalhamento – Apresenta-se constituído de grupos lamelares bem distintos e justapostos. Estes elementos de cavaco foram cisalhados na zona primária de cisalhamento e parcialmente soldados em seguida, Fig. 2.4 a e Fig. 2.4 b. Formam-se quando houver diminuição da resistência do material no plano de cisalhamento devido ao aumento de temperatura, à heterogeneidade da microestrutura do material, ou a vibrações externas que conduzem às variações de espessura de cavaco. Este tipo de cavaco também se forma usando-se grandes avanços, velocidades de corte geralmente inferiores a 100 m/min e ângulo de saída pequeno.



a)



b)

Figura 2.4 - Cavaco de cisalhamento (FERRARESI, 1977)

c) Cavaco de ruptura - Apresenta-se constituído de fragmentos arrancados da peça usinada (Fig. 2.5). Há uma ruptura completa do material em grupos lamelares (na zona de cisalhamento primário), os quais permanecem separados. Forma-se na usinagem de materiais frágeis ou de estrutura heterogênea, tais como o ferro fundido e o bronze.

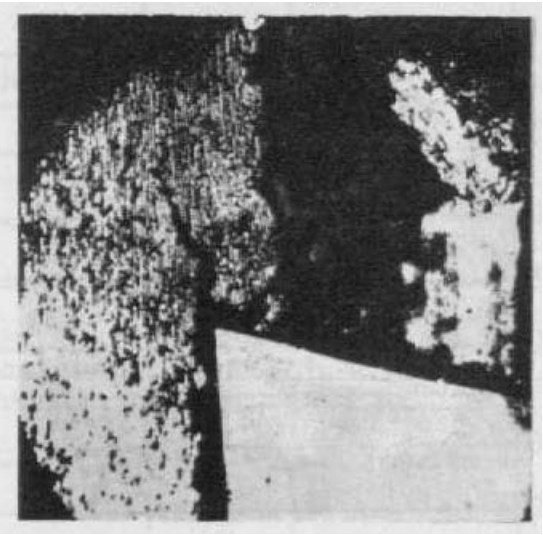


Figura 2.5 - Cavaco de ruptura (FERRARESI, 1977)

Verifica-se que não há uma distinção perfeitamente nítida entre cavacos contínuos e de cisalhamento. Dependendo das condições de usinagem (avanço, velocidade de corte, ângulo de saída) pode-se passar de um tipo para outro.

Já Machado; Da Silva (2004) preferem classificar os tipos de cavacos em:

1. Cavaco contínuo;
2. Cavaco parcialmente contínuo;
3. Cavaco descontínuo;
4. Cavaco segmentado.

O cavaco contínuo é o mesmo da classificação de Ferraresi (1977) e o cavaco parcialmente contínuo é o que Ferraresi classificou como cavaco de cisalhamento. Cavaco descontínuo é o cavaco de ruptura.

Já o cavaco segmentado se caracteriza por grandes deformações continuadas em estreitas bandas entre as lamelas (MACHADO; Da SILVA, 2004). Sua formação é explicada qualitativamente por Cook (1953) e Shaw et al. (1954). Neste tipo de cavaco, durante a sua formação, a taxa de diminuição de resistência devido ao aumento de temperatura (devido às deformações plásticas) é igual ou maior que a taxa de aumento de resistência devido ao encruamento no plano de cisalhamento primário. Isto é comum de acontecer em materiais com baixa condutividade térmica como o titânio e suas ligas. A energia liberada pelo cisalhamento é convertida em calor prontamente e, devido à baixa condutividade térmica, o aquecimento é localizado e provoca uma diminuição da resistência do material. Com isto, o cisalhamento que deveria começar a ocorrer na porção de material do próximo ciclo de formação de cavaco, continua acontecendo na mesma porção e o plano de cisalhamento é girado. O processo continua até que o aumento de força devido à rotação do plano de

cisalhamento excede a força necessária para deformar plasticamente material mais frio em um plano mais favorável. Este processo é chamado de cisalhamento adiabático (Lê MAIRE; BACKOFEN, 1972). E resulta na produção de cavacos na forma de serra dentada (Fig. 2.6).

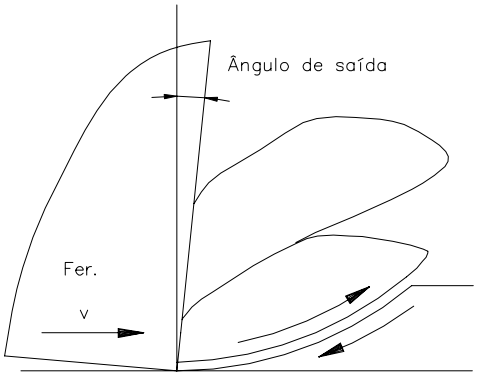


Figura 2.6 - Cavaco segmentado (KOMANDURI; Von TURKOVICH, 1981)

Astakhov et al. (1997) propuseram um modelo generalizado para formação do cavaco que é apresentado a seguir (Fig. 2.7):

Com a penetração da ferramenta na peça ocorre uma concentração de tensão logo acima da aresta de corte. Dependendo das propriedades do material da peça, a mecânica da formação do cavaco poderá ser como segue:

a) O material da peça tem predominantemente propriedades elásticas (materiais frágeis), região A da Fig. 2.7.

Quando a cunha de corte penetra na peça a concentração de tensão máxima ocorre logo acima da aresta de corte - Fig. 2.8-a . Quando esta tensão atinge o limite de resistência do material uma trinca se forma à frente da aresta de corte (Fig. 2.8-b). Neste estágio, somente tensão de compressão existe na zona de deformação. A propagação desta trinca resulta em um pedaço de cavaco ainda solidário à peça com uma forma de alavanca e o estado de tensão torna-se complexo, porque não somente tensões compressivas mas também tensões de flexão criadas pelo cavaco agem na zona de deformação.

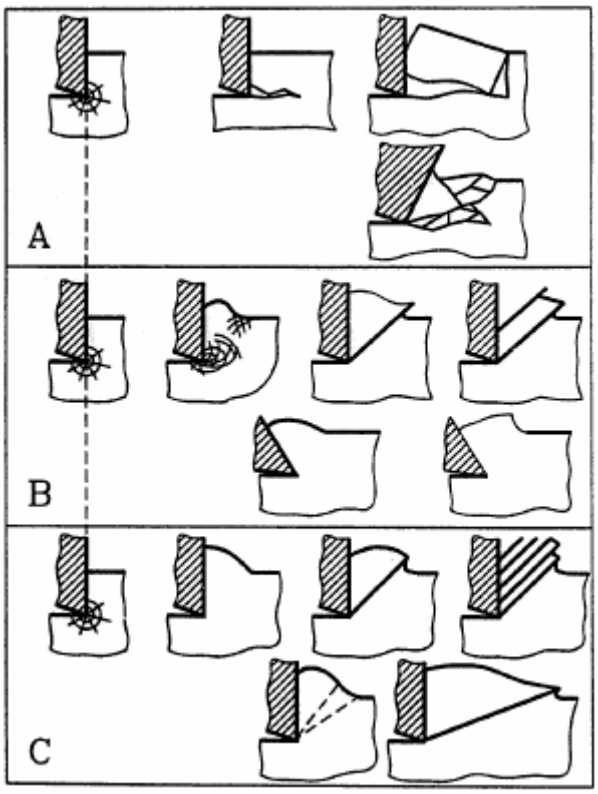


Figura 2.7 - Modelo generalizado para formação de cavaco proposto por Astakhov et al. (1997).

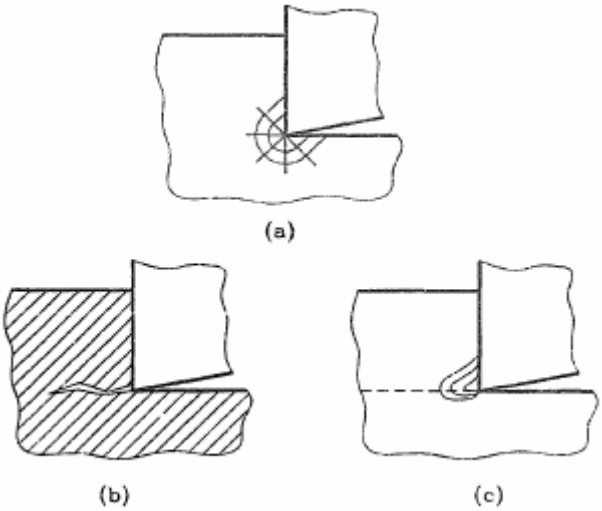


Figura 2.8 - Início da penetração da cunha de corte na peça (ASTAKHOV et al., 1997)

Duas situações diferentes podem ser criadas. A primeira é quando a tensão de flexão tem um papel importante na formação do cavaco e na sua ruptura (falha). Isto acontece quando a força resultante R intercepta o eixo da alavanca formada (Fig. 2.9-a). Quando o carregamento imposto pela cunha cortante atinge um valor limite, a fratura do cavaco ocorre

na seção 1-1. Quando isto ocorre, pedaços aproximadamente retangulares de cavacos são formados. Astakhov et al. (1997) os classificam como "*regularly broken chips*". A segunda situação ocorre quando a força resultante age diretamente e nenhum momento fletor está envolvido na formação do cavaco (Fig. 2.9-b). Neste caso, a falha do cavaco ocorre exclusivamente por compressão de um fragmento localizado entre a cunha da ferramenta e a porção não deformada da peça. Desta forma o modo de falha comum quando um material frágil é submetido a um teste de compressão simples ocorre. Pedaços de cavaco com formas irregulares e de diversos tamanhos são produzidos, com fragmentos menores formando o pó que é inerente à usinagem de materiais como o ferro fundido. O autor chama este tipo de cavaco de "*irregularly broken chip*".

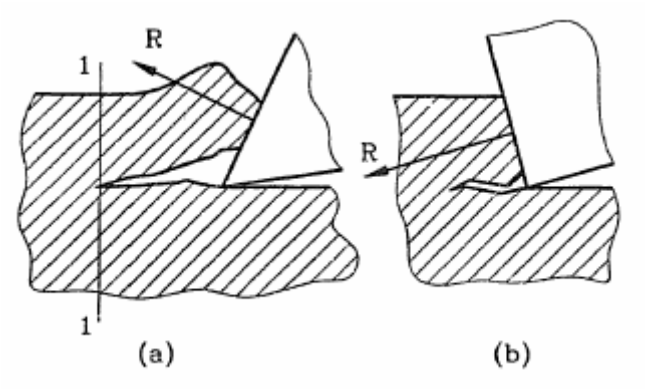


Figura 2.9 - As duas situações possíveis durante a usinagem de um material frágil (ASTAKHOV et al., 1997)

Desta forma, mesmo quando da usinagem de materiais frágeis, o controle do cavaco é possível, dentro de certo limite. A ocorrência de momento fletor é controlada pela geometria da ferramenta de corte (especificamente pelo ângulo de saída). Ângulos de saída positivos criam uma componente da força de corte perpendicular ao eixo da alavanca de cavaco que é responsável pelo momento fletor.

b) O material da peça tem comportamento elasto-plástico (região B da Fig. 2.7).

Neste caso a concentração de tensão acima da aresta da ferramenta (Fig. 2.8-a) leva à formação de uma zona plástica, Fig. 2.8-c. Cavaco na forma de uma alavanca elastoplástica é formado. Este cavaco é sujeito a forças provenientes da ferramenta e da zona plástica, Fig. 2.10-a, de forma que sua fratura acontece ao longo da seção 1-1.

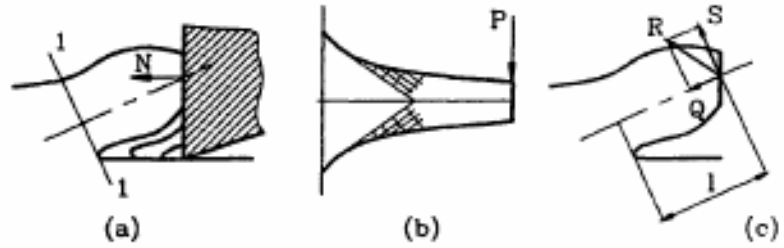


Figura 2.10 - Cavaco como uma alavanca elasto-plástica de contorno curvo (ASTAKHOV et al., 1997)

O estudo de alavanca de contornos curvos mostra que a máxima deformação plástica ocorre na superfície da alavanca próxima ao engaste (MACLENTOK; ARGON,1966). A Fig. 2.10-b mostra a intensidade dessa deformação pelas correspondentes linhas de deslizamento. A força resultante R aplicada na alavanca pode ser decomposta em sua duas componentes: A força de compressão Q e a força transversal S responsável pelo momento fletor, Fig. 2.10-c. Portanto, a deformação plástica na raiz do cavaco é devida a uma combinação dos efeitos da força de compressão Q e do momento fletor ($M = Sl$). O campo de deformação obtido a partir da combinação destes dois efeitos é mostrado na Fig. 2.11-a. A figura 2.11b mostra que a região deformada tem uma grande semelhança com o modelo proposto.

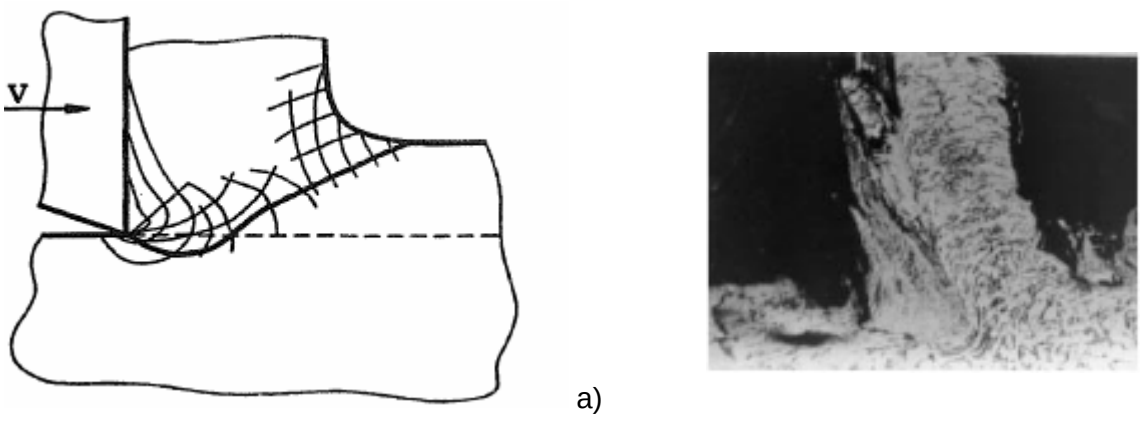


Figura 2.11 - Campo de deformação plástica durante a usinagem de material de comportamento elasto-plástico (ASTAKHOV et al., 1997)

Quando as tensões nas zonas de deformação plástica indicadas atingem um valor limite, todo pedaço do cavaco em forma de alavanca começa a deslizar ao longo dos planos onde este valor é atingido. Este pedaço de cavaco não chega a se separar da peça devido ao fechamento de micro trincas e ao caldeamento das superfícies de escorregamento relativo instantaneamente formadas. Este caldeamento acontece quando o escorregamento

relativo cessa, devido a uma redistribuição das forças entre este fragmento de cavaco e uma nova porção do material da peça que começa a entrar em contato com a ferramenta. Como resultado a tensão ao longo do plano de deslizamento torna-se menor que a tensão limite. Um novo fragmento de cavaco começa a se formar. Desta forma o cavaco formado tem um aspecto serrilhado na sua superfície livre (superior) e o de uma superfície lisa no lado de contato com a ferramenta (inferior) – Fig. 2.4-b.

Astakov et al. (1997) chamam este cavaco de "*continuous fragmentary chip*[2]". Ele tem uma resistência não uniforme ao longo de seu comprimento. A resistência ao cisalhamento dos fragmentos é muito maior que a resistência ao cisalhamento de suas conexões. Um estudo detalhado da formação deste tipo de cavaco mostra que, dependendo das características dos componentes do sistema de corte, a tensão limite, para um dado material, ocorre (Fig. 2.12): a) na região 1 (adjacente à aresta da ferramenta) ao longo do plano que divide a peça e a camada a ser removida; b) na região 2 ao longo do engaste da alavanca formada pelo cavaco. Este último caso tem sido exaustivamente pesquisado na literatura de usinagem, enquanto o primeiro foi estudado de forma insuficiente (ASTAKHOV et al., 1997).

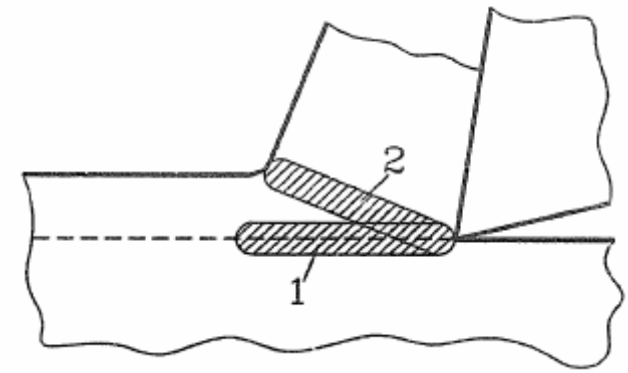


Figura 2.12 - Regiões de ocorrência da tensão limite (ASTAKHOV et al., 1997)

A região 1 é uma região de alta tensão porque a ponta de ferramenta causa uma concentração de tensão de compressão, e a alavanca de cavaco arranca a camada de metal que está sendo removida da peça, criando tensão de tração. Vale a pena mostrar aqui que um tipo muito especial de cavaco pode ser formado sob estas condições quando se usina com ângulos de saída grandes.

Um modelo de corte com grande ângulo de saída é mostrado na Fig. 2.13. Considera-se ângulo de saída grande algo em torno de 30-45°. A redução da taxa de deformação com o aumento do ângulo de saída leva a uma condição em que o ângulo θ, entre o plano de

[2] Neste texto esta denominação será traduzida por "cavaco continuamente fragmentado".

máxima tensão cisalhante e a direção da força compressiva R, torna-se 90°. Este modelo é comparável à compressão do material da peça entre dois planos inclinados com um pequeno ângulo entre eles. Na usinagem, um dos planos é formado pela superfície de saída da ferramenta, e o outro, pelo metal a ser removido na região onde a deformação plástica ainda não ocorreu, a condição de fronteira entre as regiões plástica e elástica (linha ML na Fig. 2.13). Sob estas condições o material flui principalmente na direção da abertura da cunha formada pela zona plástica. Em usinagem a parte mais estreita da cunha está localizada na região 1, Fig. 2.12.

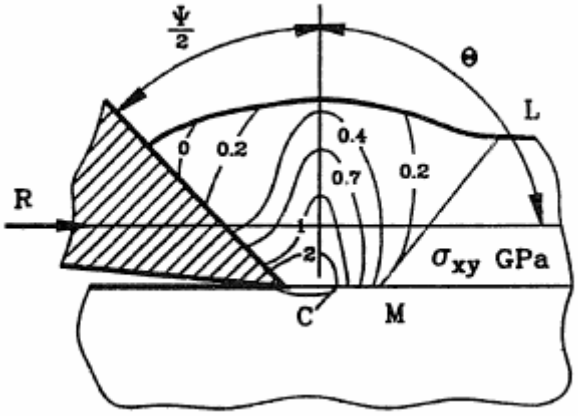


Figura 2.13 - Modelo de usinagem com ângulo de saída grande (ASTAKHOV et al., 1997)

As considerações acima mostram que, se a configuração do sistema de corte é como aquela mostrada na Fig. 2.13, a fratura do material em usinagem ocorre somente na linha que separa a peça da camada a ser removida. Um cavaco contínuo de resistência uniforme com a textura em forma de cunha é formado. Astakhov et al. (1997) chamam este de “cavaco contínuo com textura em forma de cunha”, Fig. 2.3.

c) O material da peça tem predominantemente propriedades plásticas

Na usinagem de materiais altamente plásticos (região C na Fig. 2.7), o cavaco pode apenas transmitir um momento fletor insignificante devido à sua pequena rigidez. Desta forma a falha do cavaco ocorre apenas ao longo do plano de cisalhamento e, portanto, a formação do cavaco é uma série de cisalhamentos sucessivos.

O momento fletor influencia fortemente a fratura do material nas regiões 1 e 2 (Fig. 2.12). Este momento cresce na zona de deformação do lado do cavaco porque este serve como uma alavanca e tem um papel chave na quebra do cavaco. Entende-se que a elasticidade do material da peça é a principal característica que afetam o momento fletor nas regiões 1 e 2. Além disso, assim que a ponta livre do cavaco entra em contato com a peça,

este momento fletor torna-se decisivo para a quebra do mesmo, assim como sua elasticidade. Portanto, o processo de formação do cavaco torna-se difícil, e eventualmente impossível, com a redução da elasticidade do material da peça. Para comprovar esta hipótese Astakhov et al. (1997) testaram um aço SAE 1045 e um aço inoxidável austenítico (8% Ni, 17% Cr), que têm aproximadamente a mesma resistência mas, propriedades elásticas consideravelmente diferentes, Fig. 2.14. Como se vê, a ferramenta necessita percorrer um caminho maior para atingir a tensão limite ao longo da superfície de fratura no caso do aço inoxidável.

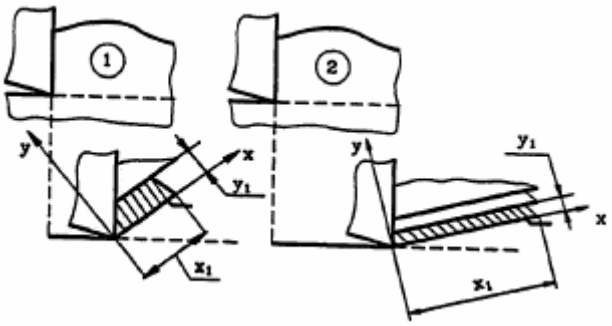


Figura 2.14 - Formação do cavaco durante a usinagem de: (1) aço médio carbono; (2) aço inoxidável (ASTAKHOV et al., 1997)

Considerando uma porção de material localizado entre duas superfícies de cisalhamento sucessivas, as deformações deste volume podem ser expressas por:

$$\varepsilon_x = \ln\frac{x_1}{x} \qquad \varepsilon_y = \ln\frac{y_1}{y} \qquad \varepsilon_z = \ln\frac{z_1}{z} \tag{2.1}$$

Onde x, y, z e x_1, y_1 e z_1 são as dimensões do volume antes e após a deformação, respectivamente. Admite-se que a largura do cavaco é aproximadamente igual à largura de corte. Portanto $z = z_1$ e $\varepsilon_z = 0$. Portanto, pela conservação do volume:

$$\ln\frac{x_1}{x} + \ln\frac{y_1}{y} = 0 \quad \text{ou} \quad \frac{x_1}{x} = \frac{y_1}{y} \tag{2.2}$$

Isto demonstra que um aumento na plasticidade do material da peça leva a formação de um cavaco de maior espessura, visto que a distância entre duas superfícies de cisalhamento sucessivas diminui.

Portanto, com o aumento da plasticidade do material da peça, o comprimento do fragmento de cavaco diminui, sob as mesmas condições de corte. Em uma micrografia de cavaco obtido durante a usinagem de material com alta plasticidade (Fig. 2.15), observa-se uma série de planos de deslizamento, um seguido do outro. Este cavaco sofre uma deformação severa e a literatura o referencia como cavaco contínuo. Entretanto, deve ser mencionado que as condições para sua formação mostram que este cavaco é do tipo "cavaco continuamente fragmentado" mas o comprimento de seus fragmentos tende a zero e, quando ele chega à zero, a formação do cavaco cessa. Isto explica a dificuldade da quebra de cavaco sob estas condições. O cavaco formado tem uma resistência uniforme e necessita da imposição de uma deformação severa para quebrá-lo em pedaços.

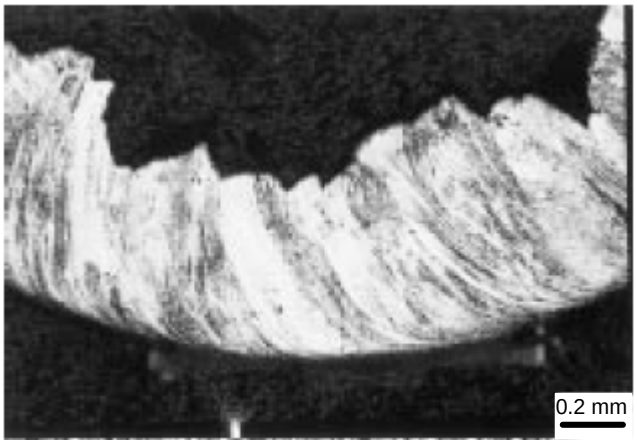


Figura 2.15 - Cavaco de liga Fe-28.9Ni-0.10C recozida usinada com velocidade de corte de 350 m/min (SUBRAMANIAN et al., 1999)

A formação instável de cavaco ocorre principalmente quando o material da peça tem propriedades plásticas. Quando se usina material de alta plasticidade pode-se criar, ao longo da interface cavaco-ferramenta, condições em que o deslizamento normal do material sobre a superfície de saída da ferramenta não acontece devido ao contínuo contato entre os picos e vales das irregularidades da superfície, este fenômeno é conhecido como aderência (TRENT; WRIGHT, 2000).

A formação de cavaco sob condições de aderência está ilustrada na Fig. 2.16. A superfície "bc" do cavaco aderido e a superfície "ab" (a fronteira entre as regiões plástica e elástica do material) são separadas por um ângulo ψ. Com o avanço da ferramenta, o material na região em forma de cunha "abc" é comprimido e escoa na direção da fronteira "ac". Com o progresso da usinagem o carregamento imposto pela ferramenta aumenta, e como resultado, a zona plástica se expande e, finalmente, sua fronteira assume uma posição particular "bm" e então a região "bcm" é formada. Aqui, um aumento gradual do

ângulo γ_Φ até se aproximar de 90° muda o modo de deformação de compressão para cisalhamento. Quando γ_Φ = 90°, a fratura acontece ao longo da fronteira “bm”. No momento da fratura a resistência à penetração da ferramenta é máxima e a direção da reação R (da parte elasticamente deformada da camada sendo removida) torna-se paralela à superfície de saída da ferramenta.

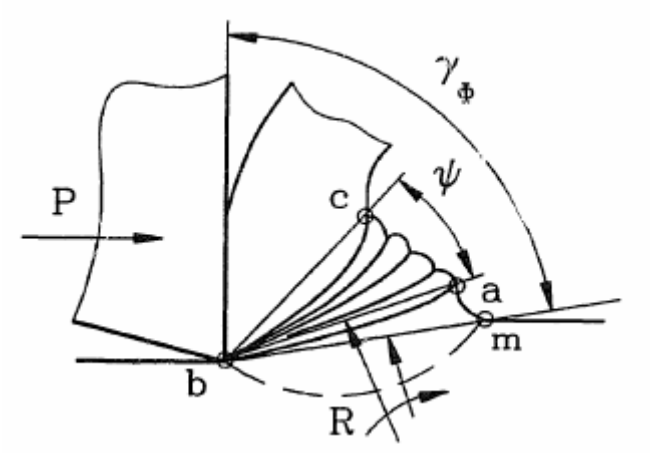


Figura 2.16 - Modelo de formação de cavaco quando ocorre aderência na interface cavaco-ferramenta (ASTAKHOV et al., 1997)

Assim foi criada a condição para cisalhar toda camada ao longo da superfície de saída. A região nas proximidades da aresta da ferramenta torna-se livre, uma nova camada se forma e o ciclo se repete.

Este modelo proposto por Astakhov et al. (1997) é equivalente ao modelo de cavaco segmentado apresentado nas páginas anteriores.

Quanto à forma dos cavacos, os mesmos são classificados em (FERRARESI, 1977):

- ✓ Cavaco em fita;
- ✓ Cavaco helicoidal;
- ✓ Cavaco espiral;
- ✓ Cavaco em lascas ou pedaços.

Entretanto a norma ISO 3685 (ISO, 1993) apresenta uma classificação dos cavacos com um nível de detalhamento maior (Fig. 2.17).

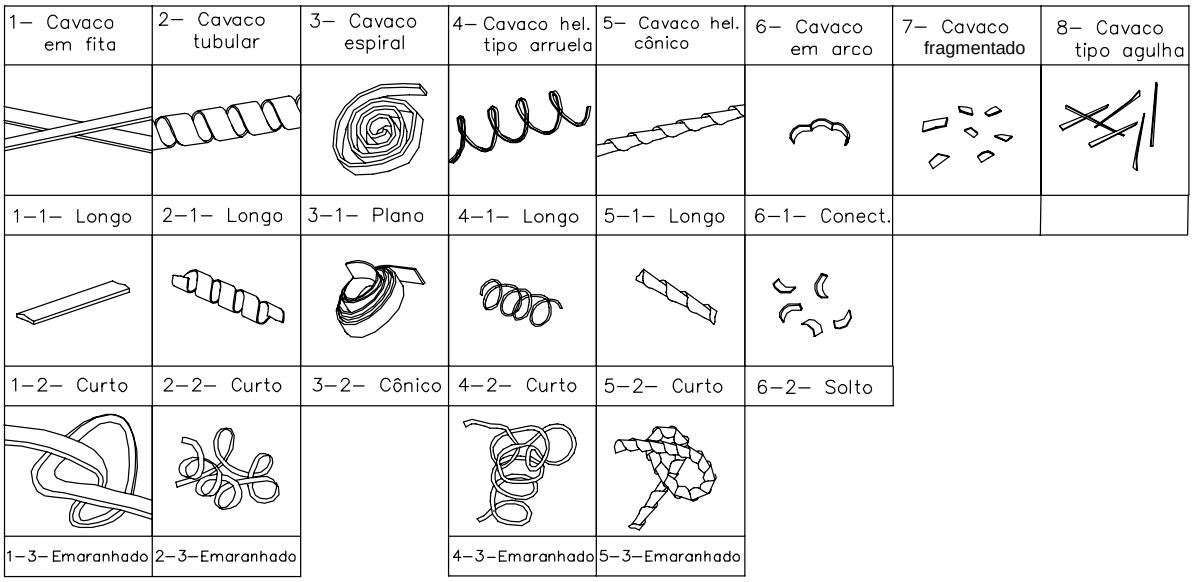


Figura 2.17 - Formas de cavaco (ISO, 1993)

A Fig. 2.18 apresenta fotografias de algumas formas de cavaco apresentadas na Fig. 2.17.

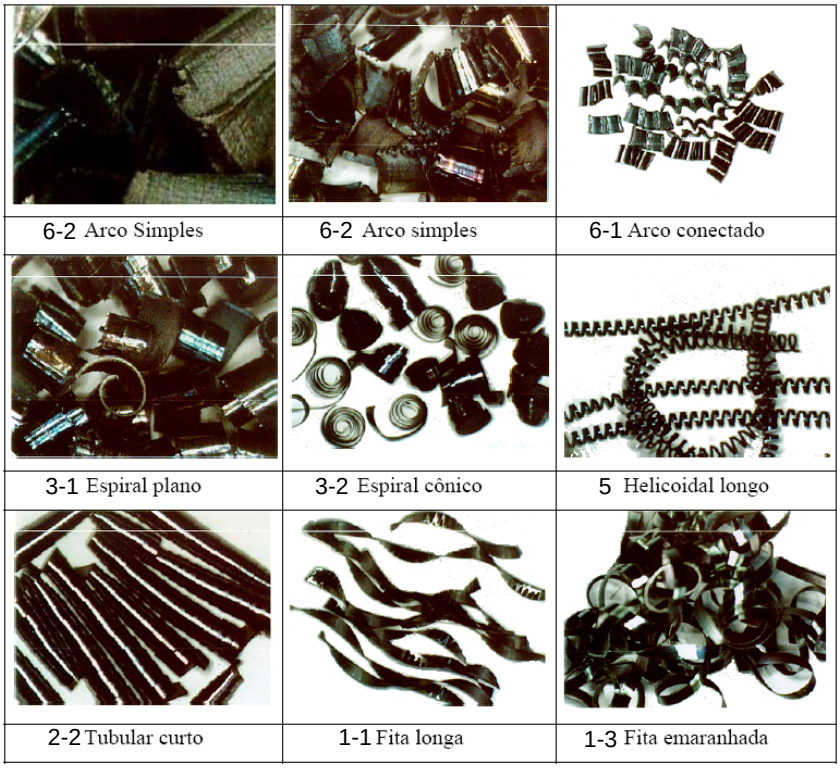


Figura 2.18 – Formas de cavaco classificadas de acordo com a norma ISO 3685 (EVANGELISTA LUIZ, 2001).

Dois fatores contribuem de maneira decisiva para a forma do cavaco: a plasticidade do material da peça e a configuração geométrica do sistema de corte (peça, cavaco e ferramenta). Some-se a isto, a influência das condições de usinagem.

A plasticidade do material da peça influi principalmente no mecanismo de formação do cavaco e também na rigidez do elemento de cavaco formado (ASTAKOV et. al, 1997) (MACHADO; Da SILVA, 2004).

A geometria do sistema de corte determina a deformação imposta ao cavaco durante e após a sua formação (DINIZ et al., 2000), Sendo que imediatamente após a formação do cavaco, a geometria do sistema determina a curvatura do cavaco e também pode alterar sua rigidez através da modificação da sua seção transversal. É claro que a geometria do cavaco (sua forma) não é passível de alterações significativas se o material da peça tiver propriedades predominantemente elásticas (materiais frágeis).

Quanto às condições de usinagem, em geral, um aumento da velocidade de corte ou uma redução do avanço tendem a mover a forma do cavaco para esquerda da Fig. 2.17 – isto é, produzir cavacos em fitas. Segundo Machado e Da Silva (2004), o avanço é o parâmetro que mais influencia a forma do cavaco. A profundidade de corte tem influência mas, numa proporção menor. A Fig. 2.19 mostra a influência desses dois parâmetros.

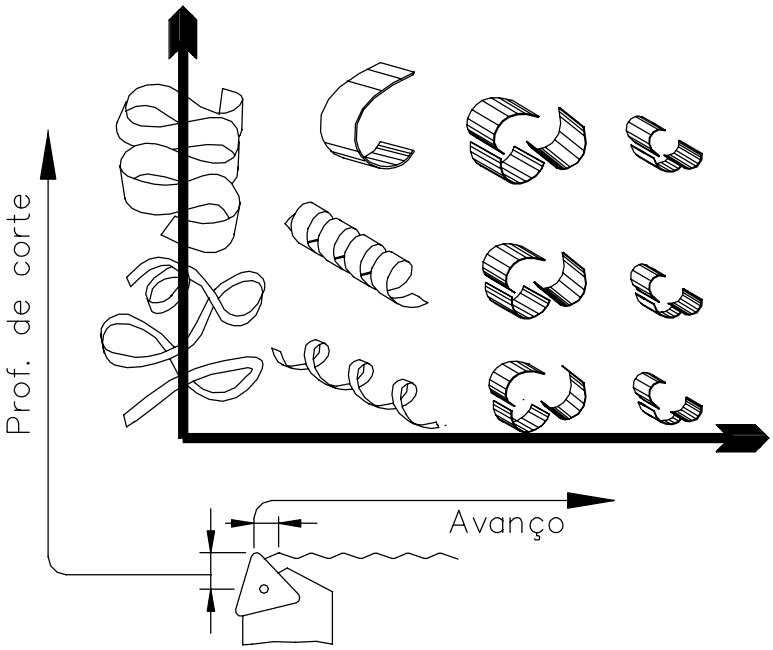


Figura 2.19 - Efeito do avanço e da profundidade de corte na forma dos cavacos (SMITH, 1989)

A forma do cavaco é um aspecto importante da usinagem pelos seguintes motivos (DINIZ et al., 2000): a) cavacos longos em forma de fita podem enroscar na peça

oferecendo riscos à integridade física do operador; b) este mesmo tipo de cavaco quando se enrosca na peça diminui a qualidade da superfície usinada; c) podem provocar quebras e avarias nas ferramentas de usinagem; d) se forem muito longos são de difícil transporte e remoção.

2.2. A interface cavaco-ferramenta

O movimento da porção de cavaco sobre a superfície de saída da ferramenta tem influência marcante em todo o processo de usinagem, particularmente no próprio mecanismo de formação de cavaco, na força de usinagem, no calor gerado durante o corte, nas temperaturas de usinagem e nos mecanismos e taxa de desgaste das ferramentas de corte (MACHADO; Da SILVA, 2004).

As condições da interface cavaco-ferramenta têm sido estudadas pelos últimos 50 anos, entretanto descrições e interpretações precisas da geometria do contato ainda não estão disponíveis (RAMAN et al., 2002). A razão para isto é que o estudo da interface é uma tarefa árdua em função de suas dimensões reduzidas e das altas velocidades envolvidas nos processos de usinagem. A maioria das teorias disponíveis foi derivada de estudos desta interface após o corte ter sido interrompido (utilizando-se dispositivos *quick-stop*) e de medições de deformações e temperaturas naquela região (MACHADO; Da SILVA, 2004).

2.2.1. Atrito no corte dos metais

Quando duas superfícies são colocadas em contato apenas uma fração da área de contato aparente (A) está realmente em contato (área de contato real - A_R), devido às micro-irregularidades inerentes às superfícies. Os contatos acontecem apenas em alguns picos das irregularidades, Fig. 2.20.

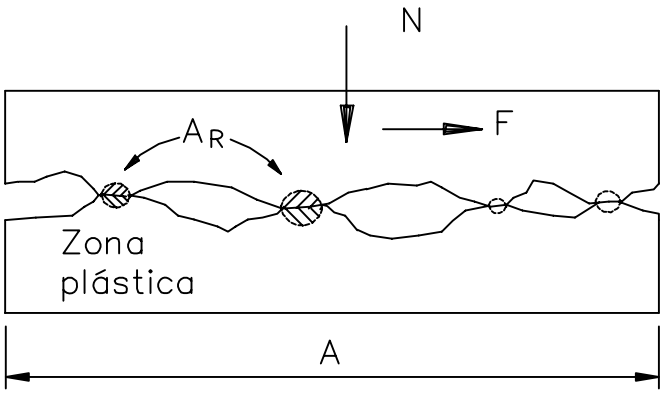


Figura 2.20 - Área de contato numa superfície levemente carregada (SHAW et al., 1960)

Com a aplicação de uma carga normal maior, os pontos de contato são deformados e a área de contato real (A_R) aumenta até ser capaz de suportar a nova carga. A força de atrito aumenta na mesma proporção, sendo que o coeficiente de atrito é dado pela razão entre a força de atrito e a força normal. A região em que o limite de proporcionalidade é válido é chamada de lei de atrito de Coulomb. Se o aumento da carga normal for grande o suficiente, todas as irregularidades serão deformadas e as superfícies entrarão em íntimo contato. Dentro destas condições a lei de Coulomb não é mais válida. A força normal necessária para que isso aconteça é chamada "carga normal limite". Acima desse valor um aumento na força normal não altera mais a força de atrito. Ela passa a ser constante e assume o valor suficiente para cisalhar o material menos resistente.

A literatura cita três regimes diferentes de atrito sólido (SHAW et al., 1960). A Fig. 2.21 ilustra esses regimes. O regime I é aquele onde a lei de atrito de Coulomb é válida. O regime III é aquele onde não existe superfície livre entre os dois materiais. Ele começa a existir a partir do valor de tensão normal limite (σ_2). O regime II é o regime de transição entre o I e o III, em que coeficiente de atrito diminui com o aumento da carga normal. Alguns autores (WALLACE; BOOTHROYD, 1964) postulam, entretanto a transição brusca do regime I para o regime III, com a supressão do regime II. Neste caso a lei de atrito de Coulomb vale até o ponto B da Fig. 2.21 e a tensão normal limite passa a ser σ_1.

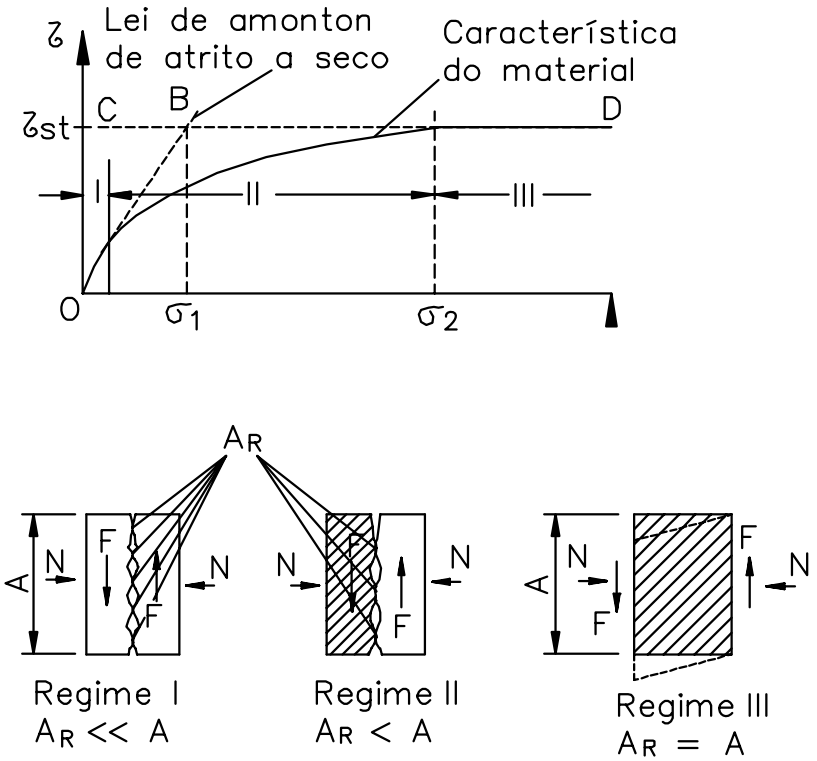


Figura 2.21 - Os três regimes de atrito sólido (SHAW et al., 1960)

2.2.2. Modelos de interface cavaco-ferramenta

A primeira preocupação que se deve ter ao modelar a interface cavaco-ferramenta é a geometria do contato. É a partir desta geometria que se pode prosseguir no modelamento até o ponto da análise quantitativa em que se calculam as tensões e deformações envolvidas bem como as forças, taxa de desgaste, etc. Quando se fala em geometria do contato, isso significa determinar que tipo de condição da interface cavaco-ferramenta está ocorrendo, em que região do contato ela ocorre e qual é a área ocupada por ela.

Na usinagem dos metais pelo menos três condições de interface cavaco-ferramenta podem ser encontradas:

a) Aderência + escorregamento;
b) Escorregamento;
c) Aresta postiça de corte.

A qualidade do modelamento da interface cavaco-ferramenta depende de como estas condições são consideradas em um modelo particular. Raman et al. (2002) após analisar a literatura sobre o tema, e, levando em consideração a física do problema, expuseram esquematicamente quais tipos de contato podem ocorrer na interface cavaco-ferramenta (Fig. 2.22). A Fig. 2.22-a corresponde ao modelo de Merchant e a figura 2.22-d corresponde ao modelo de Zorev. Estes autores afirmam que os modelos de Merchant e Zorev são casos especiais e que um modelo mais geral deve considerar que a região da interface em usinagem consiste de uma porção de regiões (com geometria e tamanhos variados) em que ocorrem aderência e escorregamento simultaneamente, conforme argumentação qualitativa de Wrigth et al. (1979), sendo que estas regiões podem variar ao longo do tempo de corte. Estatisticamente, estas condições também variam com o regime de corte e com os materiais da peça. Para levar isto em consideração, Raman et al. (2002) usaram a geometria fractal que permite modelar o contato intermitente entre duas superfícies (Fig. 2.23). A palavra fractal, cunhada por Benoit Mandelbrot, foi originada do radical fractus, particípio passado do verbo latino frangere, que quer dizer quebrar, produzir pedaços irregulares, em alusão à forma irregular e fragmentada dos objetos ditos fractais (MANDELBROT, 1982).

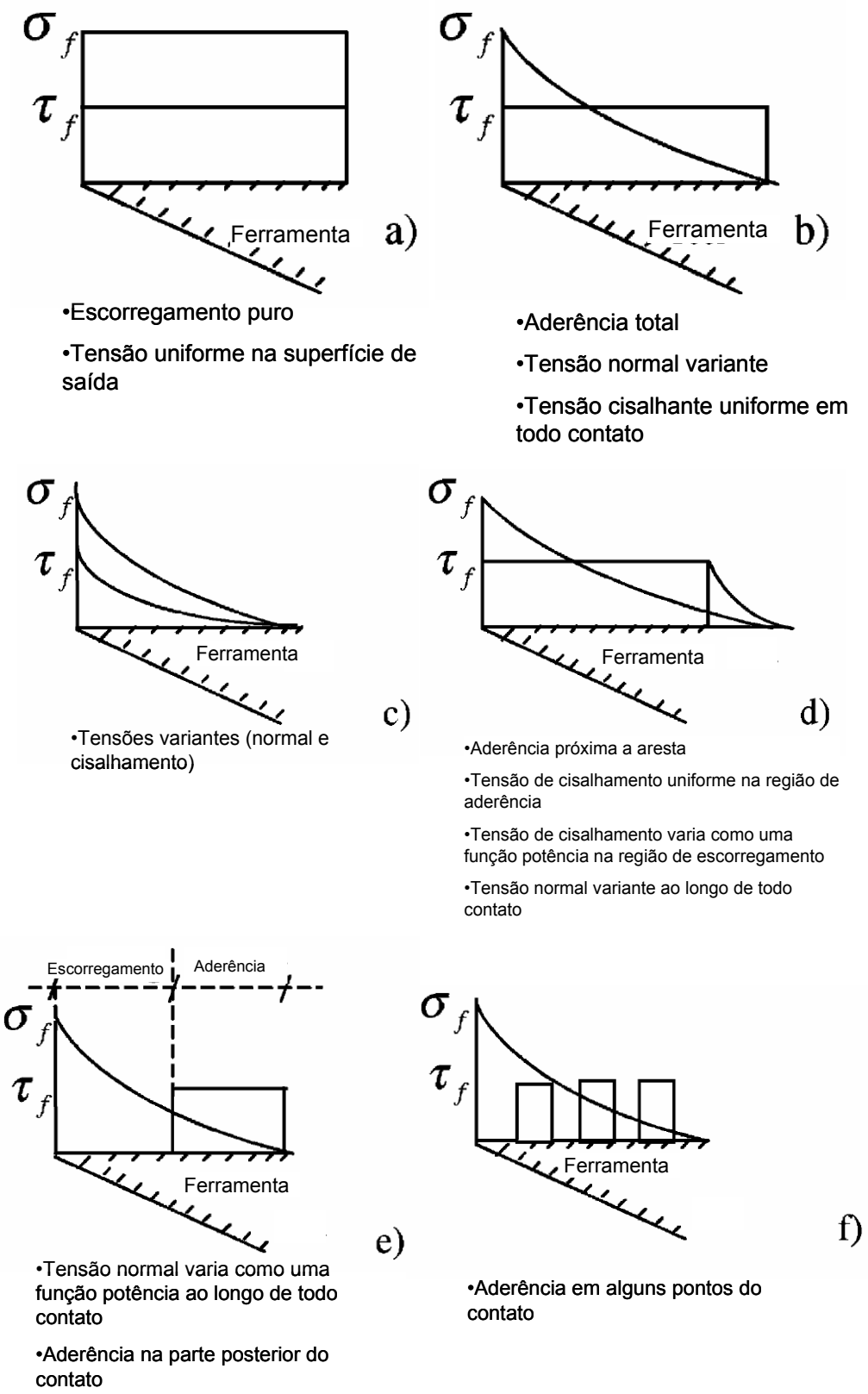


Figura 2.22 - Possíveis cenários de contato na interface ferramenta-cavaco (RAMAN et al., 2002). (σ_f = tensão normal; τ_f = tensão de cisalhamento)

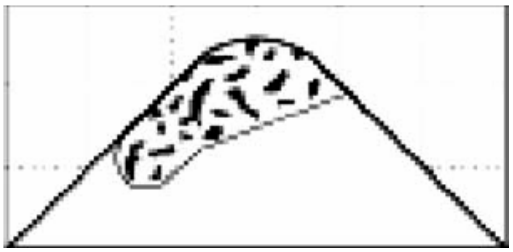


Figura 2.23 - Natureza fractal do contato cavaco-ferramenta (RAMAN et al., 2002)

Diversas abordagens estão presentes na literatura e será feita aqui uma explanação das mais relevantes.

Um dos primeiros modelos da interface cavaco-ferramenta foi apresentado por Piispanen (1937), Fig. 2.24. Neste modelo o movimento do cavaco na superfície de saída se dá apenas por escorregamento de lamelas individuais, como se fossem cartas, desprezando o atrito e o cisalhamento dentro do material. Devido às suas simplificações este modelo não retrata bem a realidade tendo apenas valor histórico.

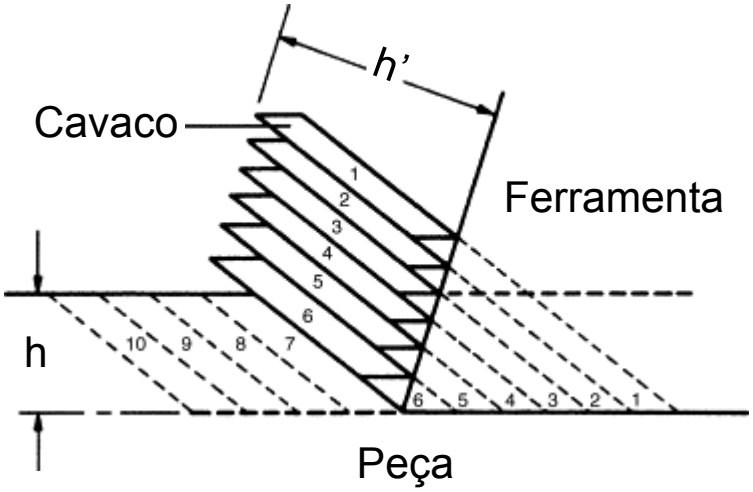


Figura 2.24 - Modelo de formação de cavaco proposto por Piispanen (1937)

Segundo o modelo de Zorev (1963), Fig. 2.25, o comprimento de contato cavaco-ferramenta é divido em duas regiões distintas: “a região de aderência” e “a região de escorregamento”. Neste modelo a tensão normal é máxima na aresta principal de corte e decresce de forma exponencial até zero, no ponto onde o cavaco perde contato com a ferramenta. A tensão cisalhante é constante na zona de aderência (e assume o valor do limite de resistência do material naquela região) e decresce também exponencialmente na zona de escorregamento, até atingir zero, no ponto onde o cavaco perde contato com a ferramenta. Na região de aderência vale o regime III. Na região de escorregamento vale o

regime I do modelo apresentado na figura 2.21. A extensão da zona de aderência depende do valor da tensão limite σ_{lim} (Fig. 2.25)

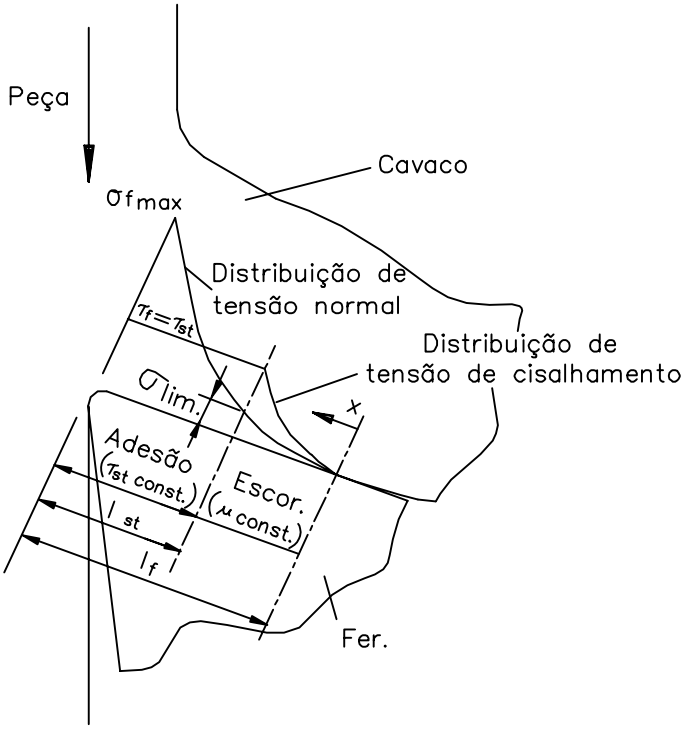
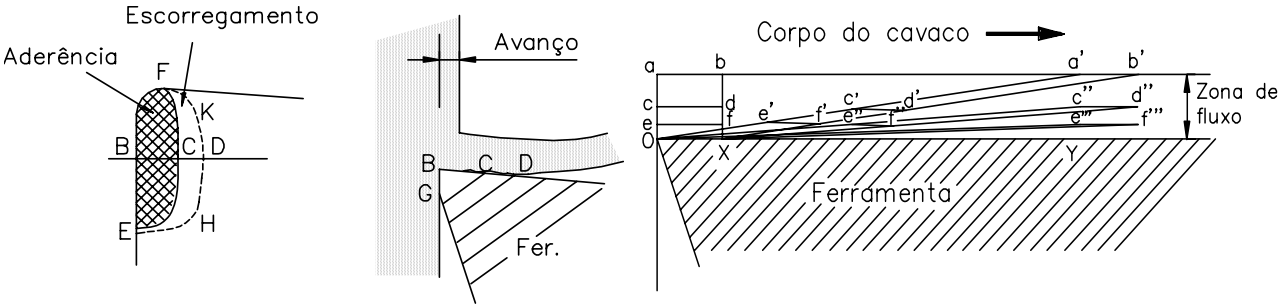


Figura 2.25 - O modelo de distribuição de tensão na superfície de saída da ferramenta, proposto por Zorev (1963)

Trent e Wrigth (2000) postularam que o contato entre o cavaco e a ferramenta é tão íntimo, em uma grande parte da área de contato, que condições de escorregamento na interface são quase impossíveis de ocorrer sobre a maioria das condições de usinagem. Segundo eles as altas tensões de compressão envolvidas promovem ligações metálicas extremamente fortes na interface determinando condições de aderência contínua. A Fig. 2.26 ilustra o modelo proposto por Trent e Wrigth (2000). Nela a zona de fluxo é solidária ao cavaco, sendo que o mesmo afasta-se da aresta de corte com uma velocidade constante. Teoricamente a deformação é infinita na interface quando se admite condições de aderência total.



a) áreas de aderência e escorregamento na interface cavaco-ferramenta.

b) Modelo da deformação na zona de fluxo.

Figura 2.26 - A interface cavaco-ferramenta segundo Trent e Wrigth (2000).

Oxley (1989)e seus colaboradores (HASTINGS et al., 1980) referem-se à zona de fluxo como uma zona de deformação plástica próxima ou na interface ferramenta-cavaco como ilustrado na Fig. 2.27. Seu modelo considera que as condições de atrito na interface são descritas em termos da tensão de escoamento de cisalhamento na camada de cavaco próxima da ferramenta e a interface é definida como a região de máxima tensão e de máxima taxa de cisalhamento. A velocidade de cisalhamento é assumida como zero na interface devido à aderência. A diferença entre o modelo de Oxley (HASTINGS et al., 1980) e o modelo de Trent e Wright (2000) é que o primeiro leva em consideração a velocidade de deformação, bem como as tensões na interface, servindo para calcular parâmetros como temperatura, tensões e deformações na zona de cisalhamento secundária, além de levar em consideração a interação entre o corpo do cavaco e a zona de fluxo.

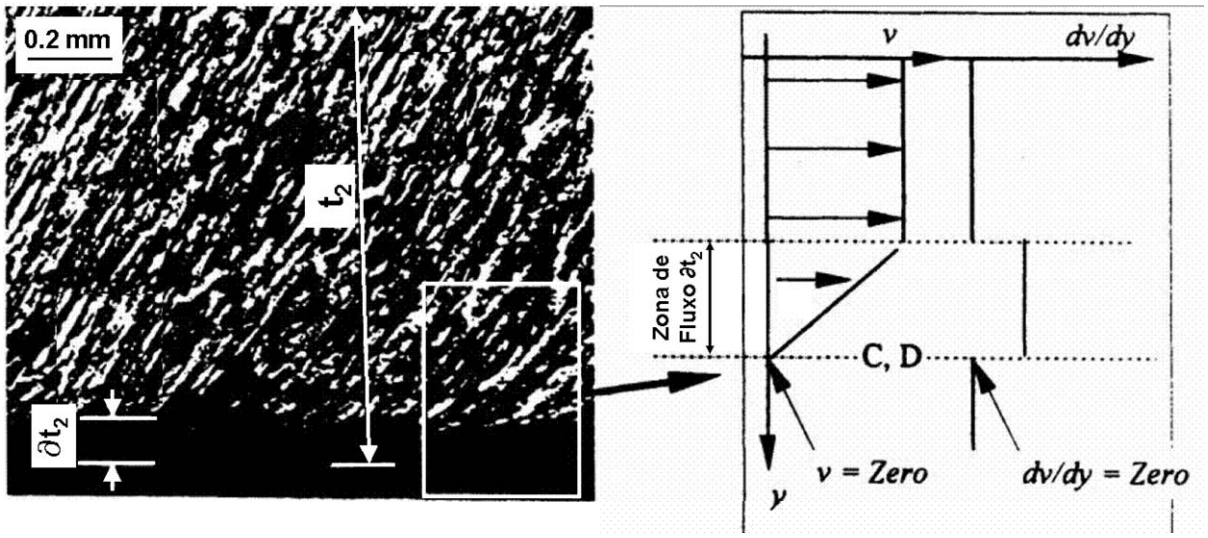


Figura 2.27 – Modelo de Oxley (HASTINGS et al., 1980) (OXLEY, 1989) para a zona de fluxo.

Qi e Mills (2000) argumentam que o estudo da interface ferramenta-cavaco através de ensaios *quick-stop* não consegue detectar a dinâmica do processo. Eles sugerem então que uma abordagem analítica do fenômeno seria a melhor opção. Com este propósito definem a "camada tribológica" com um significado mais geral para representar as características de todas as camadas que podem se formar na interface: aresta postiça, depósito de inclusões, reações químicas, filme líquido, etc. Desta forma a composição química de uma tribocamada pode ser uma combinação de elementos da ferramenta, peça, fluido de corte ou outro meio presente no processo de usinagem. Estes autores modelam a interface ferramenta-cavaco de acordo com a Fig. 2.28-A, que modela a condição de aderência em que a velocidade na interface (ponto D) é zero e o ponto de máxima taxa de deformação (ponto C) não é necessariamente coincidente com o ponto de velocidade zero. Isto sugere que o corte propriamente dito pode não ocorrer na interface mas em algum ponto onde a taxa de deformação é máxima. Com isto, este modelo estaria apto a explicar a existência das tribocamadas.

O modelo usado por outros autores (Fig. 2.28-B) para descrever a interface considera que o ponto de velocidade zero coincide com o ponto de máxima taxa de deformação. Isto é fisicamente impossível para condições de aderência e corresponde à verdade somente em condições de escorregamento em baixas velocidades e baixas tensões de compressão (QI; MILLS, 2000).

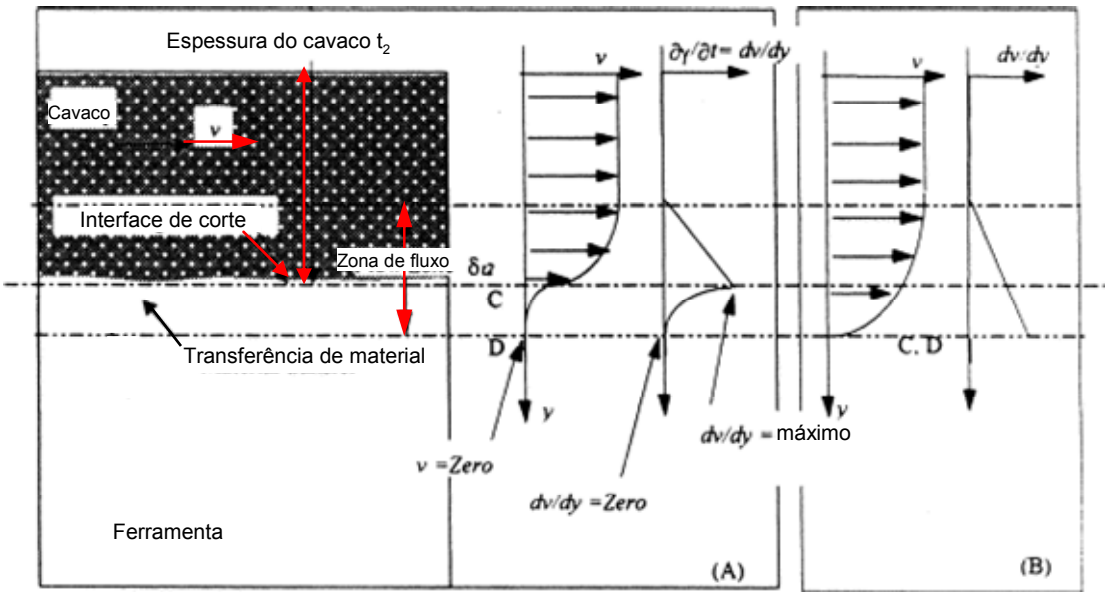


Figura 2.28 - Ilustração dos perfis de velocidades e de taxas de deformação na zona de fluxo (QI; MILLS, 2000)

2.3. Aresta postiça de corte

A aresta postiça de corte (APC) é um acúmulo de material encruado da peça que pode se formar na superfície de saída da ferramenta de corte durante a usinagem. Sua ocorrência está intimamente ligada às condições de corte e às características microestruturais do material da peça.

Quando se usina em baixas velocidades de corte, a aresta postiça de corte pode se formar. Existem evidências de que a APC é contínua com o material da peça e do cavaco, ao invés de ser um corpo separado de material encruado, sobre o qual o cavaco se escoa (TRENT, 1963). A Fig. 2.29 mostra um desenho esquemático da APC, evidenciando ser esta um corpo solidário ao material da peça e do cavaco. A Fig. 2.30 mostra micrografias de aresta postiça de corte de um aço de corte fácil baixo carbono confirmando o desenho esquemático da figura anterior.

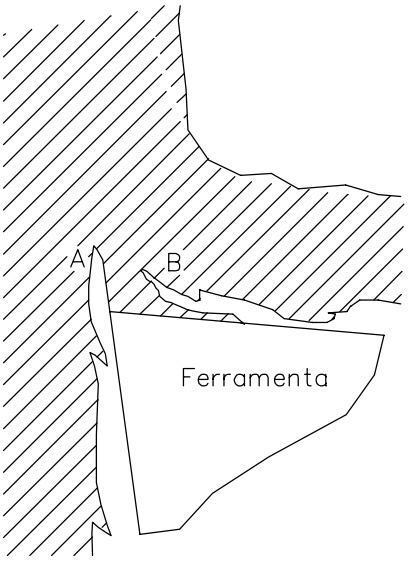


Figura 2.29 – Aresta postiça de corte (TRENT, 1963)

A literatura explica a ocorrência da aresta postiça de corte da seguinte forma (TRENT; WRIGHT, 2000): devido às altas tensões de compressão desenvolvidas durante o corte o escorregamento do cavaco sobre a superfície de saída da ferramenta não é mais possível e o cavaco se forma por deformação plástica acima dos pontos A e B (Fig. 2.29). O encruamento sucessivo de camadas do material faz com que estes pontos se afastem da superfície de saída da ferramenta. Um dos problemas da APC é que ela pode não ser estável e alguns fragmentos podem ser arrancados da mesma e passarem entre a superfície de folga e a peça (o que piora o acabamento superficial) ou arrastarem-se sobre a superfície de saída aumentando o desgaste da ferramenta.

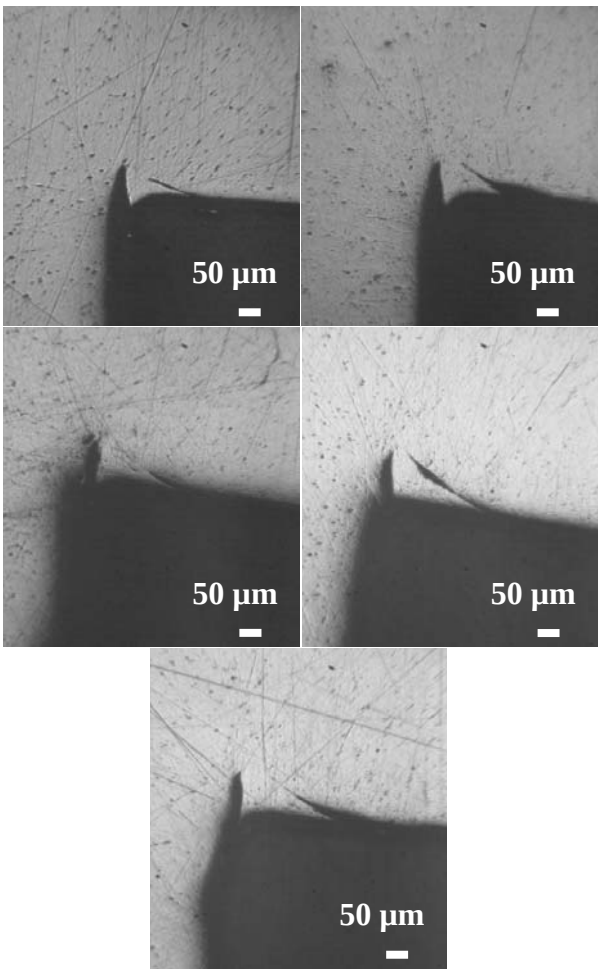


Figura 2.30 – Seqüência de fotografias ao longo da espessura de corte ‘b’ após usinar a 20,91 m/min e com fluído de corte (REIS et al., 2007).

Willians e Rollanson (1970) afirmam que a APC só se formará na presença de segunda fase. Milovic e Walbank (1983) concordam com este ponto de vista. Eles estudaram micrografias de APC obtidas a partir da usinagem de várias ligas e encontram várias microtrincas associadas aos pontos A e B da Fig. 2.29. Segundo eles estas microtrincas estão associadas com partículas de segunda fase que funcionariam como concentradores de tensão.

Bandyopadhyay (1984) mostrou que a APC pode ser eliminada apenas com o pré-aquecimento da ferramenta de corte. Quando o material é aquecido seu aumento de temperatura elimina o encruamento necessário para formação da APC. Este fato explica também porque a APC não se forma em velocidades de corte altas (maiores temperaturas de corte).

Muitos pesquisadores estudaram a geometria da aresta postiça de corte. Alguns partiram de uma abordagem experimental em que parâmetros como largura e espessura da

APC são medidos em amostras obtidas em ensaios *quick-stop* (REIS et al., 2007) (MACHADO; Da SILVA, 2004) (FERRARESI, 1977). Embora esta seja a abordagem mais utilizada, já existem estudos que tentam modelar matematicamente a geometria da aresta postiça de corte. Para tanto, estes estudos se utilizam da teoria da plasticidade com modelagem das regiões de deslizamento através de *slip-lines* (FANG; DEWHURST, 2005). A justificativa para estes estudos é que a geometria da APC afeta diretamente a flutuação das forças de corte.

A velocidade de corte é o parâmetro de maior influência na formação da APC. Para velocidades de corte muito baixas não há formação de APC e o cavaco simplesmente desliza sobre a superfície de saída da ferramenta. Com o aumento da velocidade de corte a APC começa a se formar e irá aumentar de tamanho conforme a mesma aumenta. O tamanho da APC atinge um máximo e então começa a diminuir até desaparecer. Esta característica é ilustrada na Fig. 2.31.

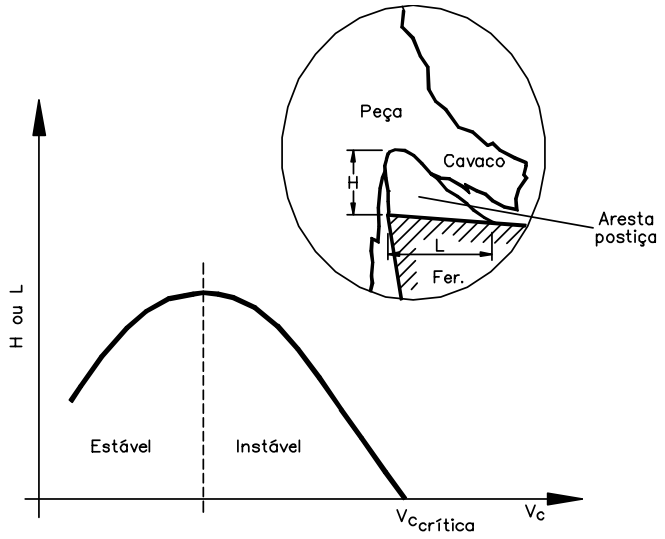


Figura 2.31 - Variação das dimensões da APC com a velocidade de corte com identificação dos regimes estável e instável e da velocidade de corte crítica (FERRARESI, 1977).

Um aumento do avanço leva a um aumento da APC. Já a profundidade de corte não tem nenhum efeito. A geometria da ferramenta afeta a formação da APC, sendo o ângulo de saída o mais influente. Com aumento do ângulo de saída a curva da figura 2.31 se desloca para esquerda (FERRARESI, 1977).

2.4 Grau de recalque do cavaco

O grau de recalque do cavaco (Rc) é a razão entre a espessura do cavaco h' e a espessura de corte h. No corte ortogonal ele é uma medida da quantidade de deformação

sofrida pelo cavaco e pode ser usado, entre outras coisas, para calcular o ângulo de cisalhamento e a velocidade de saída do cavaco. Astakhov e Shvets (2004) argumentam que o grau de recalque é subestimado pelos pesquisadores em usinagem. Eles afirmam que com esta grandeza é possível se calcular a quantidade de energia consumida durante o processo de corte o que auxiliaria na otimização dos processos.

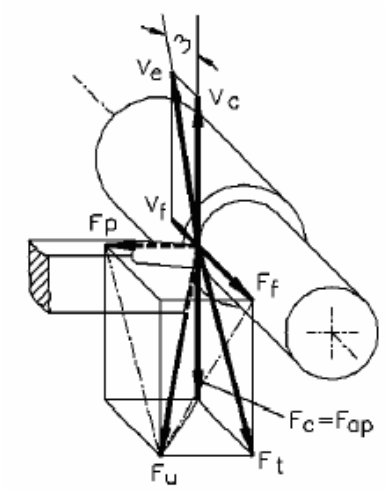
2.5. Forças de usinagem

A força de usinagem é a força total que atua sobre a cunha cortante durante a usinagem e é considerada agindo em direção e sentido sobre a ferramenta.

O conhecimento do comportamento e da ordem de grandeza dos esforços de corte nos processos de usinagem é de fundamental importância, pois eles afetam a potência necessária para o corte, a capacidade de obtenção de tolerâncias apertadas, a temperatura de corte, o desgaste da ferramenta, além de servirem como parâmetros para o projeto de máquinas-ferramenta (DINIZ et al., 2000).

Algumas definições são necessárias antes do estudo das forças de usinagem e as apresentadas a seguir são baseadas na norma DIN 6584 (DIN, 1963) e no trabalho de Ferraresi (1977).

A componente da força de usinagem num plano ou numa direção qualquer é obtida mediante a projeção da força de usinagem F_u sobre esse plano ou direção, isto é, mediante uma decomposição ortogonal. Têm importância prática aquelas componentes que estão contidas no plano de trabalho e no plano efetivo de referência (Fig. 2.32).



Nesta Figura, além das componentes Fc e Ff e Fp, aparecem também as componentes Ft (Força ativa = projeção de Fu sobre o plano de trabalho) e Fap (Força de apoio = projeção de Fu sobre a perpendicular à direção de avanço, situada no plano de trabalho). No caso do torneamento, o ângulo da direção de avanço é 90°, e a força Fap confunde-se com Fc.

Figura 2.32 - Componentes da Força de Usinagem no torneamento (FERRARESI, 1977)

No caso específico deste trabalho são importantes as seguintes componentes da força de usinagem: força de corte, força de avanço e força passiva.

A força de corte (Fc) e a força de avanço (Ff) são as componentes da força de usinagem (Fu) no plano de trabalho e contribuem para potência de corte. Conceitualmente a força de corte F_c é a projeção da força de usinagem sobre a direção de corte e a força de avanço F_f é a projeção da força de usinagem sobre a direção de avanço.

A força passiva (Fp) é a projeção da força de usinagem sobre uma direção perpendicular ao plano de trabalho. Esta componente não contribui para a potência de usinagem, pois é perpendicular aos movimentos, porém, é importante que se estude seu comportamento e o seu valor, pois ela é responsável pela dificuldade de obtenção de tolerâncias de forma e de dimensão apertadas.

Em geral as componentes das forças de usinagem variam com as condições trabalho (material da peça, condições de corte, geometria da ferramenta, etc.). Asthakov (1998) afirma que os materiais com menor deformação final na fratura são os que consomem menor energia durante o corte e, portanto, apresentam valores de força de usinagem menor.

Um aumento do ângulo de saída provoca uma diminuição nas componentes da força de usinagem. O avanço e a profundidade de corte agem na direção oposta, ou seja, aumentando-os as componentes da força de usinagem aumentam.

A velocidade de corte tem comportamento distinto dependendo dos valores considerados. Para pequenos valores de velocidade de corte, a força de corte inicialmente diminui podendo assumir um comportamento aleatório na região de formação da aresta postiça de corte. Além dessa região a força de corte tende a atigir um patamar de estabilização, o qual se deve principalmente ao equilíbrio entre o aumento de resistência devido ao aumento da taxa de deformação e à diminuição de resistência devido ao aumento de temperatura.

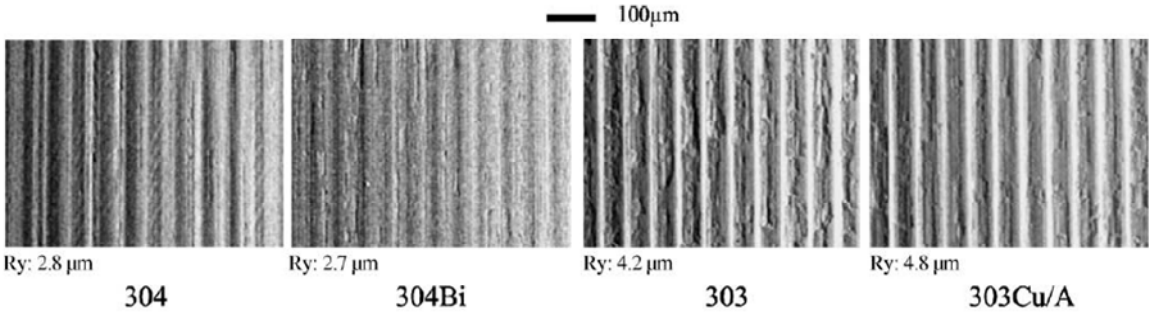
Em profundidades de corte extremamente pequenas, a importância relativa da força passiva tende a aumentar. Este comportamento é devido à diminuição do ângulo de posição primário efetivo. Esta diminuição de ângulo ocorre porque o raio de ponta da ferramenta passa a ter maior participação, em termos relativos, na aresta efetiva de corte (NAVES et. al, 2005).

2.6. Rugosidade superficial

Os parâmetros que mais influem na rugosidade superficial são: vibrações da máquina ferramenta, vibrações inerentes ao processo de corte (formação do cavaco), condições de corte (avanço, profundidade e velocidade de corte) e material da peça.

Grum e Kisin (2003) analisaram a influência da fase macia na rugosidade superficial de peças de ligas alumínio-silício torneadas em operações de acabamento. Para este material a fase dúctil é alumínio com silício em solução sólida e a fase frágil é constituída por cristais de silício. Eles chegaram à conclusão que a quantidade de fase dúctil afeta diretamente a rugosidade superficial das peças. Também concluíram que esta influência é maior que a exercida pelas condições de corte e, uma maior quantidade de fase dúctil na microestrutura do material leva a valores de rugosidade superficial maiores. Eles creditaram este comportamento à maior deformação plástica sofrida pela fase dúctil durante a usinagem e à sua maior tendência de aderência.

Akasawa et al. (2003) afirmam que a maior rugosidade encontrada em aços ressulfurados é devida à presença de sulfetos de manganês. Eles estudaram a usinabilidade de aços austeníticos com e sem adição de elementos para melhoria da usinabilidade (Bi, S, Cu e Ca). Ao analisar a textura das superfícies usinadas (Fig. 2.33) com microscopia eletrônica e EDS verificaram uma maior ocorrência de micro-fendas em todas as velocidades de corte analisadas (12,5 a 100 m/min) nos aços ressulfurados. A análise por EDS permitiu verificar a ocorrência de inclusões de sulfetos de manganês no fundo das micro-fendas. A fratura ocorre na interface entre o material da matriz altamente deformado e as inclusões. Com o aumento da população e do tamanho das inclusões a quantidade de micro-fendas aumenta o que aumenta também a rugosidade superficial.



Vc = 12.5 m/min, f = 0.05 mm/ROT, ap = 0.5 mm, t = 25 min, usinagem a seco

Figura 2.33 - Diferenças na rugosidade superficiai de aços austeníticos sem adição de enxofre (304 e 304Bi) e aços ressulfurados (303 e 303Cu/A). Adaptado de Akasawa et al. (2003)

Jiang et al. (1996) afirmam que a rugosidade superficial em aços ressulfurados, quando usinados dentro da região da aresta postiça de corte (APC), depende principalmente da dimensão da APC. APCs menores proporcionam melhor acabamento superficial. Já o tamanho da APC depende da distribuição das inclusões no material. Quanto maior a quantidade de inclusões e quanto mais finamente dispersas na matriz, melhor é o

acabamento superficial. Estes autores também explicam que as micro-cavidades originadas na inteface matriz/inclusão podem ser fechadas na zona de cisalhamento terciária se a ductilidade da inclusão for alta o suficiente. Isto também ajudaria na diminuição da rugosidade superficial.

Katayama e Hashimura (1990) fizeram uma investigação sobre a influência do teor de carbono, nitrogênio e fósforo sobre a força de usinagem e a rugosidade superficial do ferro e do aço baixo carbono. Eles chegaram à conclusão que amostras com elementos que formam segunda fase (carbono) ou se precipitam em contorno de grão (fósforo) apresentaram maior rugosidade superficial que amostras com elementos que permanecem em solução sólida (nitrogênio). Em contrapartida, partículas de segunda fase e precipitados proporcionam menores forças de usinagem. Estes efeitos microestruturais têm forte correlação com a formação de aresta postiça de corte. Os autores identificaram que a projeção da APC em direção à superfície da peça (no caso do efeito do carbono) e o enfraquecimento do contorno de grão (no caso do fósforo) são os elementos chave que afetam a rugosidade superficial.

Quanto às condições de corte a que mais influi é o avanço. De maneira geral um aumento no avanço acarreta um grande aumento na rugosidade superficial (JIAO et al., 2004). As contribuições da velocidade de corte e da profundidade de corte são marginais, a não ser na região da formação da aresta postiça de corte. Nesta região o acabamento superficial piora muito. Uma vez acima da velocidade crítica, aumentos na velocidade de corte levam a um ligeiro declínio da rugosidade superficial, Fig. 2.34.

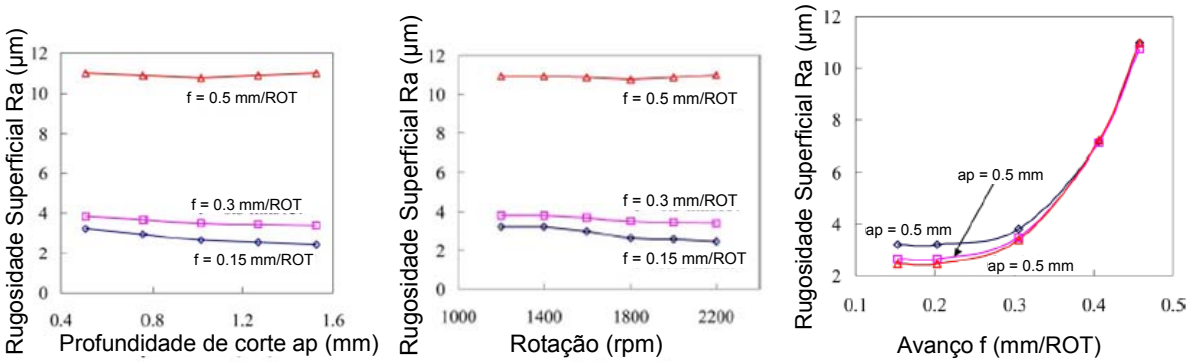


Figura 2.34 - Influência das condições de corte na rugosidade superficial (adaptado de Jiao et al. (2004))

2.7. Temperatura de usinagem

Em usinagem grande parte da energia consumida é transformada em calor. Uma pequena porcentagem fica retida no sistema como energia elástica e outra parte está associada à geração de novas superfícies (MACHADO; Da SILVA, 2004).

A Fig. 2.35 mostra três zonas distintas onde o calor pode ser gerado em usinagem.

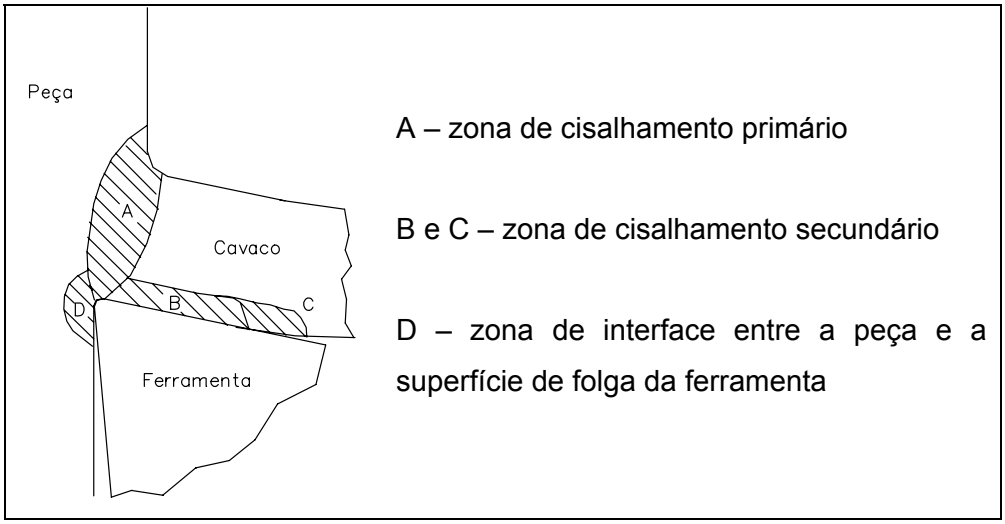


Figura 2.35 – Zonas de geração de calor em usinagem (MACHADO; Da SILVA, 2004)

Grande parte deste calor gerado é dissipada pelo cavaco, uma pequena percentagem é dissipada pela peça e uma outra pelo meio ambiente. O restante vai para a ferramenta de corte. Apesar desse restante representar apenas pequenos percentuais (8 a 10 %), o aumento da temperatura associado com este calor é significativo, podendo chegar, em alguns casos, a 1100 °C (MACHADO; Da SILVA, 2004).

Segundo Ferraresi (1977) os efeitos de geração e transmissão de calor no corte de metais são muito complexos, pois com o aumento da temperatura mudam as características físicas e mecânicas do metal em trabalho. A temperatura, influindo no desgaste das ferramentas, limita a aplicação de regimes de corte ainda mais altos, fixando, portanto, as condições máximas de produtividade e duração das mesmas.

O estudo das condições de geração e transmissão de calor em usinagem em função de diferentes fatores de corte permite determinar as dimensões e as formas mais convenientes das ferramentas, além de um melhor regime de trabalho e durabilidade destas (FERRARESI, 1977).

Uma vez que o calor foi gerado, existe a questão sobre onde medir a temperatura, e qual o elemento de maior interesse. Fabricantes de ferramentas e usuários estão

interessados na temperatura da ferramenta, já que o desgaste é uma função desta temperatura. Para a indústria aeroespacial, por exemplo, em que peças com pequenas espessuras de parede são produzidas, é mais importante a determinação da temperatura nas peças em função das deformações e possíveis mudanças de fase no material. Existem vários estudos com referências à temperatura da ferramenta, temperatura da peça, temperatura do cavaco, temperatura na interface e campo de temperaturas na zona de corte. Tudo isso enfatiza a necessidade da definição exata do ponto ou da região onde a temperatura é medida (LONGBOTTOM; LANHAM, 2005).

2.7.1. Método do termopar ferramenta-peça

O método do termopar ferramenta-peça é um dos mais usados atualmente para medição de temperatura em usinagem (LONGBOTTOM; LANHAM, 2005). Nele a temperatura de corte é relacionada com a força eletromotriz gerada pela junção quente entre a ferramenta e a peça durante a usinagem (Fig. 2.36).

Astakhov (1998) afirma que a temperatura medida por este método é a temperatura média da interface. Já Stephenson (1992) afirma que é a força eletromotriz medida que é um valor médio e esta não corresponde à temperatura média da interface. Isto somente ocorre se a temperatura for uniforme, ou se a força eletromotriz do par ferramenta-peça variar linearmente com a temperatura.

A técnica apesar de simples possui uma série de particularidades que devem ser levadas em conta durante sua utilização e montagem (MELO, 1998). Dentre elas podemos citar: o par ferramenta-peça que deve ser sempre formado por materiais condutores de eletricidade, ferramentas de cerâmica e peças de materiais não metálicos não podem ser usados; a temperatura medida sempre representa uma média das temperaturas que ocorrem na região de corte, o contato da ferramenta com o cavaco não é estável, existem picos e vales nesta região; a junção quente pode ser considerada como um termopar finito com um número infinitamente grande de fontes interligadas num circuito em paralelo (QURESHI; KOENIGSBERGER, 1966).

Liu et al. (2002) usaram o método do termopar ferramenta-peça no torneamento duro com ferramentas de PCBN. A montagem incluía o uso de um termopar NiCr e NiSi como parte do circuito de medição da força eletromotriz. Os autores citam que tiveram que pré-aquecer a ferramenta durante a calibração para aumentar sua condutividade térmica. Os detalhes da obtenção da curva de calibração não foram apresentados.

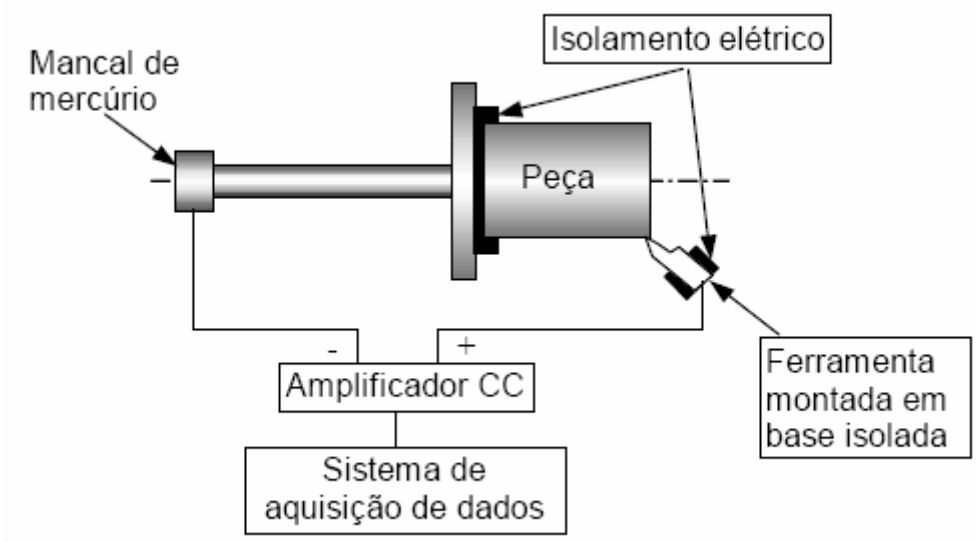


Figura 2.36 - Esquema para medição da temperatura de corte usando o método do termopar ferramenta-peça (CARVALHO, 2005)

A calibração do método termopar ferramenta-peça é um dos fatores que contribuem para os erros de medição. A literatura cita alguns métodos de calibração que serão comentados a seguir.

Segundo Ferraresi (1977), o método mais simples de calibração do termopar cavaco-ferramenta e provavelmente o mais preciso, é o mostrado na Fig. 2.37. Consiste na imersão simultânea dos componentes “F”, “C” e “P” em um banho de sal “B”, aquecido pela resistência “R”. “F” é uma haste do mesmo material da ferramenta de corte, que deve ter um diâmetro de pelo menos um oitavo de polegada para garantir uma temperatura uniforme e limitar a quantidade de calor transferido à extremidade fria que, por sua vez, deve estar a uma boa distância da ponta aquecida, mantendo-se à temperatura ambiente durante a calibração. “C” representa o material da peça, podendo ser o próprio cavaco desta. Se o material em usinagem não produz cavaco longo, deve-se preparar uma peça longa semelhante à haste da ferramenta. A temperatura do banho é medida por um termopar cromel-alumel padrão “P”.

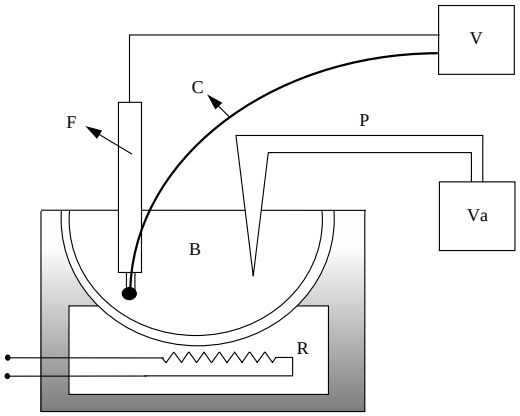


Figura 2.37 - Calibração do método do termopar ferramenta-peça (FERRARESI, 1977)

O *setup* de calibração proposto por Leshock e Shin (1997) usa o aquecimento da peça em contato com a ferramenta por um maçarico (Fig. 2.38). No ponto de aquecimento é inserido um termopar tipo k para medição da temperatura. Mede-se a força eletromotriz entre a ferramenta e a peça simultaneamente. Os autores alegam que esta montagem elimina os erros provenientes das diferenças entre os circuitos de calibração e o circuito real (que existe no processo de usinagem).

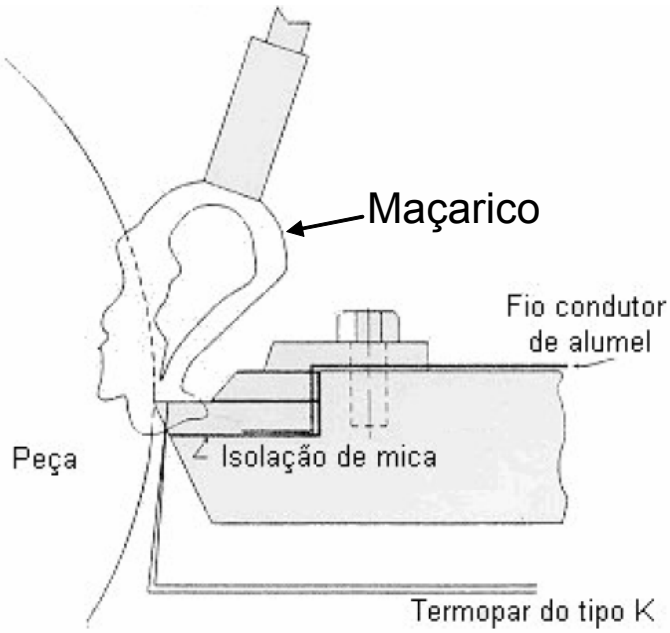


Figura 2.38 – Setup de calibração do termopar ferramenta-peça segundo Leshock e Shin (1997)

Grzesik (1998) também usou o mesmo princípio para calibração do sistema mas, ao invés de aquecer a junção quente com um maçarico, ele usou uma fonte de soldagem TIG. A Fig. 2.39 apresenta o esquema dessa montagem. Como Grzesik (1998) estudou o efeito

de revestimentos na usinagem, acredita-se que o uso da fonte de soldagem permite um aporte de calor concentrado e de mais fácil controle.

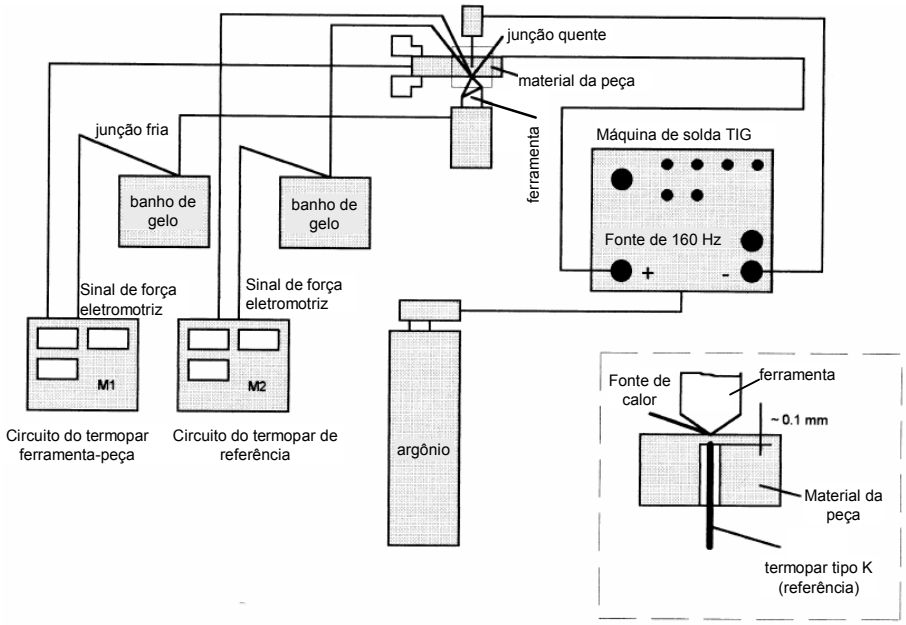


Figura 2.39 – Esquema do sistema de calibração de temperatura segundo Grzesik (1998)

Astakhov (1998) apresenta um sistema de calibração para o termopar ferramenta-peça que usa o circuito elétrico real (sistema de usinagem). A peculiaridade deste método é que a calibração é feita durante operações de corte. O autor afirma que este método permite uma calibração precisa do sistema.

Outros métodos de medição de temperatura de usinagem estão descritos na literatura (MACHADO; DA SILVA, 2004) (TRENT; WRIGHT, 2000) (KOMANDURI; HOU, 2001). Neste texto foi apresentado somente o método do termopar ferramenta-peça por ser o usado no trabalho.

2.8 Aços de corte fácil

O desenvolvimento das máquinas e das ferramentas empregadas em usinagem, bem como os requisitos de melhores desempenhos na manufatura (melhoria da qualidade das peças, redução dos custos, prazos, e estoques) têm motivado uma parte importante das pesquisas metalúrgicas para a melhoria da usinabilidade dos aços especiais (BAS, 2001). Inovações como “Usinagem em altíssimas velocidades” e “Usinagem a seco ou Com mínima quantidade de fluído (MQF)” (MACHADO; Da SILVA, 2000) mudam o cenário da manufatura e demandam adequações dos materiais de peças usinadas. Atualmente a pressão pelo uso de tecnologias limpas, de menor impacto ambiental, tem determinado, de maneira cada vez mais incisiva, o rumo dos projetos de pesquisa e desenvolvimento, chegando até a limitar e proibir o uso de alguns aços já consolidados mundialmente, como é o caso dos aços de corte fácil ao chumbo (BERTRAND; SOLAR, 1998).

Até o começo do século 20 não havia virtualmente nenhum aço projetado para facilitar a usinabilidade (ANOUN, 1968). O primeiro elemento usado para melhorar a usinabilidade foi o enxofre. O efeito geral do enxofre na melhoria da usinabilidade é conhecido desde 1879 (ANOUN, 1968) (ABORN, 1977), embora seu efeito negativo sobre a ductilidade (a frio e a quente) seja conhecido desde 1814 (NAYLOR, 1990). O aumento de produtividade através da adição de enxofre pode ser da ordem de 50%, quando se compara um aço ao carbono comum com outro com adição de enxofre (ABORN, 1977). Pouco uso foi feito dos aços com enxofre até a 1ª Guerra Mundial. *The Society of Automotive Engineers* tinha padronizado apenas um aço ressulfurado em 1913 (ANOUM, 1968).

A produção de aços com aditivos para melhoria da usinabilidade teve seu grande aumento nos anos da 2ª Guerra Mundial, época em que a economia de guerra exigia produção de peças para indústria bélica a um ritmo alucinante. A procura por maiores desempenhos durante a usinagem levou ao anúncio em 1939 do uso do chumbo como novo elemento de adição para melhoria da mesma, mas somente vinte anos depois sua utilização foi generalizada (ABORN, 1977). Isto porque processos especiais de fabricação tiveram que ser desenvolvidos para se obter produtos de alta qualidade de maneira consistente (ANOUM, 1968).

2.8.1. Classificação dos aços especiais

O conceito de aço especial como matéria-prima disponível no mercado, caracteriza-se pelas propriedades de adequação ao uso das ligas empregadas. Aços especiais são todos

os aços projetados para uma aplicação específica, e contêm um conjunto de propriedades químicas e físicas, com destaque para as mecânicas (tanto estáticas quanto dinâmicas) que os fazem adequados para o uso previsto (BAS, 2001).

Convencionalmente os aços especiais são classificados em três grandes famílias (BAS, 2001) – Fig. 2.40:

- Aços de Construção Mecânica (*Engineering Steels*);
- Aços Inoxidáveis (*Stainless Steels*);
- Aços Ferramenta (*Tool Steels*).

Em sua própria definição estão implícitas as aplicações das famílias, indicando-se também quais as propriedades fundamentais às quais devem atender.

Assim, os aços de construção mecânica devem atender às exigências em matéria de propriedades dos componentes mecânicos fabricados.

Dentro dos aços especiais de construção mecânica existe a família dos chamados aços de corte livre ou usinagem fácil (*free cutting steels*), cuja finalidade é o emprego em elementos mecânicos de baixa responsabilidade, Fig. 2.41, e que apresentam propriedades de desenho especialmente adequadas para facilitar a usinagem em primeiro lugar (BAS, 2001). Outras características como resposta ao tratamento térmico, resistência à tração, ductilidade, etc. são consideradas nestes aços como aspectos secundários, apesar de serem, em muitos casos determinantes para a sua seleção.

Todos os aços especiais, e não só os aços de corte fácil, podem sofrer modificações com o objetivo de melhorar a sua usinabilidade. Nos casos dos outros aços especiais que não os de corte fácil, estas modificações não podem, contudo, prejudicar as outras propriedades requeridas para um desempenho satisfatório do material. Quando isso ocorre, o aço é chamado de aço de usinabilidade melhorada. Portanto, aços de usinabilidade melhorada são aqueles em que se procura aumentar marginalmente sua usinabilidade sem, no entanto, prejudicar de forma significativa qualquer outra propriedade como resistência ao impacto, resistência à corrosão, resistência à fadiga, etc.

Os aços de corte fácil são o escopo do presente trabalho e por isto serão tratados mais detalhadamente de agora em diante. Deve-se salientar, porém, que quase todas as soluções metalúrgicas adotadas para melhorar a usinabilidade dos aços de corte fácil também são aplicadas nos aços de usinabilidade melhorada e vice-versa.

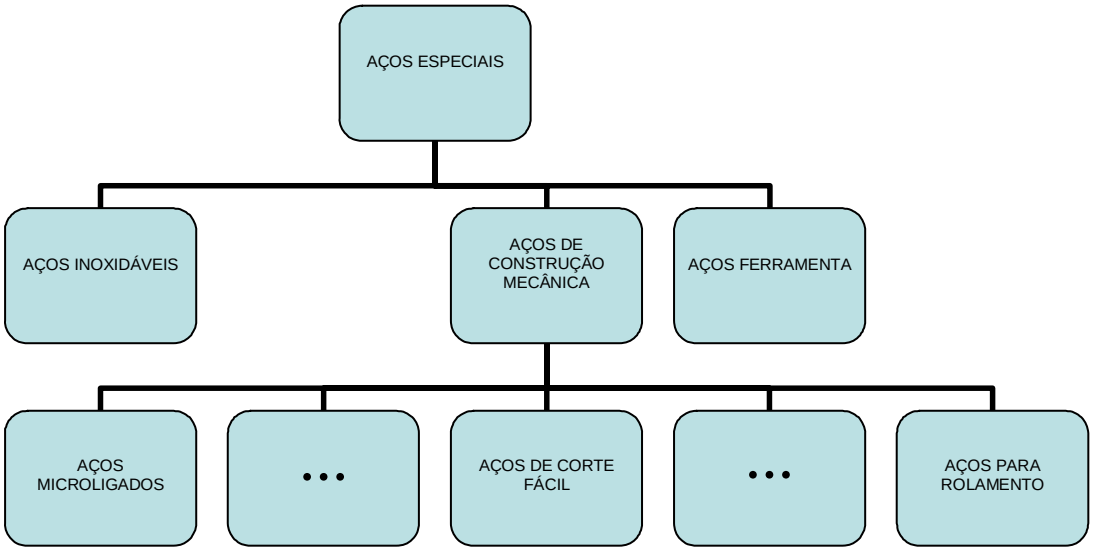


Figura 2.40 - Classificação geral dos aços especiais

Figura 2.41 - Exemplos de peças fabricadas com aços de corte fácil (MECANOFABRIL, 2005)

2.8.2. Classificação dos aços de corte facil

Segundo o sistema SAE-AISI de classificação, os aços ao carbono de corte fácil são designados como se segue (ASM, 1990):

- ✓ 11xx ..... aços ressulfurados;
- ✓ 12xx ..... aços ressulfurados e refosforados.

onde xx representa o percentual de carbono.

Nos casos em que o chumbo também é adicionado a designação passa a ser xxLxx. Os algarismos antes do L representam o grupo de aço, os algarismos após o L representam a quantidade de carbono e L vem de *lead* (chumbo em inglês). A quantidade de chumbo adicionada varia entre 0,15 e 0,30 % (ASM, 1990).

As Tabs. 2.1 e 2.2 apresentam as composições químicas dos aços carbono de corte fácil.

Tabela 2.1 - Tabela de composições químicas para aços carbono de corte fácil (ressulfurados) (ASM *Handbook*,1990, p 150 vol. I). Percentuais em peso

Designação SAE-AISI	Faixas e limites de composição química (a)			
	C	Mn	P máx.	S
1108	0,08-0,13	0,50-0,80	0,040	0,08-0,13
1110	0,08-0,13	0,30-0,60	0,040	0,08-0,13
1117	0,14-0,20	1,00-1,30	0,040	0,08-0,13
1118	0,14-0,20	1,30-1,60	0,040	0,08-0,13
1137	0,32-0,39	1,35-1,65	0,040	0,08-0,13
1139	0,35-0,43	1,35-1,65	0,040	0,13-0,20
1140	0,37-0,44	0,70-1,00	0,040	0,08-0,13
1141	0,37-0,45	1,35-1,65	0,040	0,08-0,13
1144	0,40-0,48	1,35-1,65	0,040	0,24-0,33
1146	0,42-0,49	0,70-1,00	0,040	0,08-0,13
1151	0,48-0,55	0,70-1,00	0,040	0,08-0,13
(a) Quando faixas ou limites de chumbo são necessários, ou quando faixas ou limites de silício são necessários para barras ou produtos semi-acabados, os valores da tabela 3 devem ser aplicados.				

Com relação aos elementos cobre, níquel e cromo a norma SAE J404 - Rev. Jun2000 (SAE, 2000) especifica os valores máximos permitidos como segue:

- Cu = max. 0,35%;
- Ni = max. 0,25%;
- Cr = max. 0,20%;

A partir da classificação exposta verifica-se que os aços de corte fácil são ligas ferro-carbono (com baixo ou médio teor de carbono) às quais se adicionam, basicamente, enxofre (S) e manganês (Mn) que formam no aço o sulfeto de manganês (MnS), Fig. 2.43. Este composto tem a propriedade de melhorar a usinabilidade, ou seja, aumentar a vida das ferramentas, diminuir o esforço de corte, aumentar as velocidades de trabalho e melhorar o acabamento (rugosidade) das superfícies usinadas (TROIANI, 2005).

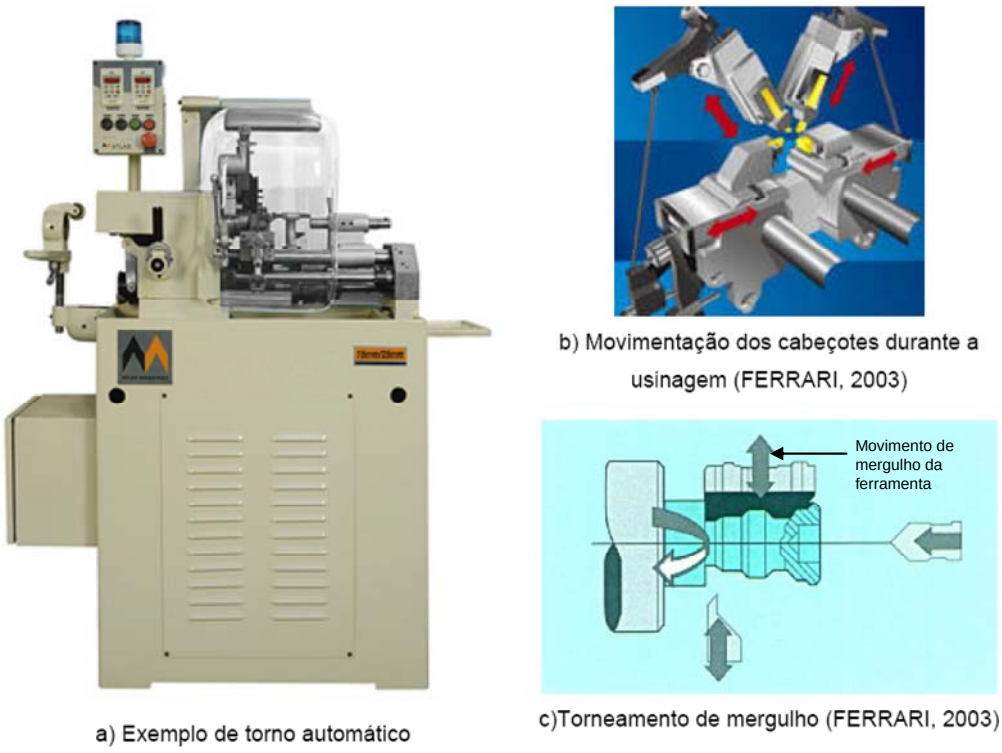
Quanto à sua aplicação, os aços de corte fácil são usados extensivamente para produção em massa de peças em tornos automáticos, Fig. 2.42-a. Neste tipo de máquina o torneamento executado é predominantemente de mergulho, Fig. 2.42-b. Para esta aplicação utilizam-se normalmente barras de aço trefiladas com diâmetros iguais ou menores que 50

mm, de forma que as velocidades de corte raramente ultrapassam aos 200 m/min (WISE; MILOVIC, 1988).

Tabela 2.2 - Composições químicas de aços carbono de corte fácil (ressulfurados e refosforados). Adaptado de ASM *Handbook* (1990). Percentuais em peso

Designação SAE-AISI	Faixas e limites de composição química (a)				
	C max.	Mn	P	S	Pb
1211	0,13	0,60-0,90	0,07-0,12	0,10-0,15	-
1212	0,13	0,70-1,00	0,07-0,12	0,16-0,23	-
1213	0,13	0,70-1,00	0,07-0,12	0,24-0,33	-
1215	0,09	0,75-1,05	0,04-0,09	0,26-0,35	-
12L14	0,15	0,85-1,15	0,04-0,09	0,26-0,35	0,15-0,35
(a) Quando faixas ou limites de chumbo são necessários, ou quando faixas ou limites de silício são necessários para barras ou produtos semi-acabados, os valores da tabela 3 devem ser aplicados. Não é prática comum produzir aços da série 12xx com limites especificados de silício, por causa de seus efeitos adversos sobre a usinabilidade					

Os aços de corte fácil trefilados (ou usinados) com diâmetros entre 4 e 50 mm representam a quase totalidade do consumo no Brasil (TROIANI, 2005).



a) Exemplo de torno automático

b) Movimentação dos cabeçotes durante a usinagem (FERRARI, 2003)

c)Torneamento de mergulho (FERRARI, 2003)

Figura 2.42 - Operações típicas em que são usados os aços de corte fácil.

2.8.3. Mecanismos de melhoria de usinabilidade dos aços de corte fácil

O enxofre não age sozinho sobre a usinabilidade e sim através dos sulfetos de manganês (MnS), Fig. 2.43. Segundo Bellot (1978) a influência dos sulfetos sobre a usinabilidade se explica por vários modos de ação:

a) Como o sulfeto apresenta propriedades bem diferentes da matriz de aço, ele tem o efeito de uma descontinuidade no material (vazio). Devido à deformação que o mesmo sofre durante a usinagem aparece um efeito de entalhe que aumenta localmente a tensão de cisalhamento aplicada e diminui a tensão de ruptura na zona de formação do cavaco;
b) Diminui a força de corte, reduz consideravelmente as dimensões da aresta postiça de corte e aumenta a faixa de velocidade de corte em que ela ocorre;
c) Forma uma camada protetora sobre a superfície de saída da ferramenta, reduzindo a força de atrito entre o cavaco e a ferramenta, agindo como lubrificante. O decréscimo na força de atrito resulta num ângulo de cisalhamento maior e produz um cavaco mais quebradiço.

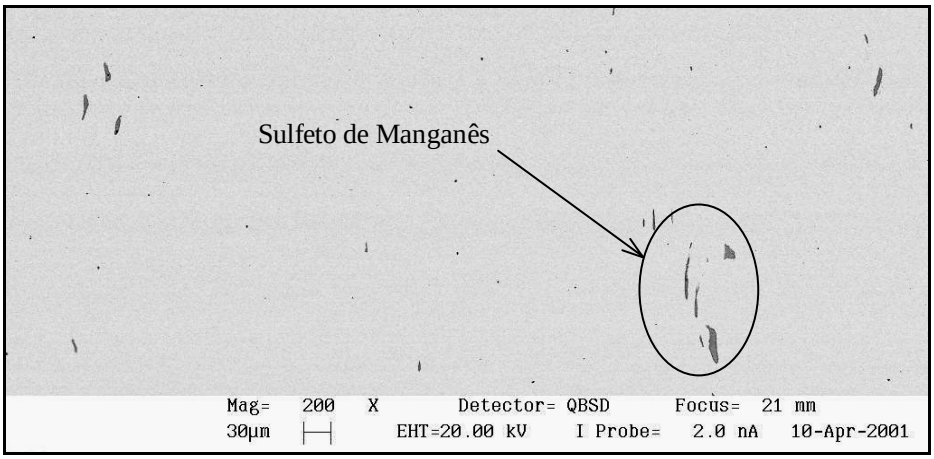


Figura 2.43 - Imagem representativa de inclusões de sulfetos de manganês, aço SAE 1040 (EVANGELISTA LUIZ, 2001)

O chumbo é um elemento que possui solubilidade nula no ferro à temperatura ambiente, promovendo desta forma a precipitação de inclusões metálicas isoladas ou associadas aos MnS, conforme pode ser observado nas Figs. 2.44 (inclusão de chumbo isolada) e 2.45 (inclusão de chumbo associada a um sulfeto de manganês).

A utilização do Pb apresenta alguns problemas:

- ✓ devido a sua densidade ser superior à do ferro, o mesmo apresenta forte tendência a segregar;
- ✓ é um elemento tóxico.

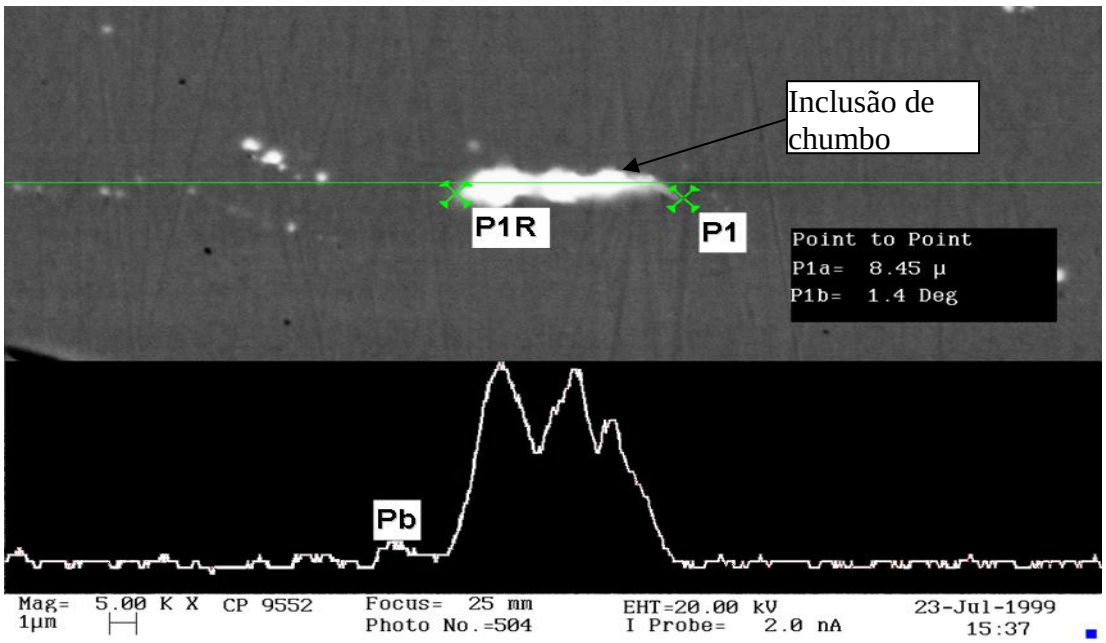


Figura 2.44 - Microanálise em linha de uma inclusão metálica de chumbo (BARRETOS et al., 1999).

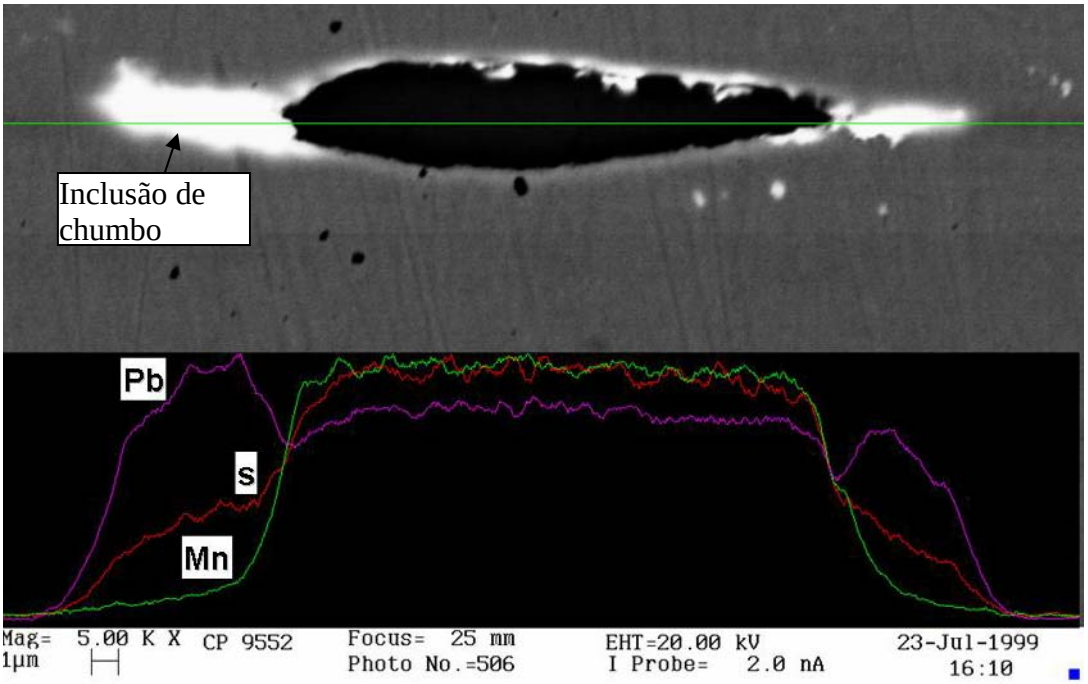


Figura 2.45 - Capa de chumbo envolvendo uma inclusão de sulfeto de manganês (BARRETOS et al., 1999)

Como o chumbo é um aditivo efetivo para melhorar a usinabilidade, poderia ser antecipado que o bismuto, com propriedades químicas e físicas próximas às do chumbo (Tab. 2.3), também seria efetivo como aditivo.

A primeira publicação envolvendo o uso do bismuto para este propósito data de 1941 (PRAY et al., 1941), porém passaram-se mais vinte anos para tornar-se comercial na forma de um aço baixo carbono ressulfurado e refosforado ligado ao chumbo 12L14 com 0,05 a 0,10% de Bi (ABORN, 1977). Uma vantagem do bismuto em relação ao chumbo é que não se detectou, até hoje, indícios de que o bismuto pudesse ser tóxico (SOMEKAWA et at., 2001).

O bismuto apresenta propriedades similares ao chumbo:

- ✓ baixa solubilidade no aço sólido, formando inclusões metálicas;
- ✓ baixo ponto de fusão;
- ✓ densidade superior a do ferro;
- ✓ apresenta-se em forma de inclusões metálicas e envolvendo os MnS.

O bismuto em comparação com o chumbo apresenta menor densidade, resultando numa menor tendência a segregar. Desta forma, obtém-se com o bismuto melhor dispersão das inclusões metálicas (Tab. 2.3).

Tabela 2.3 - Propriedades físicas do chumbo e do bismuto

Elemento	Densidade (g/cm^3)	Ponto Fusão (°C)	Ponto Ebulição (°C)	Pressão de Vapor à 1600°C (atm)
Pb	11,36	327	1725	0,44
Bi	9,80	271	1560	0,62
Eutético Pb/Bi	-	125	-	-

O emprego de elementos formadores de inclusões metálicas nos aços já vem sendo amplamente estudado ao longo de décadas. O efeito das inclusões metálicas de Pb e Bi na usinabilidade dos aços está amplamente discutido no meio científico. Segundo Yaguchi et al (1990), as teorias defendidas são:

- ✓ as inclusões metálicas de Pb e Bi têm um efeito lubrificante entre o cavaco e a aresta de corte da ferramenta;
- ✓ as inclusões metálicas de Pb e Bi quando líquidas fragilizam o aço, reduzindo a resistência ao cisalhamento aparente, ocorrendo a formação de micro trincas a partir do metal líquido fragilizante;
- ✓ as propriedades mecânicas diferentes entre as inclusões metálicas de Pb e Bi versus a matriz, promovem um efeito de concentração de tensões. Este argumento sugere um efeito semelhante à formação de vazios na interface, reduzindo a resistência aparente ao cisalhamento (efeito de entalhe) do MnS que está envolvido pelas

inclusões metálicas. Adicionalmente sugere-se que as inclusões metálicas que estão em pequenas adições, acomodariam as deformações, reduzindo a energia necessária para obter a deformação total.

Embora o enxofre fosse consolidado na década de 1930, o seu emprego em aços inoxidáveis permanecia restrito, uma vez que nestes aços o enxofre piora em muito a plasticidade a quente, além de aumentar a corrosão nos mesmos. Nos anos de 1932 a 1935 um grupo de quatro patentes descrevia o uso do selênio para melhoria da usinabilidade dos aços como substituto do enxofre em uma variedade de aplicações, desde aços ao carbono até em aços inoxidáveis (PALMER, 1932-1935). Seguiram-se então vários desenvolvimentos comerciais de aços com selênio (ABORN, 1977).

Ainda em 1932 foi publicada pela primeira vez a aplicação de telúrio como aditivo de melhoria de usinabilidade alternativo ao selênio como substituto do enxofre (ABORN, 1977). Os inventores preferiram usar primeiramente o selênio. E o telúrio como aditivo foi esquecido até 1962 quando foi incorporado ao aço ressulfurado ao chumbo.

Tanto o selênio quanto o telúrio têm mecanismos de atuação semelhantes sobre a usinabilidade. O controle da morfologia dos sulfetos pode ser realizado pela adição de elementos como telúrio e selênio que promovem um decréscimo na deformabilidade à quente dos sulfetos de manganês. Os sulfetos de manganês estariam envelopados por MnTe ou PbTe (em aços com Pb), os quais formam eutéticos com o MnS (Fig. 2.46). Desta forma, o envelope líquido acomodaria as altas tensões e restringiria a deformação dos MnS. Porém, nem todos os sulfetos apresentam um envelope de teluretos.

Contudo, a influência do telúrio independente do mecanismo principal atuante, resulta numa globulização dos sulfetos. Este efeito, além de diminuir a anisotropia de propriedades mecânicas do material, resulta em maior usinabilidade.

Já em 1963 o pesquisador Optiz apresentou seus estudos sobre camadas protetoras de óxidos formadas na superfície de saída da ferramenta que teriam a função de minimizar o desgaste em altas velocidades ou temperaturas de usinagem (SATA et al., 1977). Este efeito é conseguido pela transformação das inclusões duras de alumina presentes no aço através do tratamento ao cálcio. A Fig. 2.47 mostra uma inclusão de alumina obtida a partir de dissolução de matriz de aço carbono.

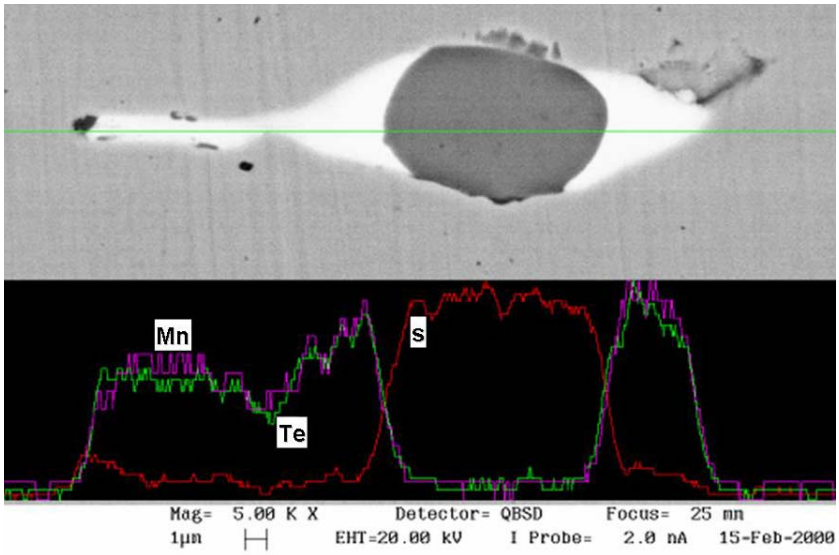


Figura 2.46 - Aspecto de inclusão de sulfeto circundada por telureto de manganês (BARRETOS et al., 2000)

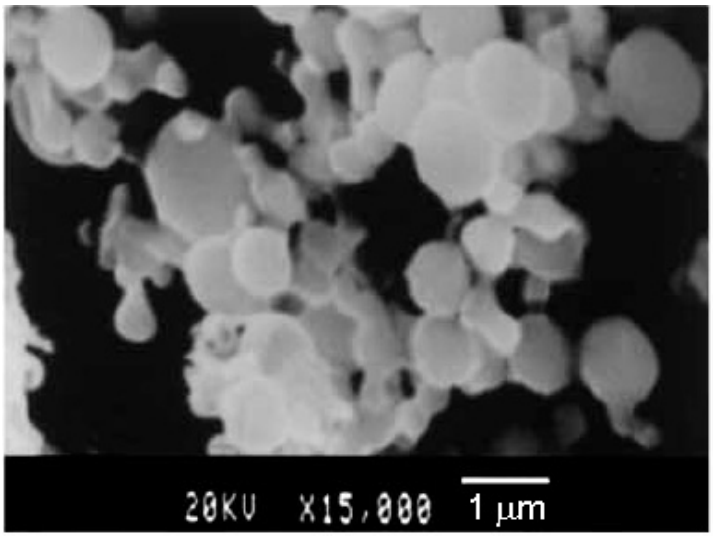


Figura 2.47 - Imagem de microscopia eletrônica de inclusão de alumina obtida através da dissolução da matriz de aço (FERNANDES; CHEUNG; GARCIA, 2002)

A abrasão das ferramentas por inclusões ou partículas de segunda fase mais duras do que a ferramenta contribui significativamente para o seu desgaste. Inclusões de alumina, que resultam de prática convencional de desoxidação com alumínio, são particularmente indesejadas e sua eliminação ou modificação para inclusões com dureza menor é uma das características na produção de modernos aços com usinabilidade melhorada (SUBRAMANIAN et al., 1999). Esta modificação se dá através do tratamento ao cálcio e está ilustrada na Fig. 2.48. Percebe-se que o tratamento ao cálcio além de arredondar as inclusões óxidas, pode promover o revestimento das mesmas por inclusões de sulfeto.

Ambos efeitos, somados à modificação da composição das inclusões, têm o resultado de diminuir o desgaste das ferramentas durante a usinagem. Na Fig. 2.49 observa-se uma inclusão modificada pelo tratamento ao cálcio.

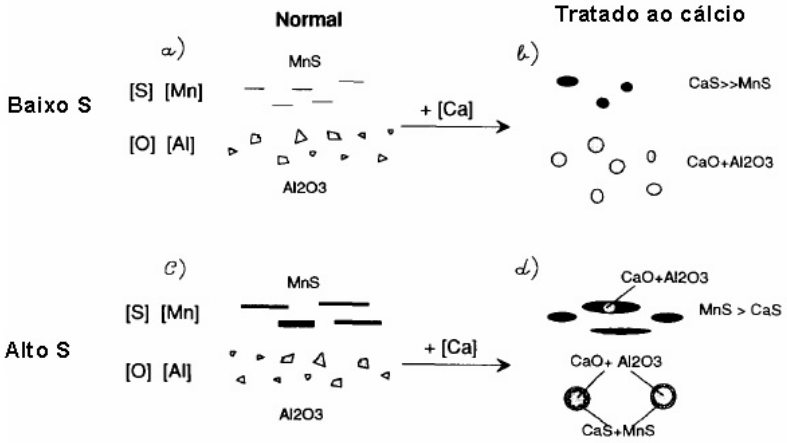


Figura 2.48 - Esquema das inclusões de sulfeto e óxido em aço laminado. a) baixo enxofre, desoxidado ao alumínio; b) o mesmo que "a" porém tratado ao cálcio; c) alto enxofre, desoxidado ao alumínio; d) o mesmo que "c" porém tradado ao cálcio. (HOLAPPA; HELLE, 1995)

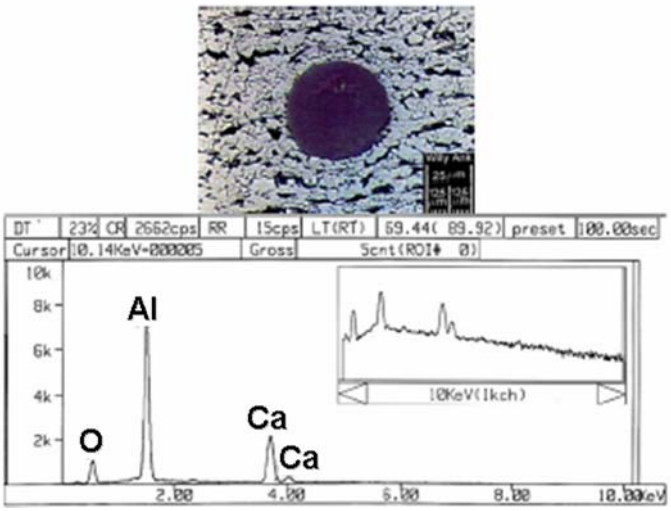


Figura 2.49 - Inclusão de cálcio aluminato arredondada com menor ponto de fusão conforme vista no microscópio ótico e pela análise EDS (MORAIS et al., 2006)

Em 1971 Araki e Yamamoto inventaram um novo método de desoxidação do aço com titânio, para promover uma quantidade adequada de inclusões de óxido de titânio no aço. Estas inclusões formariam um filme plástico na superfície da ferramenta durante a usinagem

(SATA et al., 1977), diminuindo assim o desgaste da mesma. Seus resultados demonstraram que a desoxidação com titânio apresenta um melhor rendimento da ferramenta do que a desoxidação com alumínio ou silício.

Recentemente alguns fabricantes têm desenvolvido aços grafíticos com características de aços de corte fácil. Embora já fosse conhecido que materiais com grafita dispersa na matriz - aços e ferros fundidos - apresentassem características de boa usinabilidade, eles não eram considerados tão bons quantos os aços de corte fácil devido às suas pobres propriedades mecânicas tais como resistência e facilidade de processamento (OIKAWA et al., 2001). Este problema pôde ser contornado através da promoção de fase grafítica finamente dispersa na matriz.

Um aço de corte livre grafítico foi desenvolvido por Yokokawa et al. (1977). Este aço contempla a presença de 0,20 a 0,90 % em volume de grafita esferoidizada distribuída à razão de mais de 50 grafitas por mm^2, sendo também controlados os teores de carbono e silício com o objetivo de melhorar propriedades de deformação a quente. O teor de carbono varia entre 0,20 e 0,90 %, sendo o limite inferior determinado pela mínima quantidade necessária para formar grafita (com conseqüente aumento da usinabilidade) e o limite superior limitado pela ocorrência de fragilização a quente e defeitos superficiais. O silício é usado como elemento grafitizante com teores na faixa de 1,5 a 2,3%. Estes valores permitem um tempo de esferoidização curto sem que ocorra perda de ductilidade a quente (*hot shortness*). Inesperadamente este aço possui baixos teores de enxofre – menores que 0,015%, segundo os autores isto é porque o enxofre dificulta a grafitização além de prejudicar a tenacidade. O manganês é usado como agente desoxidante, mas quantidades muito altas retardam a grafitização de forma que seu teor é limitado entre 0,1 e 0,7 %. Também se adicionam terras raras para promover a esferoidização e assim aumentar a deformabilidade a quente. Percebe-se desta forma que a composição química do aço é balanceada com o objetivo de se conseguir a formação de grafita e evitar problemas de processamento durante a fabricação do mesmo. A grafitização é obtida mediante tratamento térmico sendo os detalhes descritos na referida patente (YOKOKAWA et al. 1977). Uma forma de obtê-la é através de resfriamento lento entre 800 e 600 °C após laminação. Segundo os autores, este aço apresenta propriedades iguais ou superiores aos aços ressulfurados ou ao chumbo no que diz respeito à usinabilidade.

Dentro desta mesma linha de pesquisa Katayama e Toda (1996) publicaram um artigo informando ganhos significativos de usinabilidade proporcionados pelos aços grafíticos de médio carbono. O material grafitizante usado foi o nitreto de boro (também foi usado o silício para auxiliar na grafitização) e a grafitização obtida por meio de recozimento. Através deste procedimento os autores conseguiram uma fase ferrítica com dureza aproximada de 120

VHN e partículas de grafita da ordem de 5 a 10μm de diâmetro. A Fig. 2.50 mostra as microestruturas de dois aços grafíticos testados pelos autores. Verifica-se que o aço G1 possui grafita precipitada nos contornos de grãos ferríticos e com tamanho médio de 10 μm, já o aço G2 possui grafitas bem dispersas na matriz e com tamanho médio de 5 μm. O artigo não menciona como se obtém estas diferenças na distribuição e tamanho das grafitas porém, os autores atribuem a isso as diferenças de usinabilidade encontradas entre os dois aços.

O comportamento dos dois tipos de microestrutura é igual no que diz respeito à vida da ferramenta em operações de furação com brocas de aço-rápido e em torneamento com ferramenta de metal duro revestida. Os autores informam que conseguiram vidas de ferramenta da ordem de 2,2 a 7 vezes superiores aos dos aços de corte livre médio carbono com e sem chumbo, dependendo do processo considerado.

Com relação à rugosidade superficial verificou-se que os aços gráfíticos apresentam rugosidade ligeiramente maior à dos aços de corte livre médio carbono. Explica-se que isto se deve á menor dureza da fase ferrítica que é predominante nestes aços. E aqui sim existe diferenciação de desempenho das microestruturas dos aços G1 e G2: Partículas de grafita melhor distribuídas e com tamanhos reduzidos proporcionam melhor acabamento superficial em operações de usinagem.

A Fig. 2.51 evidencia a forma como a grafita se precipita. O elemento grafitizante (nitreto de boro) precipita-se de forma associada aos sulfetos de manganês, levando assim à precipitação da grafita nestas regiões. Nestes aços a quantidade de enxofre presente é bem menor do que a dos aços de corte fácil comuns.

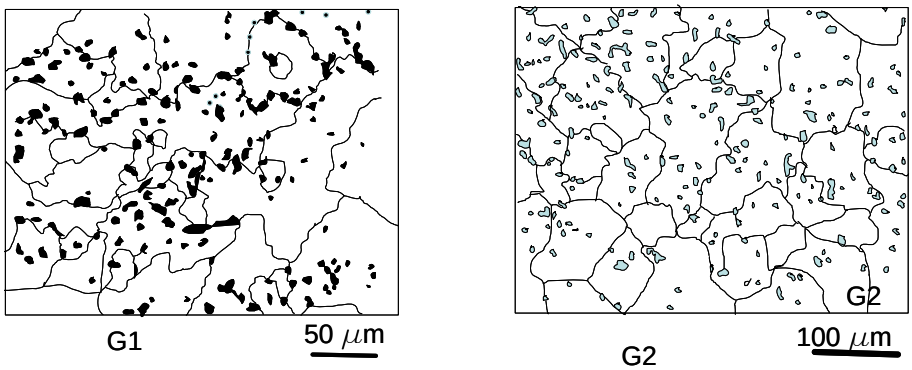


Figura 2.50 - Microestrutura de aços grafíticos médio carbono. Adaptado de Katayama e Toda (1996).

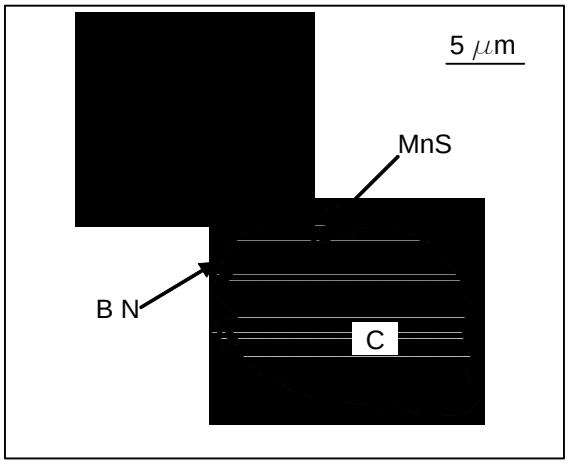


Figura 2.51 – Imagem de grafita obtida por microscopia de transmissão de elétrons (KATAYAMA; TODA, 1996).

Segundo Oikawa et al. (2001) os aços grafíticos à base de alumínio e boro desenvolvidos até então tinham um tempo de processamento muito alto devido à etapa de grafitização. Eles então desenvolveram um aço contendo zircônio de forma a reduzir o tempo necessário à grafitização. O zircônio se combinaria com o carbono formando ZrC da seguinte forma: austenitização do material logo após laminação, na faixa de temperatura entre 740 e 1300 °C por um tempo de 0,5 a 10 horas; resfriamento brusco do material em água com o objetivo de depositar finas partículas de ZrC na matriz; aquecimento do material na faixa de 450 a 700 °C durante 0,5 a 100 horas para grafitização. Os precipitados de ZrC têm a característica de agirem como núcleos para precipitação de grafita durante a grafitização. A vantagem do zircônio é que diminui o tempo de grafitização além, de proporcionar partículas de grafitas mais finas e melhor distribuídas na matriz.

Com o objetivo de conciliar usinabilidade com forjabilidade a frio, Yamaguchi et al. (1977) desenvolveram um aço de corte livre com controle de morfologia de sulfetos pela adição de zircônio. Neste aço o zircônio além de controlar o fator de forma dos sulfetos tem a função de refinar o grão do material. Estes dois aspectos conjugados determinariam níveis ótimos de usinabilidade e forjabilidade a frio. O zircônio também teria a função de evitar a formação de Al_2O_3 nos aços desoxidados ao alumínio através da formação de óxido de zircônio. Este óxido tem a propriedade de formar a camada protetora durante a usinagem com metal duro, aumentando assim a usinabilidade.

Kato et al. (1981) estudaram o efeito que a distribuição e a geometria das partículas de inclusões, especialmente o sulfeto de manganês, exerciam sobre a usinabilidade. Eles constataram experimentalmente que a morfologia e distribuição das inclusões controlam aspectos como usinabilidade, forjabilidade a frio e resistência à fadiga por contato rolante.

Verificou-se que partículas mais arredondadas tendem a conferir uma melhor usinabilidade ao aço (Fig. 2.52).

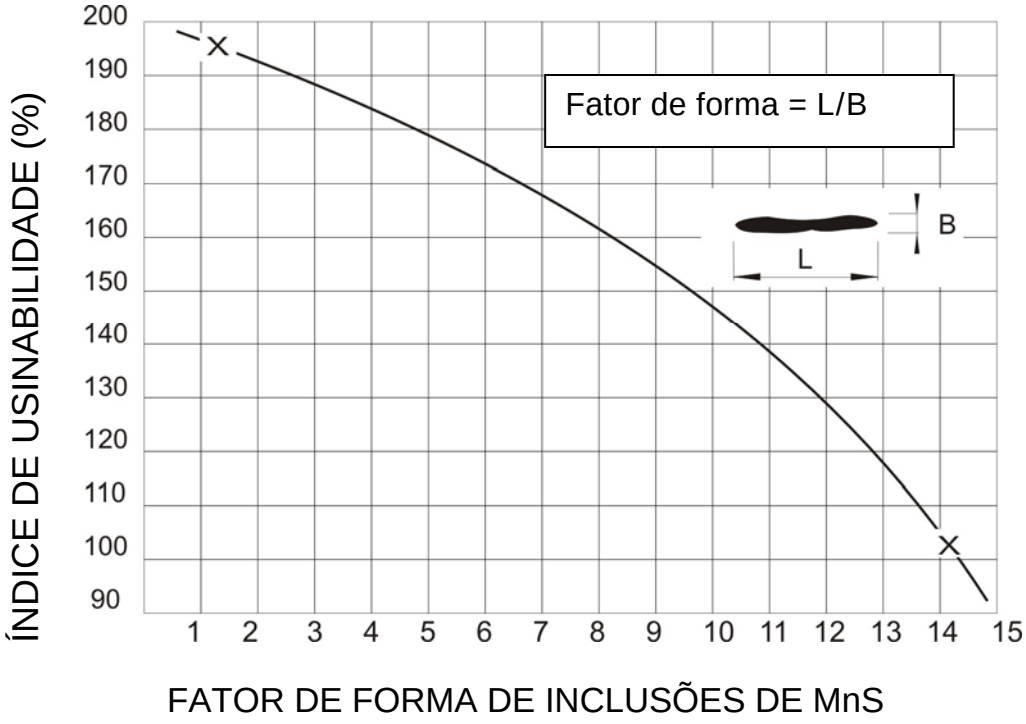


Figura 2.52 - Influência da forma dos sulfetos sobre o índice de usinabilidade (LESKOVAR; GRUM, 1986)

Experimentalmente, constatou-se que inclusões de sulfetos de manganês com maiores teores de oxigênio em sua composição formam os ditos sulfetos do tipo I e II (BAKER; CHARLES, 1972), Fig. 2.53, que conferem ao aço maior usinabilidade.

Nesta mesma linha, Pielet et al. (1988 e 1989) propuseram um processo de controle da morfologia dos sulfetos de manganês através da quantidade de oxigênio do banho de aço. Tradicionalmente este controle é feito por meio de agentes desoxidantes como alumínio (na forma de ferro-alumínio), silício, zircônio e titânio. Estes elementos formam óxidos de caráter abrasivo que têm efeitos nocivos à usinabilidade. A inovação proposta por Pielet consistiu em controlar a composição da escória para mudar o equilibro de oxigênio entre o banho líquido e a mesma. Desta forma pode-se alterar, para mais ou para menos, a quantidade de oxigênio do aço sem introduzir as indesejadas partículas de óxidos. Uma forma alternativa sugerida pelo mesmo autor de controlar a quantidade de oxigênio no aço, seria através da injeção de uma mistura de monóxido de carbono durante o tratamento em forno panela, alterando assim o equilíbrio do oxigênio e do enxofre no aço.

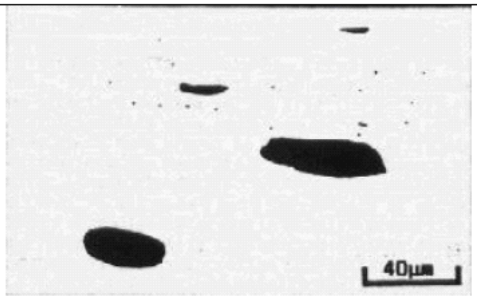


Imagem de sulfeto de manganês do tipo I em superfície de aço polida (APPLE 1989)

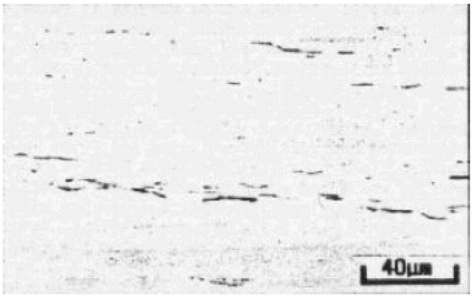


Imagem de sulfeto de manganês do tipo II em superfície de aço polida (APPLE 1989).

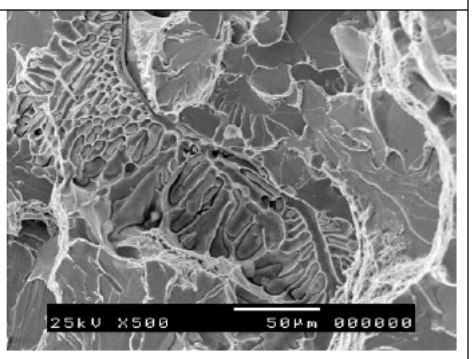


Imagem de microscopia eletrônica mostrando um agregado de sulfetos de manganês do tipo II em superfície de aço fraturada (MORAIS, 2006).

Figura 2.53 - Sulfeto de manganês do tipo I e II.

Roper et al. (1983) apresentaram um processo de fabricação de aço ressulfurado que possibilitava a obtenção de inclusão de sulfetos bem pequenas e finamente divididas na matriz de aço. Segundo os autores, esta característica proporcionava um desempenho superior durante a usinagem além de diminuir a fragilidade durante processamento a quente. Uma outra característica é a eliminação completa de aluminas e silicatos devido ao tratamento do aço líquido com pequenas bolas (*pelets*) de compostos de cálcio e/ou de magnésio durante tratamento em forno panela. Com este processo o autor teria conseguido obter desempenho semelhante aos aços ligados ao chumbo sem a necessidade de utilizá-lo e, com teores de enxofre bem menores daqueles usualmente usados nos aços ressulfurados.

Thivellier et al. (1977), patentearam um processo de fabricação de aços de corte fácil que contempla a adição de magnésio. Segundo estes autores os sulfetos tendem a se formar no espaçamento interdendrítico durante a solidificação do aço, além de serem muito maleáveis. O resultado disto é que, após a laminação, os sulfetos se apresentam em forma de linhas paralelas à direção de laminação. Isto ocasiona uma diminuição das propriedades

mecânicas, marcadamente na direção transversal ao sentido de laminação. Os autores descobriram que o magnésio em pequenas quantidades tem o efeito de modificar a forma de precipitação dos sulfetos durante a solidificação. Ou seja, os sulfetos não se precipitam mais preferencialmente nos espaçamentos interdendríticos, mas em toda matriz do aço. Além disso, a presença de magnésio na composição dos sulfetos faz com que os mesmos sejam menos maleáveis se deformando menos durante a laminação. O objetivo desta invenção era diminuir a anisotropia de propriedades mecânicas devida à uma distribuição e morfologia não favoráveis das inclusões de sulfetos. Uma vez que estas características também afetam a usinabilidade, conseguiu-se um ganho significativo também na mesma. É importante mencionar que a adição de magnésio deve ser feita no aço desoxidado e após a adição de enxofre; talvez seja por isto que este processo não tenha sido usado em aços de corte livre de baixo carbono que pressupõem um nível elevado de oxigênio no banho líquido. Outros elementos que têm efeito similar ao magnésio são o cálcio, o bário e o estrôncio.

As primeiras notícias de aços de corte fácil com boro datam do final da década de 1970 e inícios dos anos 1980 (REH et al., 1979 e 1982). Este elemento é usado nos aços de corte fácil em que o nível de oxigênio ativo no aço líquido é alto (o objetivo disto é controlar o tipo de sulfeto formado, obtendo-se preferencialmente os tipos I e II). Dessa forma o boro se combina preferencialmente com o oxigênio formando o óxido de boro (B_2O_3). Este é um óxido de baixo ponto de fusão (450 °C) e a partir dos 210 °C se encontra no estado viscoso. Desta forma, apresenta-se como um lubrificante e protetor da ferramenta durante a usinagem. Esta é uma tecnologia que vem sendo usada inclusive por fabricantes brasileiros (KLUJSZO; SOARES, 2004). A Fig. 2.54 evidencia a influência do boro na usinabilidade de aços de corte fácil médio carbono.

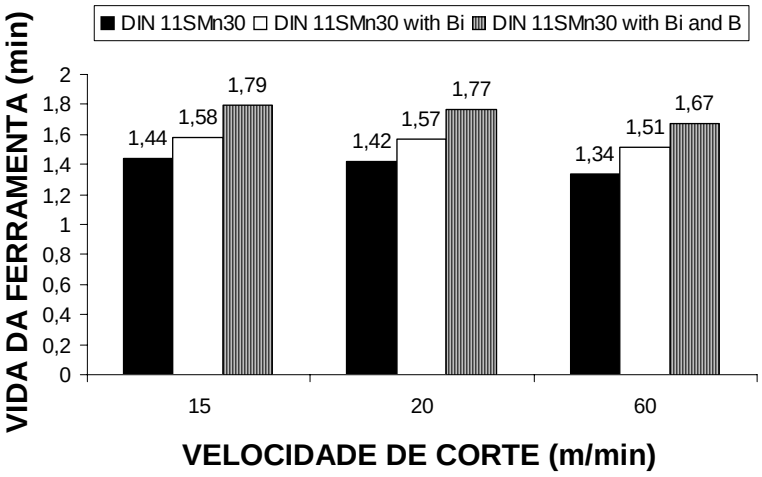


Figura 2.54 - Índice de usinabilidade para os aços de corte fácil em operação de torneamento com ferramentas de aço rápido (KLUJSZO; SOARES, 2005)

Um aço ressulfurado baixo carbono sem chumbo e com baixos teores de enxofre foi proposto por Holowaty (1989). Este leva em sua composição bismuto, cobre, estanho, telúrio e bário. O bismuto, o estanho, o telúrio e o bário são fundidos em uma liga a parte e adicionados no estado líquido, instantes antes do lingotamento. Segundo o autor isto garante homogeneidade de composição química ao longo da matriz solidificada. O cobre é adicionado na forma de fios durante o tratamento em forno panela. Holowaty destaca que o baixo teor de enxofre deste aço (máx. 0,06%) permite eliminar a fragilização a quente durante processamento termomecânico. O bário serviria como agente desoxidante com a vantagem de formar óxidos de menor ponto de fusão e caráter menos abrasivo. O estanho tem a função de estabilizar o tamanho de grão do aço. Já o cobre é um agente fragilizador (para diminuir a deformação crítica e a energia consumida durante a usinagem).

DeArdo e Garcia (AUTUM, 1999) (DeARDO et al., 1999 e 2001) descobriram que o principal mecanismo de atuação do chumbo na usinabilidade consiste no seu acúmulo nos contornos de grão ferrítico (Fig. 2.55). Este acúmulo faz com que o modo de fratura do material seja mudado de transgranular para intergranular, e, desta forma, o material é fragilizado facilitando o processo de corte.

Na seqüência de seus estudos eles identificaram que outros elementos poderiam desempenhar papel semelhante na interface dos contornos de grão e descobriram que o estanho, antimônio e arsênio têm este papel. Uma característica relevante é que esta fragilização se dá de forma mais acentuada na faixa de temperaturas características dos processos de usinagem em baixas e médias velocidades de corte (200 a 600 °C). Este aço está patenteado e seu grande apelo comercial é o fato de não conter chumbo em sua composição. DeArdo e seus colaboradores descobriram também que a concentração desses elementos nos contornos de grão deve ser em torno de 10 vezes maior que o teor médio dos mesmos no aço, sendo que este teor médio é da ordem de 400 a 800 ppm (algo 10 vezes maior que os teores encontrados nos aços ressulfurados normalmente produzidos) (DeARDO et al. 2001). Fato interessante é que a segregação em contorno de grão pode ser promovida ou removida através de tratamento térmico conveniente.

Hayaishi et al. (2003) inventaram um aço de corte fácil sem chumbo. Neste aço adiciona-se Ti e/ou Zr para promover a formação de carbossulfetos do tipo $(Ti, Zr)_4C_2S_2$. Segundo os autores, estas inclusões formadas teriam propriedades semelhantes às do MnS com a vantagem de apresentarem morfologia mais globular. Isto aumentaria a aptidão do aço em proporcionar superfícies com melhor acabamento em operações de torneamento. A quantidade de enxofre adicionada foi da ordem de 0,2 a 1,0 %, portanto, coexistem neste produto tanto sulfetos de manganês como carbossulfetos de titânio e ou zircônio em

quantidades apreciáveis e isto garantiria uma usinabilidade igual ou superior à do chumbo. O teor de oxigênio é mantido em níveis extremamente baixos para este tipo de aço. Os autores alegam que tal fato diminui ou elimina a incidência de inclusões abrasivas de alumina ou silicatos.

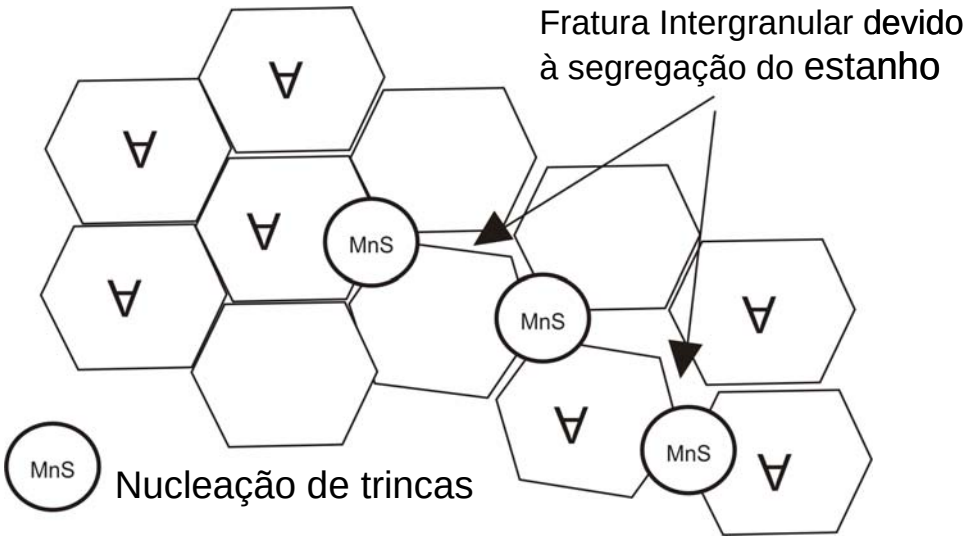


Figura 2.55 - Mecanismos de atuação do estanho na usinabilidade (DeARDO, 2002)

Recentemente Yaguchi et al. (2003) lançaram no mercado um aço com controle de sulfetos em que o espaçamento entre os mesmos e a densidade (quantidade de sulfetos por milímetro quadrado) de sulfetos na matriz são mantidos dentro de estrito controle, e o fator de forma (**relação entre comprimento e largura das inclusões**) dos sulfetos também é mantido entre 1,5 e 5 (valores muito pequenos que garantem um elevado nível de arredondamento das partículas). Em suas pesquisas, eles chegaram à conclusão de que a distribuição e morfologia das partículas de sulfetos de manganês podem ser controladas através do uso de nucleadores de sulfetos. Neste caso, o elemento usado foi o magnésio que, em combinação com outros elementos formam óxidos contendo manganês, que agem como núcleos para a precipitação dos sulfetos de manganês. Isso garante uma fina dispersão destas partículas na matriz. Além disso, em aços desoxidados ao alumínio, o manganês combina-se com a alumina formada resultando em óxidos mistos de menor caráter abrasivo. Soma-se o fato que o Mg em solução sólida nos sulfetos tende a aumentar sua dureza, diminuindo sua plasticidade durante a laminação e controlando desta forma o fator de forma. Porém, existe um limite superior para dureza do sulfeto (e, conseqüentemente, para o teor de magnésio) a partir do qual a usinabilidade cai. Uma informação interessante dada pelos autores é que sulfetos alongados têm como conseqüência durante a usinagem uma quebra de cavacos direcional, ou seja, os cavacos

se quebram mais facilmente em uma direção do que em outra. Consegue-se com este aço níveis de usinabilidade semelhantes aos do aço ao chumbo.

Fukuzumi et al. (2004) patentearam um aço de corte fácil com teores não usuais de enxofre, na faixa de 0,35 a 0,65%, isto é da ordem de duas a três vezes maiores do que o padrão para aços ressulfurados. Segundo os autores, os problemas advindos de uma maior concentração de enxofre, como fragilidade a quente, queda de propriedades mecânicas, etc., são evitados por meio da completa combinação do enxofre com o manganês (levando este aço a possuir teores de manganês da ordem de 0,30 e 2,00%) e da obtenção de finas partículas de inclusões de sulfetos, com tamanho médio de 50 μm^2, uniformemente dispersas na matriz de aço. Segundo os inventores, este produto apresenta usinabilidade igual ou superior à dos aços fabricados com adição de metais pesados (chumbo, bismuto, etc.) sem apresentar problemas ambientais e de elevação dos custos de produção. Na verdade, o que os autores descobriram é que se elevando a freqüência de contato das inclusões de sulfetos com a ferramenta a usinabilidade também aumenta. Sabe-se que a formação de inclusões de sulfetos ocorre a partir da solidificação do aço e os autores descobriram que os mesmos tornam-se bem mais finos através do uso de nitreto de titânio que precipita no aço líquido à temperatura de solidificação, e também pelo uso de nitreto de vanádio e nitreto de nióbio que precipitam no ferro gama durante a solidificação. Estas partículas funcionam como núcleos para precipitação de sulfetos de manganês aumentando consideravelmente a quantidade de inclusões precipitadas. A quantidade de inclusões duras de alumina também foi reduzida através da desoxidação com silício. E, em uma etapa posterior, a quantidade de silicatos abrasivos foi diminuída através da redução do teor de silício do aço usando-se o Ti ou V juntamente com o Nb como agentes auxiliares de desoxidação para manter o nível de oxigênio no banho líquido compatível com aqueles requeridos para um aço de corte fácil baixo carbono (controle de morfologia de sulfetos).

Estas são as tecnologias mais empregadas atualmente para melhorar a usinabilidade dos aços de corte fácil. Vê-se que muitas delas são usadas para substituir o chumbo o que é uma tendência cada vez mais forte. A maioria destas soluções são patenteadas, o que leva à restrições quanto à sua utilização. É bastante comum empregar-se mais de uma destas em um mesmo aço (quando elas forem compatíveis) de maneira a aumentar ainda mais a usinabilidade.

2.9. Influência de alguns elementos da composição química na usinabilidade dos aços

A seguir é feita uma breve explanação sobre o efeito dos principais elementos presentes nos aços.

- Carbono - é um elemento de liga com forte influência nas propriedades mecânicas e tecnológicas do aço. Ele aumenta, em primeiro lugar, o limite de resistência e a dureza (LESKOVAR; GRUM, 1986). A Fig. 2.56 mostra a relação entre o teor de carbono, a microestrutura e a usinabilidade dos aços ao carbono. Com o aumento do teor de carbono do aço, a quantidade de carbonetos de ferro (cementita) também aumenta. Como a cementita é extremamente dura, ela acelera o desgaste da ferramenta. Isto significa que a vida da ferramenta depende muito do teor de carbono do aço. Aços com teores muito baixos de carbono têm baixa usinabilidade devido à sua alta ductilidade (considera-se aqui os aços sem aditivos especiais para melhorar a usinabilidade), com o aumento dos teores de carbono a fragilidade do aço é aumentada, o que beneficia a usinagem. Acima de aproximadamente 0,20 % de carbono ocorre novamente queda de usinabilidade (ECHEVARRÍA; CORCUERA, 1987) (MURPHY; AYLWARD, 1973).
- Manganês – o manganês é adicionado ao aço com duas finalidades: melhorar suas propriedades mecânicas e promover, juntamente com o enxofre, a formação de sulfetos de manganês (LESKOVAR; GRUM, 1986). Segundo Echevarría e Corcuera (1987) o manganês presente no aço se divide em vários constituintes:
    - Parte está presente como sulfeto de manganês tipo alfa de estrutura cúbica;
    - Parte forma solução sólida com a matriz ferrítica do aço;
    - E finalmente, uma pequena porcentagem de Mn pode participar da composição de carbonetos (cementita) ou de óxidos produzidos durante a desoxidação do aço.

    Os dois últimos constituintes descritos são de certa forma desfavoráveis à usinagem, de modo que o teor de manganês adicionado deve atender a um valor ótimo. Se a quantidade de manganês for muito baixa, haverá pouco sulfeto de manganês. Se for muito alta, ocorrerá o endurecimento excessivo da ferrita além da participação do manganês nos carbonetos e óxidos.
- Silício – o silício forma uma solução dura de sílico-ferrita ou carbonetos (LESKOVAR; GRUM, 1986). Em ambos os casos ele estimula a formação de inclusões de sulfetos. Então devido à ação do silício pode ocorrer:
    - Ação abrasiva dos óxidos de silício que reduzem muito a vida da ferramenta (ECHEVARRÍA; CORCUERA, 1987);

- Influência no tipo e forma das inclusões de sulfetos formados.

- Alumínio – produz um efeito similar ao silício, mas com maior intensidade. Forma aluminatos muito abrasivos que são bastante prejudiciais à vida da ferramenta (BAS, 1995). Prejudica principalmente a vida das ferramentas nas condições em que o mecanismo de desgaste por abrasão é mais pronunciado.
- Oxigênio – Sua ação depende da forma como o mesmo se apresenta no aço: pode melhorar a usinabilidade por favorecer a formação de sulfetos mais globulares. Por outro lado, piora a usinabilidade se estiver na forma de silicatos ou aluminas (ECHEVARRÍA; CORCUERA, 1987).
- Nitrogênio – Aumenta a força de usinagem devido ao endurecimento por solução sólida e favorece um melhor acabamento superficial.
- Fósforo – fragiliza o contorno de grão favorecendo assim a usinabilidade.

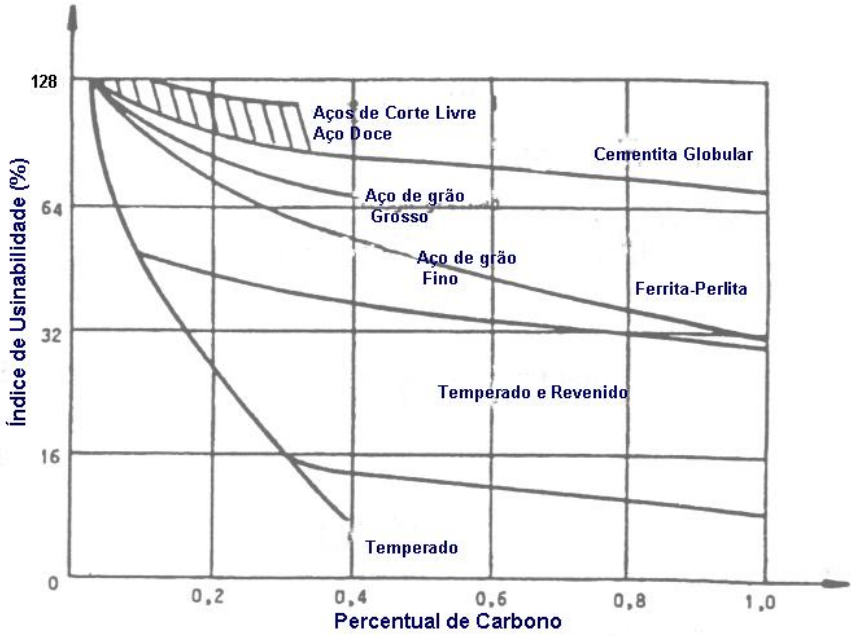


Figura 2.56 - Influência do teor de carbono e da microestrutura na usinabilidade (LESKOVAR; GRUM, 1986)

2.9.1. Influência dos elementos químicos residuais na usinabilidade dos aços

Os elementos residuais são aqueles não intencionalmente adicionados durante a fabricação do aço e que são difíceis de eliminar através de processos metalúrgicos simples. Entre eles pode-se citar: o cromo, o níquel, o molibdênio, o cobre e o estanho, entre outros. As referências sobre a influência dos elementos residuais na usinabilidade são escassas e muitas vezes contraditórias. A maioria das informações colocadas nesta revisão foram baseadas no trabalho de Echevarria e Corcuera (1987b).

Hundy (1963) afirma não ter encontrado nenhuma influência destes elementos na usinabilidade dos aços de corte fácil baixo carbono. Em sua análise de regressão nenhum dos elementos residuais está correlacionado com a usinabilidade. Somente o cromo parece exercer um efeito ligeiramente negativo.

Fischer (1978) afirma que nos aços de corte fácil os elementos residuais são prejudiciais porque endurecem o aço a aceleram o desgaste das ferramentas. Ele coloca que para uma boa usinabilidade a soma dos teores dos elementos níquel, cobre e cromo deve ser inferior a 0,5%.

Parece que alguns elementos residuais influem na usinabilidade indiretamente mediante um endurecimento da matriz. Porém há ocasiões, se o aço for muito dúctil, que um ligeiro aumento do teor de carbono até 0,08% ou uma adição de nitrogênio e/ou fósforo ou um endurecimento por trefilação melhoram a usinabilidade (GARVEY; TATA, 1965) (MURPHY, 1964) (KLAUS, 1965).

Para Gianfrancesco e Paladino (1979) os elementos residuais produzem um grande efeito prejudicial na usinabilidade, principalmente o cobre e o cromo (Figs. 2.57 e 2.58).

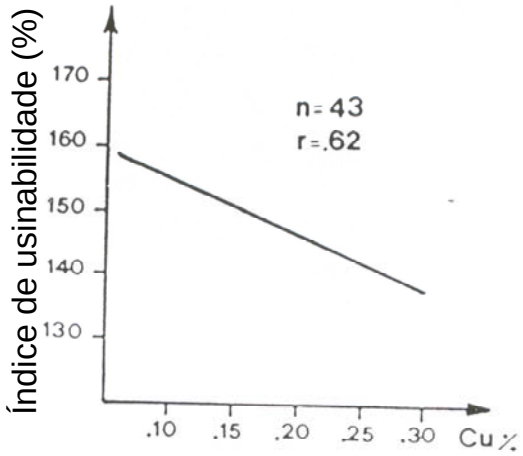


Figura 2.57 - Índice de usinabilidade em função do teor de cobre em um aço de corte fácil (n = n° de ensaios; r= coeficiente de regressão) (GIANFRANCESCO; PALADINO,1979)

Garvey e Tata (1965) compararam aços ressulfurados com chumbo e baixo carbono (0,08 %) trefilados, com teores de 0,09%, 0,27%, 0,4% e 0,56% de cobre, para determinar se este elemento, o qual tem uma elevada solubilidade sólida na ferrita, influi na usinabilidade. Os resultados mostraram que para uma velocidade de corte de 105 m/min um aumento do teor de cobre de 0,09% a 0,56% não origina uma diminuição apreciável da vida das ferramentas.

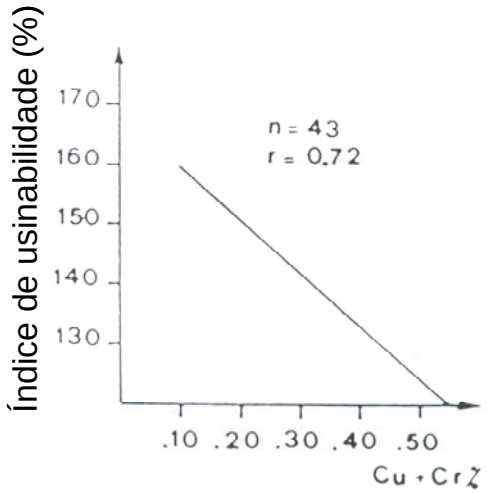


Figura 2.58 – Índice de usinabilidade em função do teor de cobre e cromo em um aço de corte fácil (n = n° de ensaios; r= coeficiente de regressão) (GIANFRANCESCO; PALADINO,1979)

Murry (1970) apresenta resultados semelhantes, porém, acrescenta que se a matriz já houver sido endurecida por qualquer outro elemento, uma adição de cobre pode acarretar uma diminuição na usinabilidade.

Almeida (2005) e Nascimento (2006) investigaram os mesmos materiais usados nesta tese, usaram inclusive, a mesma identificação para as corridas. Seus objetivos eram investigar a influência dos elementos residuais na vida da ferramenta. Para tanto, Almeida realizou ensaios de torneamento com ferramentas de aço rápido e metal duro (ALMEIDA, 2005) e Nascimento fez ensaios de fresamento frontal com ferramentas de aço rápido conforme a norma Volvo STD 1018,712 (NASCIMENTO, 2006). Em função da ligação destes trabalhos com esta tese, será feita a seguir uma breve discussão dos resultados por eles encontrados.

Investigando a vida da ferramenta em torneamento cilíndrico, com ferramentas de aço rápido, usando velocidades de corte entre 125 e 175 m/min, Almeida (2005) observou que:

1. Em usinagem a seco:
    a. Em 125 m/min o níquel exerce uma grande influência. Neste caso, a segunda influência significativa é da interação entre níquel e cobre;
    b. Em 140 m/min a interação entre níquel e cobre foi a mais significativa. A interação entre cromo e cobre vem logo a seguir. Nenhum efeito principal foi relevante;
    c. Em 150 m/min foram muitos fatores e interações significativos. Estes estão listados a seguir na ordem inversa do valor de seus efeitos:

i. Interação entre cromo e cobre;
ii. Interação entre cromo e níquel;
iii. Interação entre níquel e cobre;
iv. Níquel isoladamente.

d. Em 160 m/min a interação entre níquel e cobre foi mais significativa. O efeito do cromo ficou em segundo lugar;
e. Em 175 m/min os dados não foram conclusivos devido à grande variabilidade

2. Em usinagem com fluido de corte a 175 m/min apenas as interações foram significativas. Em primeiro lugar a interação entre cromo e cobre, em segundo lugar a interação entre níquel e cobre.

As Figs. 2.59 a 2.63 representam, em gráficos estatísticos, os resultados de Almeida (2005) com ferramentas de aço rápido.

A análise dessas figuras juntamente com o resumo exposto induz a comentar que o efeito dos elementos estudados se dá, principalmente, através de suas interações e, interações envolvendo o níquel e o cobre estão presentes na maioria das situações. O comportamento do cromo e do níquel são qualitativamente coerentes em todas as condições testadas, ou seja, um aumento do nível de cromo sempre provocou aumento na resposta, da mesma forma que um aumento do nível de níquel sempre provocou diminuição. O cobre por sua vez, apresentou um comportamento que depende da velocidade de corte usada e do uso ou não de fluído de corte.

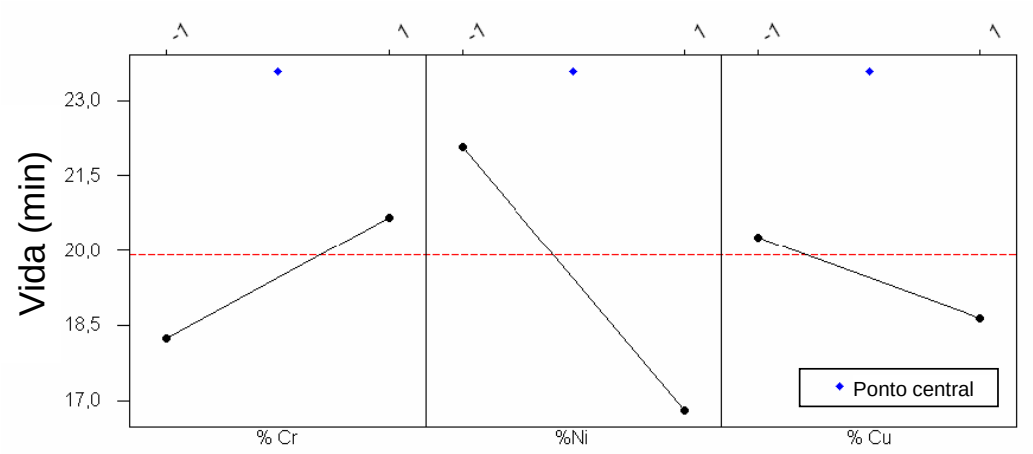


Figura 2.59 - Gráfico fatorial para os efeitos principais (dados médios) – v_c 125 m/min (ALMEIDA, 2005)

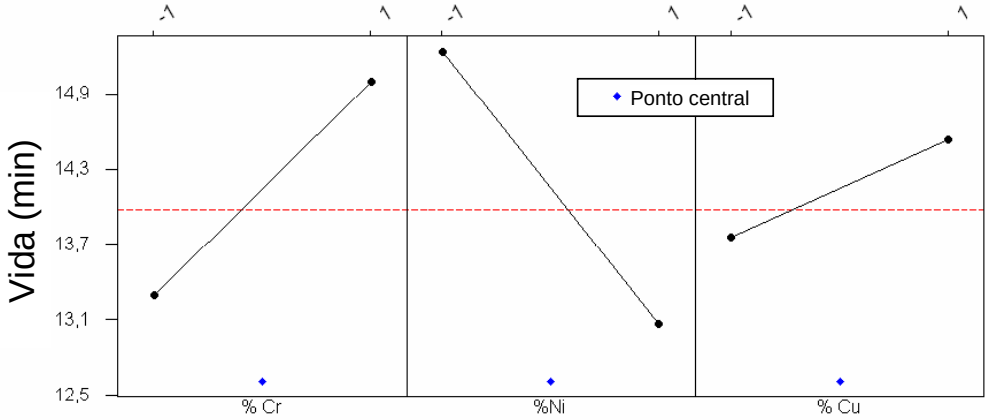


Figura 2.60 - Gráfico fatorial para os efeitos principais (dados médios) - v_c 140 m/min (ALMEIDA, 2005)

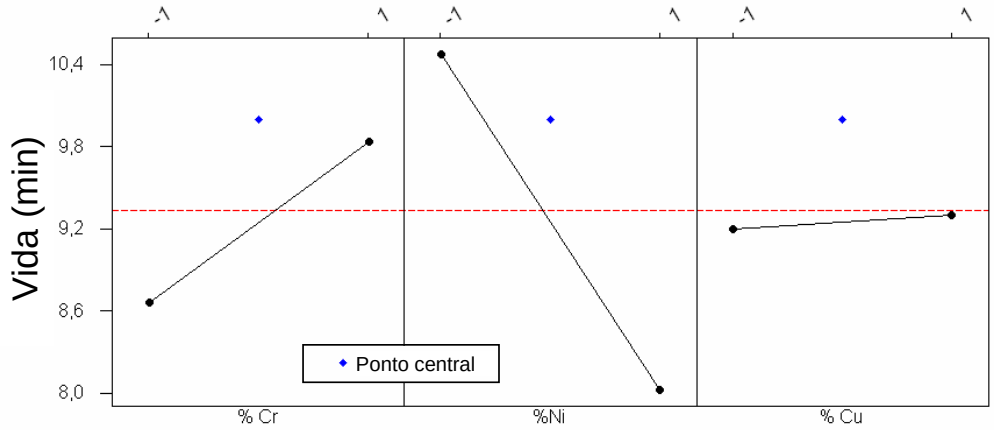


Figura 2.61 - Gráfico fatorial para os efeitos principais (dados médios) – v_c 150 m/min (ALMEIDA, 2005)

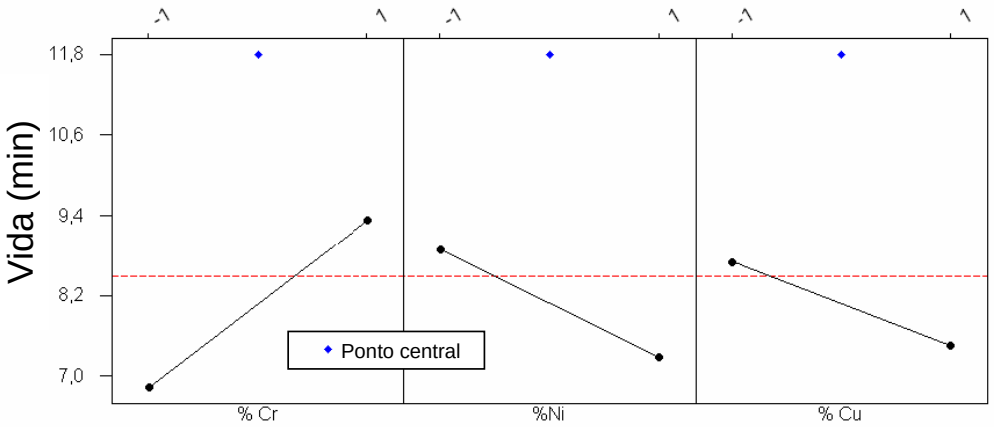


Figura 2.62 - Gráfico fatorial para os efeitos principais (dados médios) – v_c 160 m/min (ALMEIDA, 2005)

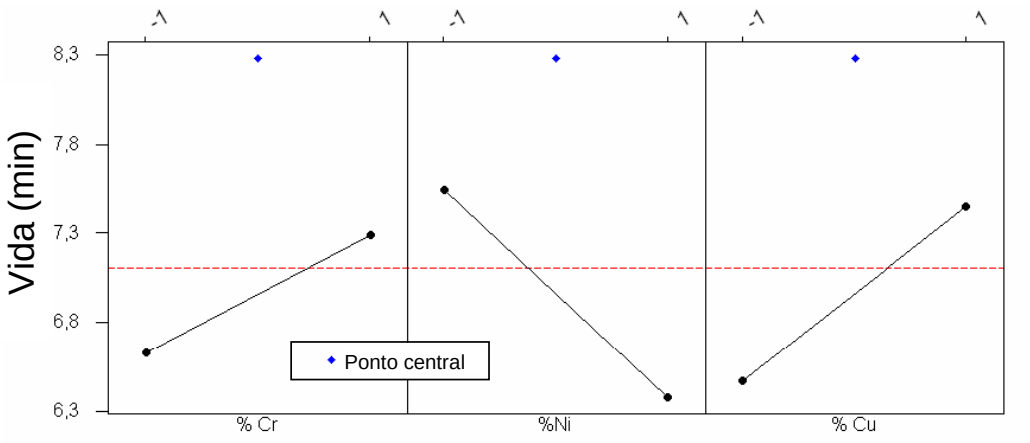


Figura 2.63 - Gráfico fatorial para os efeitos principais (dados médios) – v_c 175 m/min com fluido de corte (ALMEIDA, 2005)

No mesmo trabalho, Almeida (2005) também fez ensaios com ferramentas de metal duro nas velocidades de 400, 450 e 500 m/min. Seus resultados podem ser resumidos como segue:

- A 400 m/min os efeitos mais significativos foram, nesta ordem: o cobre, a interação entre cromo e níquel e, a interação entre níquel e cobre. Nesta velocidade a corrida de maior vida da ferramenta foi a "A" (esta é a mesma codificação e os mesmo materiais usados nesta tese – ver procedimento experimental);
- A 450 m/min os efeitos mais significativos foram, nesta ordem: a interação entre níquel e cobre, a interação entre cromo e níquel e, o cobre. Aqui também a corrida "A" apresentou melhor usinabilidade;
- A 500 m/min a corrida de maior vida da ferramenta é a "A". Os efeitos mais significativos foram, nesta ordem:
    1. o cobre;
    2. a interação entre o níquel e o cobre;
    3. a interação entre o cromo e o níquel;
    4. a interação entre o cromo e o cobre.

Nota-se que o cobre é significativo em todas as situações. Ação dos outros elementos analisados se dá indiretamente através de suas interações. As Figs. 2.64 a 2.66 apresentam graficamente os efeitos encontrados. O cobre age, em todas as situações, no sentido de aumentar a vida da ferramenta. O autor citou como motivo a hipótese do cobre formar (em teores acima de 0,20%) compostos que se liquefazem e segregam em cotornos de grão nas

temperaturas desenvolvidas por estas velocidades de corte, ocorrendo desta forma, a fragilização do cavaco (ALMEIDA, 2005).

O autor também chegou à conclusão de que a corrida com menor nível de elementos residuais (corrida “E”) foi a que apresentou a pior usinabilidade para todas as situações (para ferramenta de metal duro).

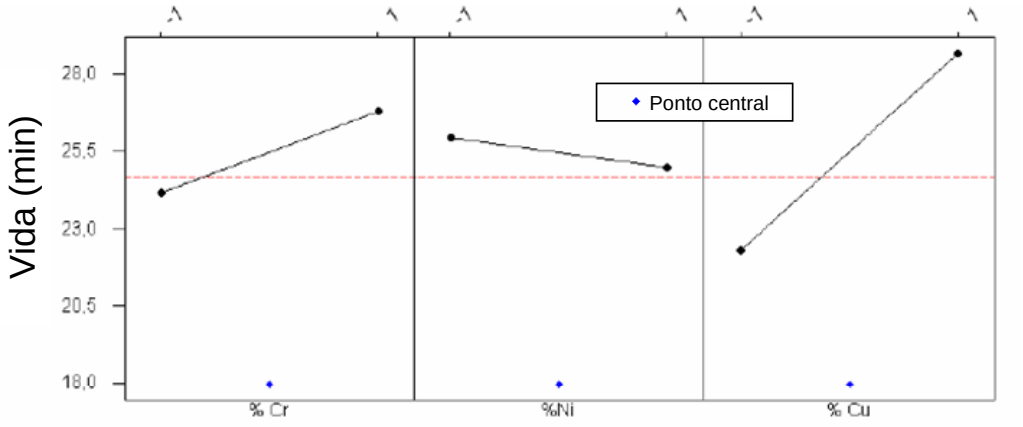


Figura 2.64 - Gráfico fatorial para os efeitos principais (dados médios) – v_c 400 m/min (ALMEIDA, 2005)

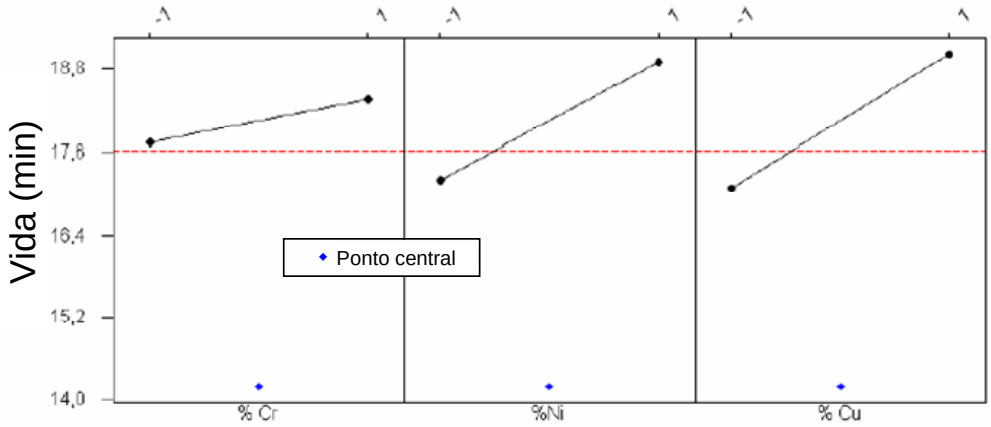


Figura 2.65 - Gráfico fatorial para os efeitos principais – v_c 450 m/min (ALMEIDA, 2005)

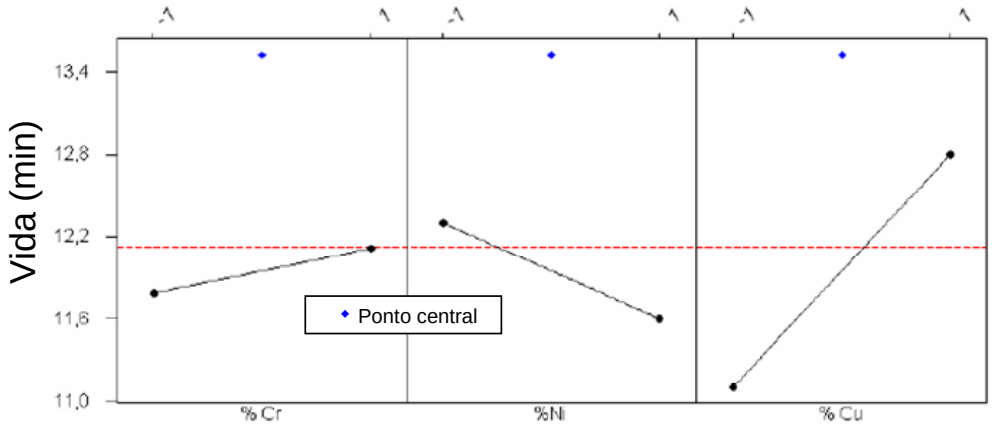


Figura 2.66 - Gráfico fatorial para os efeitos principais – v_c 500 m/min (ALMEIDA, 2005)

Já o trabalho de Nascimento (2005) avaliou a vida da ferramenta através de um ensaio normalizado para quantificação de usinabilidade: o teste Volvo (VOLVO, 1989). Os testes foram feitos em fresamento frontal com ferramentas de aço rápido e o uso de fluído de corte. Ele chegou à conclusão que os elementos níquel, cobre e cromo são significativos nesta ordem. Também a interação entre níquel e cobre mostrou-se significativa.

De acordo com seus resultados, todos os elementos residuais agem no sentido de diminuir a vida da ferramenta no teste Volvo. Nascimento explica que diferença entre os seus resultados e os resultados de Almeida (2005) é devida às diferenças dos processos empregados pelos dois autores (fresamento e torneamento).

2.10. Planejamento de experimentos (baseado em Nascimento (2006) e Almeida (2005))

Um experimento é um procedimento no qual alterações propositais são feitas nas variáveis de entrada (fatores) de um processo ou sistema, de modo que se possa avaliar as possíveis alterações sofridas pela variável resposta, bem como as razões destas alterações (WERKEMA; AGUIAR, 1996). Alguns fatores do processo são controláveis, enquanto outros fatores são não controláveis. Este modelo de processo está representado na Fig. 2.67.

O planejamento estatístico de experimentos (DOE, da sigla *Design Of Experiments*) é um processo de planejar experimentos de maneira que dados apropriados serão coletados, para posterior análise estatística, resultando em conclusões válidas e objetivas. Todos os fatores incluídos no experimento são variados simultaneamente. A influência de fatores desconhecidos ou não-incluídos é minimizada através de aleatorização. Métodos matemáticos são usados não apenas no estágio final de estudo, quando a avaliação e

análise dos resultados são conduzidas, mas também através de todos os estágios do DOE (WERKEMA; AGUIAR, 1996).

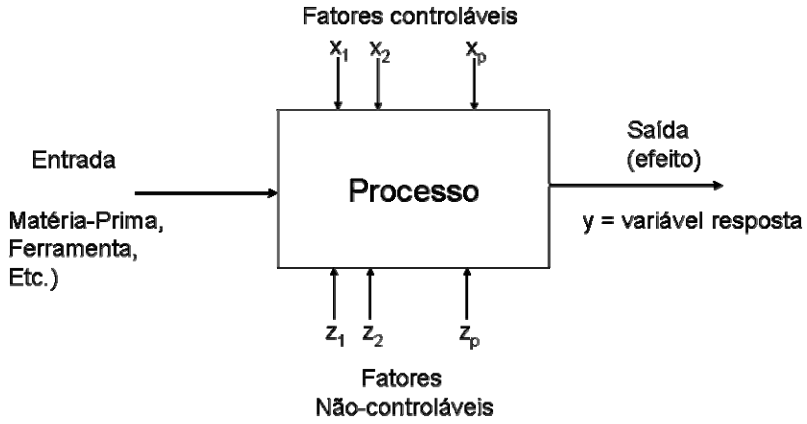


Figura 2.67 – Modelo geral de um processo ou sistema (adaptado de Montgomery, 2000)

O Projeto de Experimentos (*Design of Experiments* - DOE) é uma técnica desenvolvida entre 1920 e 1930 por Fisher, sendo posteriormente incrementada por importantes pesquisadores na área de estatística como Box, Hunter e Taguchi, entre outros (PRVAN; STREET, 2002).

Os objetivos de um experimento planejado podem ser (WERKEMA; AGUIAR, 1996):

- Determinar as causas que mais influenciam a variável resposta de interesse do processo;
- Determinar as faixas de valores para os fatores controláveis de modo a obter a variável resposta centrada no valor nominal almejado e com pequena variabilidade em torno desse valor;
- Determinar as faixas de valores para os fatores controláveis que minimizem as ações dos fatores não controláveis sobre as variáveis resposta do processo.

Em qualquer experimento há duas etapas: o planejamento do experimento e a análise estatística dos dados obtidos. Estas etapas estão intimamente ligadas, uma vez que o método a ser utilizado para análise depende diretamente do planejamento realizado.

Para que seja possível planejar de modo adequado a coleta de dados, três princípios básicos do planejamento de experimentos devem ser observados. Estes são: réplica, aleatorização e formação de blocos.

Réplicas são repetições do experimento sob as mesmas condições experimentais. Em um experimento, a realização de réplicas é importante pelos seguintes motivos:

1. As réplicas permitem a obtenção de uma estimativa da variabilidade devida ao erro experimental.
2. Permite detectar, com a precisão desejada, quaisquer efeitos produzidos pelas diferentes condições experimentais que sejam considerados significantes do ponto de vista prático.

O termo aleatorização se refere ao fato de que tanto a alocação do material experimental às diversas condições de experimentação, quanto a ordem segundo a qual os ensaios individuais dos experimentos serão realizados, são determinados ao acaso. A aleatorização permite que os efeitos de fatores não-controlados, que afetam a variável resposta e que podem estar presentes durante a realização do experimento, sejam balanceados entre todas as medidas. Este balanceamento evita possíveis confundimentos na avaliação dos resultados devido à atuação destes fatores.

Blocos são conjuntos homogêneos de unidades experimentais. Como exemplo de bloco pode-se citar: turno de produção, lote de matéria-prima, etc. Usa-se blocos em planejamento experimental em ocasiões em que fontes conhecidas de variabilidade dos experimentos não são objeto de estudo mas, procura-se separar seus efeitos para evitar conclusões falsas (WERKEMA; AGUIAR, 1996).

Uma vez selecionados os fatores e seus respectivos níveis, passa-se à fase de execução dos experimentos. A ordem-padrão usada pelo DOE (*Design of Experiments*) para experimentos que estão balanceados, ou seja, os dois níveis dos fatores se repetem igual número de vezes. Esse procedimento é um planejamento fatorial em dois níveis e pode ser representado por $N = 2^k$, onde N representa o número de experimentos em dois níveis para *K* fatores (PAIVA, 2004). O planejamento fatorial dos experimentos permite verificar a influência de efeitos individuais como também de interação entre as variáveis (BOX; HUNTER, 1978).

Um planejamento fatorial é completo quando todas as possíveis combinações entre os fatores envolvidos são experimentadas (BOX; HUNTER, 1978). Quando um determinado conjunto de parâmetros é aplicado a um objeto de estudo pode-se determinar uma resposta inicial para o ensaio. Quando se altera o nível dos parâmetros, a resposta inicial pode sofrer uma alteração. Essas mudanças denominam-se tratamentos (BOX; HUNTER, 1978).

A organização de um planejamento fatorial consiste em selecionar os fatores (variáveis independentes do sistema) e escolher os níveis (valores assumidos pelas variáveis) que serão estudados. A determinação da quantidade de experimentos é feita de acordo com a quantidade de variáveis estudadas e com os níveis estipulados para essas variáveis. O planejamento é representado na forma de potência, fornecendo assim o número

de experimentos a serem realizados. Por exemplo, um planejamento 2^k, sendo k = 3, indica que dois níveis foram escolhidos para três variáveis em estudo e que oito experimentos deverão ser realizados.

A Eq. (2.3) mostra a codificação das variáveis independentes (BOX; WILSON, 1951):

$$x = \frac{\xi_i - \xi_0}{\frac{(\xi_1 - \xi_{-1})}{2}} \tag{2.3}$$

onde:

x é o valor da variável codificada;

ξ_i o valor original ou não codificado;

ξ_0 representa o valor original no nível central;

$\xi_{(1)}$ e $\xi_{(-1)}$ valores da variável não codificada referentes ao nível 1 e –1.

No planejamento 2^k a interação entre as variáveis pode ser incluída na regressão, por exemplo, supondo-se que os x_i e x_j são níveis pesquisados e que a resposta Y_i pode ser dada por:

$$Y = \beta_0 + \sum_{i=1}^{k} \beta_{ij} x_j + \sum_{i=1}^{k-1} \sum_{j>1}^{k} \beta_{ij} x_i xj + \varepsilon_j \tag{2.4}$$

Na Eq. (2.4), β_0, β_{ij} são coeficientes constantes e ε é o erro aleatório usado devido à incapacidade da equação em representar os valores reais da resposta (MYERS, 1976). Neste caso, $\beta_{ij}x_ix_j$ representam o desvio da linearidade, sendo equivalente a assumir que o efeito de x_j sobre a resposta Y depende do nível de operação de x_j. Os coeficientes da Eq. (2.4) são obtidos pelo método dos mínimos quadrados e a avaliação da correlação é feita estatisticamente através do coeficiente de correlação, com testes de hipótese usando as distribuições F e t de Student, e pela análise de resíduos.

O resíduo da estimação é definido como a diferença entre os resultados experimentais e os previstos pela Eq. (2.4) Na análise dos resíduos os gráficos devem ser aleatórios e independentemente distribuídos para comprovar a validade das equações.

CAPÍTULO III

PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

A Fig. 3.1 apresenta um mapa geral de todos os ensaios e caracterizações realizados nesta tese, os quais serão expostos com mais detalhes na seqüência.

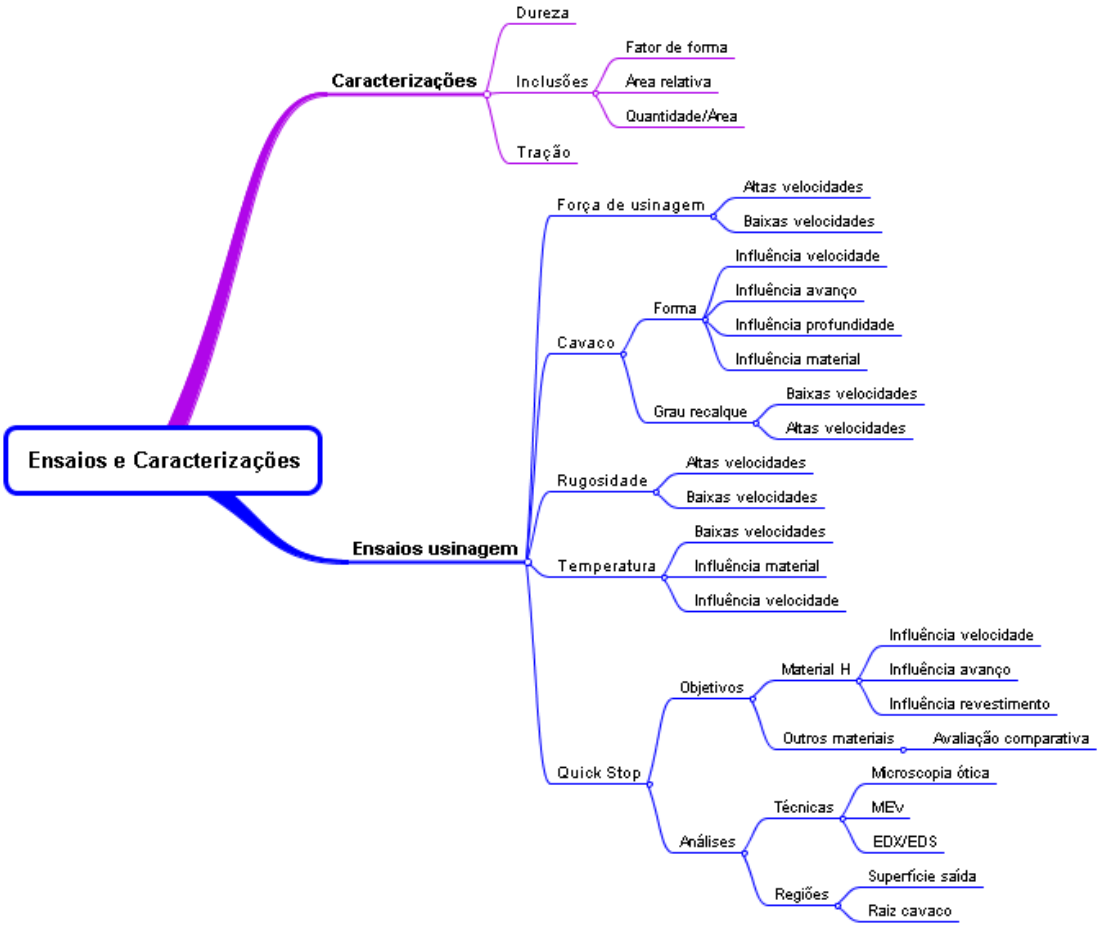


Figura 3.1 – Visão geral dos ensaios e caracterizações

3.1. Materiais

Foram produzidos nove lotes de materiais com composições químicas (Tabs. 3.1 e 3.2) previamente definidas (dentro dos limites da capacidade do processo de fabricação). Desta forma os ensaios foram projetados para atender um delineamento de experimentos fatorial a dois níveis com um ponto central (nível intermediário). Neste planejamento tem-se a variação a dois níveis dos seguintes fatores: teor de níquel, teor de cromo e teor de cobre, todos medidos em percentagem mássica.

No planejamento utilizado, os níveis codificados são: –1 (menor nível), +1 (maior nível) e zero (nível intermediário). Como o processo de fabricação dos aços em aciaria não permite um controle pontual de sua composição química, o nível dos elementos teve que ser fixado em faixas, dentro da capacidade do processo conforme definido a seguir:

% Cr : nível -1 = faixa de 0,08/0,13
nível +1 = faixa de 0,17/0,22
nível 0 = faixa de 0,12/0,18
% Ni : nível -1 = faixa de 0,08/0,13
nível +1 = faixa de 0,17/0,22
nível 0 = faixa de 0,12/0,18
% Cu : nível -1 = faixa de 0,10/0,15
nível +1 = faixa de 0,25/0,30
nível +0 = faixa de 0,18/0,23

Percebe-se que a variação destes três elementos permite compor, apenas com variáveis de matéria-prima, um planejamento fatorial 2^3 com um ponto central representado pelo material H (Tab. 3.1) que tem todos estes elementos no nível ‘zero’. A Tab. 3.1 fornece a relação entre os níveis dos fatores para cada elemento dentro de uma corrida e a respectiva identificação da mesma.

Neste trabalho os lotes serão identificadas pelo Código de identificação dos materiais constantes da primeira coluna da Tab. 3.2.

Para análise das outras três variáveis do processo de usinagem (profundidade de corte, velocidade de corte e avanço) em conjunto com as variáveis de material, que acabam de ser descritas, chega-se a um planejamento 2^6.

Tabela 3.1 - Matriz de experimentos para os fatores cromo, níquel e cobre

	Nível do fator		
Código	Cr	Ni	Cu
I	1	1	1
G	1	1	-1
A	1	-1	1
E	1	-1	-1
C	-1	1	1
B	-1	1	-1
F	-1	-1	1
D	-1	-1	-1
H	0	0	0

Todos os materiais foram laminados durante o mesmo turno de produção e sob os mesmos parâmetros de fabricação. Os materiais foram laminados em bitola de $2\frac{1}{16}$ polegadas (52,39 mm) de diâmetro, porém, todos os materiais sofreram passe de usinagem de limpeza ficando seus diâmetros em 50 mm.

A Tab. 3.2 apresenta a especificação de faixas de composição química dos materiais e a Tab. 3.3 apresenta o resultado de análise de composição química final do material.

A análise comparativa das Tabs. 3.2 e 3.3 revela que:

1. O material B está com o teor de carbono (0,14%) acima do especificado (0,07-0,09%);
2. O material G foi especificado com teor de cobre entre 0,10 e 0,15 % e o teor real é de 0,17 %;
3. O material A está com teor de cromo (0,15%) abaixo do solicitado (0,17-0,22%);

Como estas corridas foram produzidas em lotes industriais, foi impossível refazê-las com as correções necessárias. No entanto, esses dados devem ser levados em consideração na análise dos resultados.

Tabela 3.2 - Especificação de faixas de composição química dos materiais

Código	C		Si		Mn		P		S		Cr		Ni		Cu	
	min	máx	Min.	Max.	Min.	Máx.	Min.	Max.	Min.	Max.	Min.	Máx.	Min.	Max.	Min.	Max.
A	0,07	0,09	0	0,015	1,22	1,3	0,042	0,05	0,27	0,29	0,17	0,22	0,08	0,13	0,25	0,30
B	0,07	0,09	0	0,015	1,22	1,3	0,042	0,05	0,27	0,29	0,08	0,13	0,17	0,22	0,10	0,15
C	0,07	0,09	0	0,015	1,22	1,3	0,042	0,05	0,27	0,29	0,08	0,13	0,17	0,22	0,25	0,30
D	0,07	0,09	0	0,015	1,22	1,3	0,042	0,05	0,27	0,29	0,08	0,13	0,08	0,13	0,10	0,15
E	0,07	0,09	0	0,015	1,22	1,3	0,042	0,05	0,27	0,29	0,17	0,22	0,08	0,13	0,10	0,15
F	0,07	0,09	0	0,015	1,22	1,3	0,042	0,05	0,27	0,29	0,08	0,13	0,08	0,13	0,25	0,30
G	0,07	0,09	0	0,015	1,22	1,3	0,042	0,05	0,27	0,29	0,17	0,22	0,17	0,22	0,10	0,15
H	0,07	0,09	0	0,015	1,22	1,3	0,042	0,05	0,27	0,29	0,12	0,18	0,12	0,18	0,18	0,23
I	0,07	0,09	0	0,015	1,22	1,3	0,042	0,05	0,27	0,29	0,17	0,22	0,17	0,22	0,25	0,30

Tabela 3.3 - Composição química final das corridas fornecidas

Código	% C	% Si	% Mn	% P	% S	% Cr	% Ni	% Cu	% Mo	% Al	% Pb	% N2
A	0,090	0,03	1,24	0,046	0,273	0,15	0,08	0,26	0,020	0,001	0,280	0,0079
B	0,140	0,03	1,20	0,045	0,280	0,09	0,17	0,18	0,020	0,001	0,270	0,0084
C	0,072	0,02	1,21	0,044	0,284	0,09	0,17	0,25	0,020	0,001	0,250	0,0080
D	0,085	0,02	1,25	0,047	0,272	0,10	0,08	0,11	0,010	0,001	0,240	0,0070
E	0,077	0,02	1,24	0,050	0,277	0,16	0,09	0,08	0,010	0,001	0,250	0,0080
F	0,084	0,02	1,23	0,048	0,297	0,10	0,08	0,27	0,030	0,001	0,230	0,0086
G	0,078	0,03	1,25	0,051	0,273	0,18	0,17	0,17	0,030	0,001	0,260	0,0072
H	0,077	0,02	1,22	0,045	0,295	0,13	0,12	0,21	0,030	0,001	0,240	0,0086
I	0,078	0,03	1,25	0,052	0,279	0,19	0,18	0,26	0,040	0,001	0,250	0,0083

3.2. Planejamento de experimentos

Os experimentos foram configurados de forma a atender planejamentos fatoriais a dois níveis. No caso dos ensaios quantitativos não relacionados à usinagem (dureza, tração, fator de forma de sulfetos) os fatores dos experimentos são os teores de cromo, níquel e cobre, conforme descrito no item 3.1. A matriz codificada destes experimentos, com as respostas a serem analisadas, é mostrada na Tab. 3.4.

Tabela 3.4 - Planejamento 2^3 com ponto central para ensaios não relacionados à usinagem.

Material	Cr	Ni	Cu	Variável resposta
A	1	-1	1	Resultados ensaio tração (resistência à ruptura) Dureza Vickers Caracterização de inclusões (fator de forma, quantidade por unidade de área, área relativa) Resultados ensaio tração
B	-1	1	-1	
C	-1	1	1	
D	-1	-1	-1	
E	1	-1	-1	
F	-1	-1	1	
G	1	1	-1	
H	0	0	0	
I	1	1	1	

Como mencionado anteriormente, para os ensaios quantitativos de usinagem, além dos três fatores relativos ao material, foram adicionados três fatores relativos ao processo a

saber: velocidade de corte, avanço e profundidade de corte. Desta forma tem-se um planejamento fatorial 2^6 para completa análise destas influências. Neste caso não será considerado o ponto central (material H) porque isto implicaria em determinar pontos centrais também para as condições de corte. Como o torno usado nos ensaios não apresenta variação contínua de velocidade e avanço, não se pôde colocar pontos centrais para estas variáveis. A matriz codificada destes experimentos é mostrada na Tab. I.1 (Anexo I).

Conforme informado na revisão bibliográfica os aços de corte fácil são essencialmente usinados em tornos automáticos com velocidades de corte baixas e moderadas. Para contemplar este cenário, bem como levar em consideração tendências futuras de aumento nas velocidades de corte, os experimentos planejados na Tab. I.1 foram executados duas vezes. Uma vez para baixas velocidades de corte que seria a faixa de velocidades de corte normalmente usada para usinagem destes materiais. E o segundo conjunto de ensaios foi realizado para contemplar velocidades de corte maiores. Estes valores estão mostrados nas Tabs. 3.5 e 3.6 respectivamente e foram definidos com base em consultas a catálogos, literatura técnica e ensaios preliminares.

Tabela 3.5 – Valores dos níveis de fatores para baixas velocidades de corte.

Fatores	Nível	Valor	Valor codificado
Velocidade de corte (m/min)	Baixo	35	-1
	Alto	88	1
Avanço (mm/rot.)	Baixo	0,138	-1
	Alto	0,242	1
Profundidade de corte (mm)	Baixo	1	-1
	Alto	2	1

Tabela 3.6 – Valores dos níveis de fatores para altas velocidades de corte.

Fatores	Nível	Valor	Valor codificado
Velocidade de corte (m/min)	Baixo	141	-1
	Alto	219	1
Avanço (mm/rot.)	Baixo	0,138	-1
	Alto	0,242	1
Profundidade de corte (mm)	Baixo	1	-1
	Alto	2	1

3.3 Ensaios não relacionados à usinagem (ensaios de caracterização)

3.3.1. Ensaios de dureza

A dureza Vickers foi determinada na superfície dos corpos de prova. Foi utilizado o durômetro Struers do Laboratório de Fenômenos de Superfície (LFS), EPUSP. A carga utilizada foi de 30 kgf.

Foram retiradas quatra amostras de cada material. Em cada amostra as medidas da dureza foram feitas em quatro posições distintas, na superfície das amostras pré-usinadas com diâmetro de 50 mm (conforme Fig. 3.2) e comprimento de 20 mm.

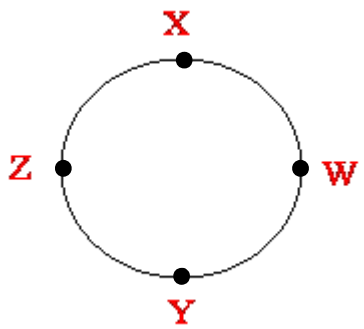


Figura 3.2 – Esquema com as posições de medição de dureza na superfície das amostras.

3.3.2. Ensaios de tração

Os ensaios de tração foram feitos de acordo com a norma NBR 6512 (ABNT, 1992) e executados na Máquina Universal de Ensaios MTS 810 com capacidade de 250 KN (fabricante MTS) do Laboratório de Projetos Mecânicos, FEMEC-UFU.

3.3.3. Análises de microestrutura

3.3.3.1. Análises em amostras do material da peça

A preparação das amostras para análise de inclusão foi feita da seguinte forma:

- Corte de amostras da seção longitudinal do corpo de prova;
- Lixamento com lixas 220, 320, 400 e 600 mesh, nesta ordem;
- Polimento com pasta diamantada de 6, 3 e 1 microns, nesta ordem.

Para aquisição das imagens de inclusões foi usado o microscópio Olympus bx60m com câmera JVC-TKC 1380. O sistema conta com programa de análise de imagens Leica Qwin versão 2.2 e software aplicativo Corel Photo versão 6.0.

A análise quantitativa das inclusões foi feita com o software Leica Qwin versão 2.2. A região de análise em cada uma das diversas amostras foi a seção longitudinal do material da peça na região da superfície. Em cada material foram medidos 50 campos com o objetivo de aumentar a precisão das medidas. A análise da seção longitudinal permite ter uma noção da deformação das inclusões de sulfeto de manganês devida à laminação (fator de forma).

3.3.3.2. Análises em amostras de *quick-stop*

A metodologia para fazer as análises está descrita a seguir:

a) Análise sem embutimento com o objetivo de obter vista ampliada da raiz (superfície inferior) do cavaco.
    i. Vista geral;
    ii. Vista de detalhes da aresta postiça de corte (APC) e outras regiões de interesse;
    iii. Análise de composição química da região de interesse (EDS).
b) Análise com embutimento com objetivo de obter vista ampliada da seção de corte perpendicular ao plano ortogonal.
    i. Preparo das amostras embutidas (sem pressão – resina fundida): lixamento até aproximadamente a metade da espessura de corte, polimento e ataque químico (Nital);
    ii. Vista geral;
    iii. Vista de detalhes com objetivo de verificar: APC, zona de fluxo, deformações do cavaco. Com ataque químico.
c) Análise da superfície de saída das ferramentas de corte.
    i. Vista ampliada do depósito de material na superfície de saída;
    ii. Análise de composição química do depósito formado na superfície de saída (EDS).

Estas análises foram feitas através de microscopia ótica (UFU) e eletrônica de varredura (MEV) no laboratório da Universidade do Estado de Santa Catarina (UDESC) de Joinville.

3.4. Ensaios de usinagem utilizando o planejamento fatorial 2^6

Os ensaios foram realizados no torno REVOLUTION RV-220 com rotação máxima de 2500 rpm (fig. 3.3) disponível no Laboratório de Ensino e Pesquisa em Usinagem (LEPU) da FEMEC-UFU.

Figura 3.3 - Torno usado nos ensaios de usinagem

As condições de corte foram aquelas descritas no item 3.2, sendo que todos os ensaios foram realizados a seco.

Os corpos de prova usados têm 500 mm de comprimento e 50 mm de diâmetro (bitola bruta de $2\frac{1}{16}$ polegadas).

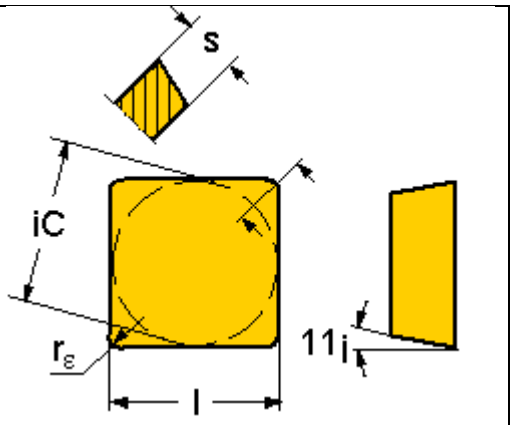
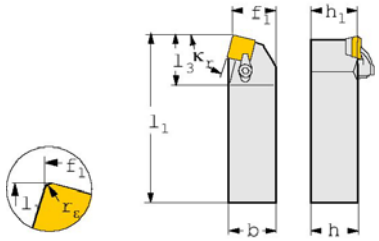
3.4.1. Ensaios de força

As especificações das ferramentas usadas nos ensaios estão descritas na Tab. 3.7. Foram usadas ferramentas de metal duro revestidas com nitreto de titânio e sem quebra cavacos. E a cada ensaio uma aresta nova foi usada.

Foi utilizada uma plataforma piezelétrica Kistler 9265-B responsável pela medição dos sinais de força. A montagem experimental usada está mostrada esquematicamente na Fig. 3.4. Com ela é possível medir as três componentes da força de usinagem (Fu) que são a força de corte (Fc), a força de avanço (Ff) e a força passiva (Fp) ilustradas na Fig. 2.32.

O tempo de aquisição foi de 3 segundos após o corte atingir o regime permanente. A Fig. 3.5 mostra a característica dessas componentes em função do tempo de aquisição. O valor médio quadrático (valor RMS) dos sinais é usado como resultado do ensaio.

Tabela 3.7 - Especificações do conjunto ferramenta/suporte usados nos ensaios – As figuras foram retiradas de Sandvik (2006)

Especificação	SPUN 120308 3005	
Fabricante	Sandvik	
Ângulo de saída (γ_o)	6°	
Ângulo de posição (χ_r)	75°	
Ângulo de inclinação (λ_s)	0°	
Ângulo de ponta (ε_r)	90°	
Ângulo de folga efetivo (α_o)	5°	
Revestimento	Nitreto de titânio	
Raio de ponta (r_ε)	0,8 mm	
Classe ISO	K15	
Suporte de ferramenta	CSBPR 2525M 12	

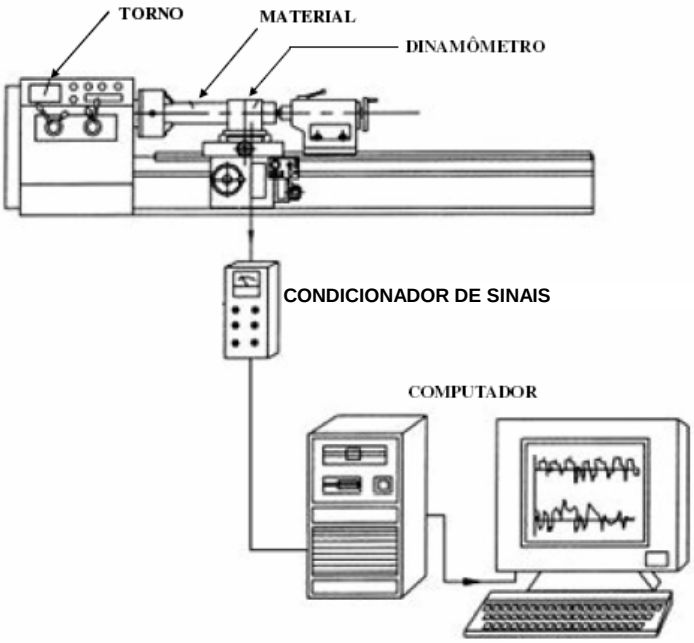


Figura 3.4 - Sistema de aquisição de sinais de força de usinagem e gerenciamento de dados

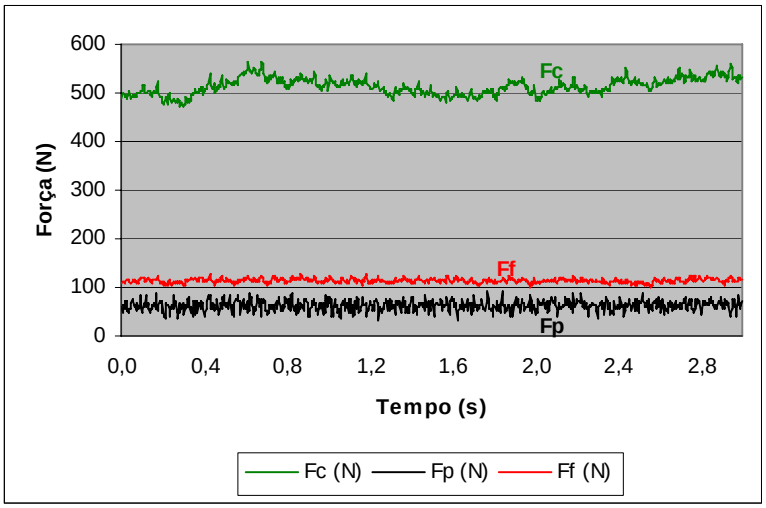


Figura 3.5 - Comportamento típico das forças durante a aquisição dos sinais

3.4.2. Ensaios de rugosidade superficial

A rugosidade superficial foi medida utilizando o rugosímetro MITUTOYO SJ – 201P (Fig. 3.6). O *cut-off* usado foi de 0,8 mm, seguindo orientação da norma ISO 4287 (2000) que indica os valores de *cut off* a serem usados em função do R_a. O parâmetro de rugosidade analisado foi o R_a.

A especificação das ferramentas usadas foi a mesma usada nos ensaios de força.

Figura 3.6 - Rugosímetro MITUTOYO SJ – 201P

Além das condições de corte descritas no item 3.2. também foram feitos ensaios usando-se outras condições de corte cujo objetivo era analisar o comportamento da rugosidade R_a com a velocidade de corte. Estes ensaios foram feitos com avanço de 0,138 mm/rot. E profundidade de corte de 2 mm. As velocidades de corte usadas foram 4, 7, 8, 11, 14, 17, 22, 28, 35, 44, 55, 70, 88, 111, 141 e 219 m/min.

3.4.3. Ensaios de cavaco

Os ensaios de cavaco consistiram do registro da forma dos cavacos obtidos através de fotografia e da medição do grau de recalque dos mesmos com micrômetro.

As condições de corte usadas nos ensaios de grau de recalque estão detalhadas no item 3.2 As ferramentas usadas têm sua especificação descrita na Tab. 3.7.

As condições de corte usadas nos ensaios de forma de cavacos foram as seguintes:

- ✓ Velocidade de corte de 141 m/min. Profundidade de corte de 2 mm. Avanços de: 0,138 mm/rot., 0,162 mm/rot., 0,176 mm/rot., 0,204 mm/rot., 0,242 mm/rot. e 0,298 mm/rot.;
- ✓ Velocidade de corte de 141 m/min.. Avanço de 0,138 mm/rot.. Profundidades de corte de: 0,5 mm, 1,0 mm, 1,5 mm, 2,0 mm, 2,5 mm e 3 mm;
- ✓ Avanço de 0,138 mm/rot.. Profundidade de corte de 2 mm. Velocidades de corte de: 4, 7, 8, 11, 14, 17, 22, 28, 35, 44, 55, 70, 88, 111, 141 e 219 m/min.

3.4.4. Ensaios de temperatura de usinagem

Os ensaios de temperatura de usinagem foram realizados com o método do termopar ferramenta-peça.

A calibração do termopar ferramenta-peça consistiu no aquecimento da junta soldada de material da peça e da ferramenta (Fig. 3.7) em forno de resistência. O espécime do material da peça foi obtido a partir de torneamento até o diâmetro de 5 mm. A temperatura do forno e a força eletromotriz da junta soldada foram registradas (Fig. 3.8) e com isso construiu-se a curva de calibração (NAVES et al. 2006). Neste trabalho foi feita a calibração com o material H apenas, em função do elevado tempo de calibração, da escassez de ferramentas e do fato do material H possuir todos os elementos químicos residuais em estudo no nível intermediário.

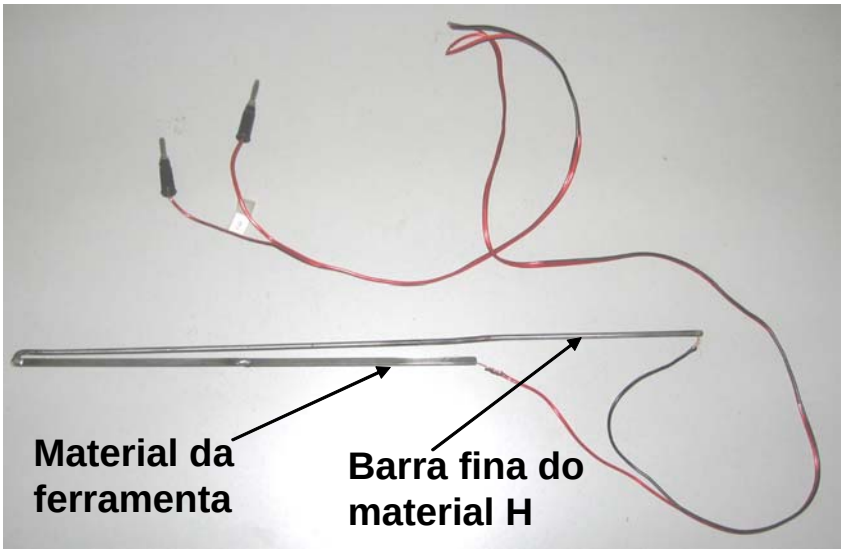


Figura 3.7 - Junta soldada do termopar ferramenta-peça para calibração do sistema

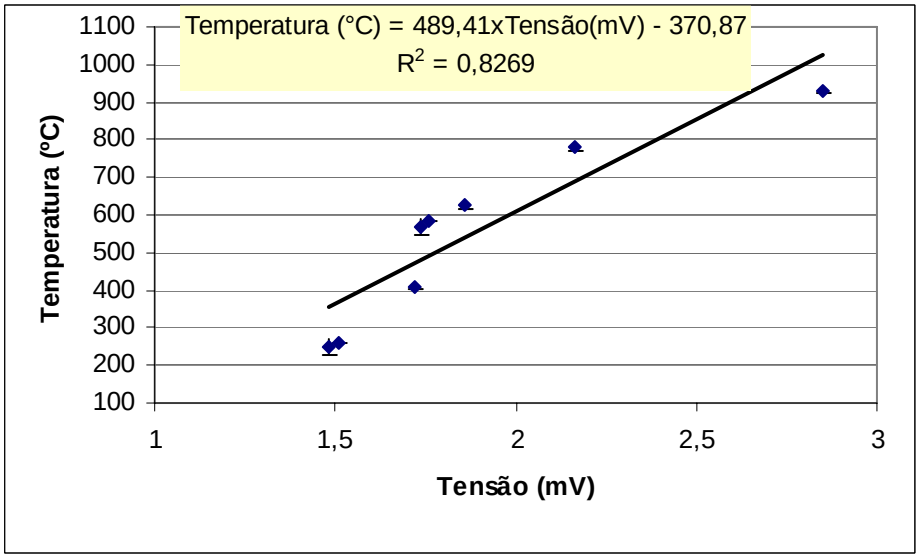


Figura 3.8 - Curva de calibração do termopar ferramenta-peça (material H)

As dimensões dos corpos de prova são mostradas na Fig. 3.9.

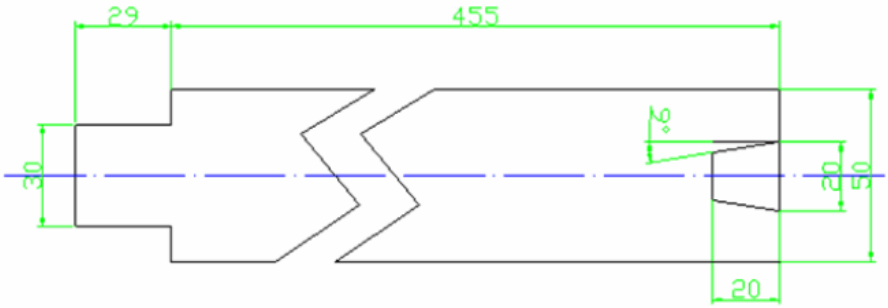


Figura 3.9 - Corpo de prova para os ensaios de temperatura de usinagem

Os ensaios de temperatura de usinagem foram feitos com ferramentas de aço rápido com de cobalto cuja composição química é apresentada na tabela 3.8. A geometria destas ferramentas está mostrada na Tab. 3.9.

Tabela 3.8 - Composição química das ferramentas de aço rápido

%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%Mo	%Ni	%Al	%Co	%Cu	%Nb	%Ti	%V	%W	%Sn
1,22	0,30	0,32	0,016	0,017	4,06	4,90	0,12	<0,005	8,40	0,06	<0,01	<0,005	2,96	6,22	0,008
Percentuais em peso. Análise realizada nos laboratórios da empresa Villares Metals S. A.															

Tabela 3.9 – Geometria das ferramentas de aço rápido usadas nos ensaios de temperatura de usinagem

Especificação	AISI M3:2 C	
Ângulo de saída (γ_o)	6°	
Ângulo de posição (χ_r)	75°	
Ângulo de inclinação (λ_s)	0°	
Ângulo de ponta (ε_r)	90°	
Ângulo de folga (α_o)	8°	
Raio de ponta	-	

As condições de corte usadas nos ensaios de temperatura de usinagem foram aquelas detalhadas no item 3.2 para a região de baixas velocidades de corte. Não foi possível fazer os ensaios na região de altas velocidades de corte porque as ferramentas não resistiram.

Além das condições citadas foram usados: avanço de 0.138 mm/rot., profundidade de corte de 2 mm e velocidades de corte de 4.4, 7.1, 8.8, 11.2, 14.1, 17.6, 22, 28.3, 35.2, 44, 55.8, 70.7, 88, 111.5 e 141.5 m/min. Estas condições aserviram para levantar as curvas do comportamento da temperatura com a velocidade de corte para todos os materiais.

A Fig. 3.10 mostra o aparato experimental usado nos ensaios de temperatura de usinagem. Neste experimento a peça é isolada da placa do torno através de uma bucha de material polimérico, a ferramenta é isolada também com materiais poliméricos. O isolamento da extremidade da barra apoiada na contraponta é feito através do medidor de temperatura que nada mais é que uma contra ponta envolta em material isolante e que permite o contato

elétrico entre a peça e um recipiente com mercúrio através do qual se pode retirar o sinal (Fig. 3.11).

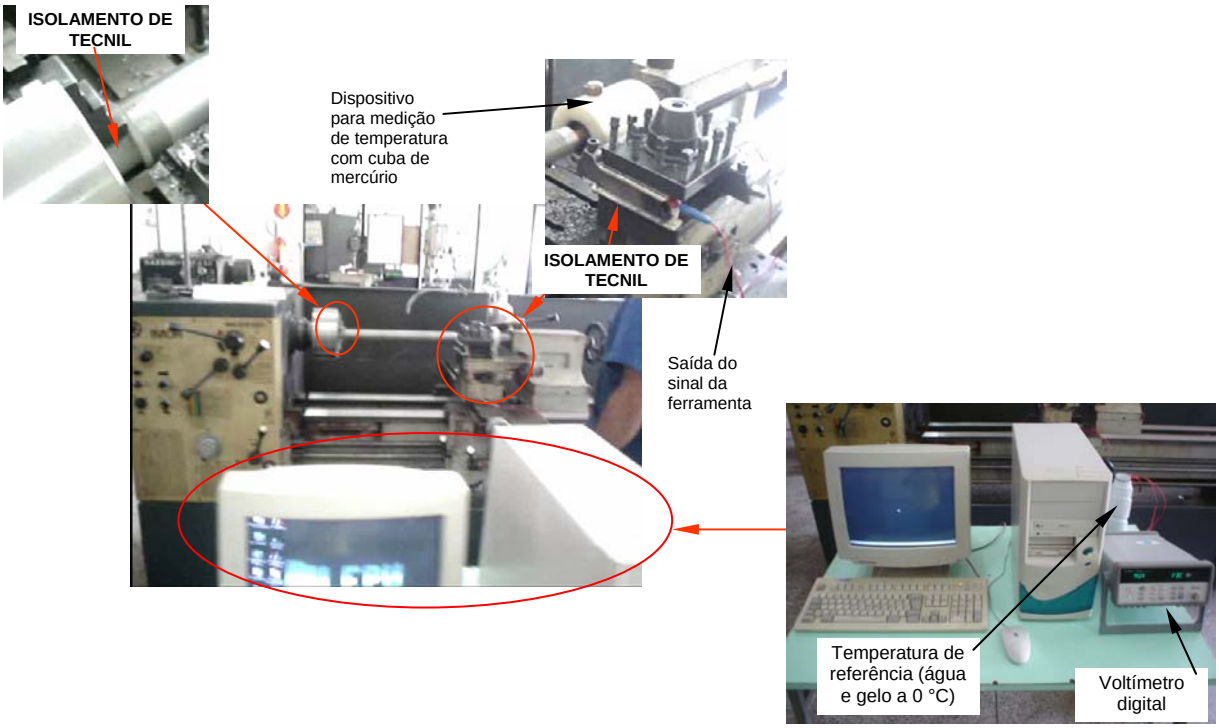
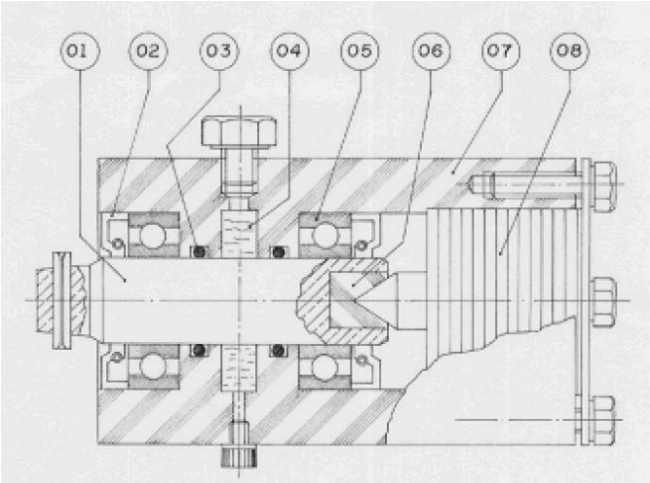


Figura 3.10 - Montagem experimental para os ensaios de temperatura de usinagem



01 – núcleo (eixo) de cobre

02 – Retentor

03 – O'ring

04 – Anel de Mercúrio

05 – Rolamento

06 – Isolante do eixo com a contra-ponta de Tecnil

07 – Corpo do medidor de Tecnil

08 – Contra-ponta

Figura 3.11 - Dispositivo para medição de temperatura

3.5. Ensaios de usinagem utilizando *quick-stop*

Os ensaios *quick-stop* são usados para obtenção de amostras da raiz do cavaco para posterior análise. Os ensaios foram realizados no torno IMOR MAX II-520 disponível no

Laboratório de Ensino e Pesquisa em Usinagem da Universidade Federal de Uberlândia (Fig. 3.12). Este torno tem potência de 6 CV e rotação máxima de 1400 rpm.

Figura 3.12 - Torno usado nos ensaios *quick-stop*

O dispositivo é acionado por um martelo de impacto atingindo velocidade de retração de até 300 m/min (EVANGELISTA LUIZ et al., 2006). A Fig. 3.13 mostra o dispositivo *quick-stop* usado.

Vista lateral Vista frontal

Figura 3.13 - Dispositivo *quick-stop*

As condições usadas para execução dos ensaios *quick stop* estão descritas nas Tabs. 3.10 e 3.11.

A Tab. 3.11 indica as condições usadas no material H. O material H foi usado para uma quantidade maior de ensaios em função de ter todos os elementos residuais em estudo no nível intermediário. Com ele a intenção foi avaliar a influência de itens como velocidade de corte, avanço e revestimento da ferramenta sobre as condições de interface.

A Tab. 3.10 indica as condições usadas nos outros materiais. O objetivo aqui foi fazer análise comparativa das condições de interface entre os diversos materiais tendo como foco a análise da raiz do cavaco.

Todos os ensaios de usinagem foram realizados a seco, sendo que o tempo de usinagem para cada condição foi de 30 segundos. Foram usadas ferramentas P30 por terem maior tenacidade e não se quebrarem durante o impacto do martelo no dispositivo.

Tabela 3.10 – Condições usadas nos ensaios *quick-stop* dos outros materiais.

v_c (m/min)	f (mm/rot.)	a_p (mm)	Classe Ferramenta	Revestimento	Geometria
35	0,138	2	P30	não	Conforme Tab. 3.7
88			P30	não	
141			P30	não	
219			P30	não	

Tabela 3.11 - Condições usadas nos ensaios *quick-stop* do material H

Ensaio	v_c (m/min)	f (mm/rot.)	a_p (mm)	Classe Ferramenta	Revestimento	Geometria
1	4	0,138	2	P30	não	Conforme Tab. 3.7
2	7	0,138	2	P30	não	
3	11	0,138	2	P30	não	
4	17	0,138	2	P30	não	
5	28	0,138	2	P30	não	
6	35	0,138	2	P30	não	
7	44	0,138	2	P30	não	
8	55	0,138	2	P30	não	
9	70	0,138	2	P30	não	
10	88	0,138	2	P30	não	
11	111	0,138	2	P30	não	
12	141	0,138	2	P30	não	
13	219	0,138	2	P30	não	
14	35	0,138	2	P30	TiN	
15	88	0,138	2	P30	TiN	
16	141	0,138	2	P30	TiN	
17	219	0,138	2	P30	TiN	
18	88	0,242	2	P30	não	

CAPÍTULO IV

RESULTADOS

Nas tabelas apresentadas a seguir os valores de p abaixo de 0,05 representam fatores e interações significativos. O modelo do experimento levou em consideração interações de até segunda ordem. Todas as análises levaram em consideração um nível de confiança de 95%.

4.1. Ensaios de caracterização dos materiais

Neste tópico serão mostrados e comentados os ensaios de dureza, inclusões (fator de forma, área relativa, quantidade/área) e tração.

4.1.1. Ensaios de dureza

A estimativa dos efeitos para a dureza (Tab. 4.1) mostra que, para uma probabilidade máxima de erro de 5%, em um teste de hipótese usando a distribuição t de Student, foram significativos: a interação entre cromo e cobre, o níquel, o cromo e, a interação entre níquel e cobre, nesta ordem.

A Fig. 4.1 mostra o efeito do cromo sobre a dureza dos materiais analisados. Nota-se que o aumento do nível de cromo provoca uma redução de dureza de, em média, 2,2 HV30. Esta redução, apesar de significativa (p = 0,0134), pode ser desconsiderada para fins práticos por tratar-se de uma variação muito pequena. O efeito do cromo não foi o esperado, pois o mesmo abaixou os valores de dureza do material. O cromo, agindo em solução sólida na matriz deveria ter o efeito de aumentar e não diminuir a dureza. Uma possível explicação

é o fato da variação encontrada ser muito pequena o reflete na verdade a influência de um número de repetições maior.

Tabela 4.1 - Tabela de estimativa dos efeitos para dureza dos corpos de prova

Fator	Efeito	t (134)	p	Erro padrão
Média	133,96	305,7003	0,0000	±0,438
Cr	-2,20	-2,5075	0,0134	±0,877
Ni	3,98	4,5396	0,0000	±0,877
Cu	-0,11	-0,1303	0,8965	±0,877
Cr x Ni	-0,27	-0,3086	0,7581	±0,877
Cr x Cu	7,76	8,8533	0,0000	±0,877
Ni x Cu	-1,73	-1,9727	0,0506	±0,877
Desvio padrão = 9,0543				

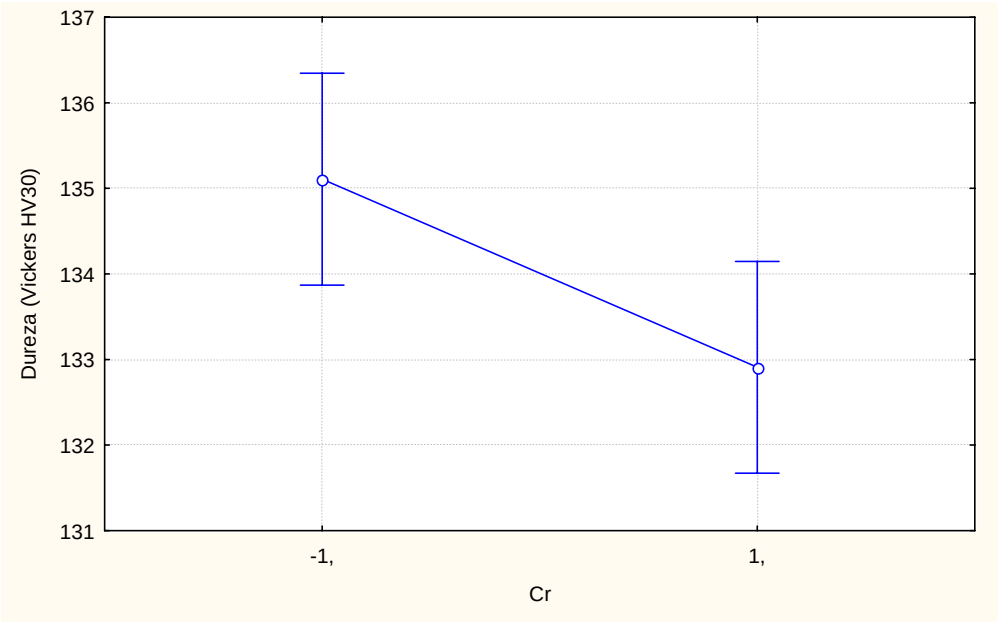


Figura 4.1 - Influência do cromo sobre a dureza do material

A Fig. 4.2 mostra o efeito do níquel sobre a dureza do material. Contrariamente ao efeito do cromo, o aumento do nível de níquel tem o efeito de aumentar a dureza do material. Este aumento de dureza é de, em média, 4,0 HV30 quando o níquel passa do nível -1 para o nível +1. Apesar do valor de p (0,0000) apontar este efeito como significativo, ele pode ser considerado pequeno em termos práticos. Porém, o efeito do níquel encontra-se dentro do esperado, ou seja, um aumento do teor de níquel provocou um aumento da dureza em função, talvez, da maior quantidade de níquel em solução sólida na matriz.

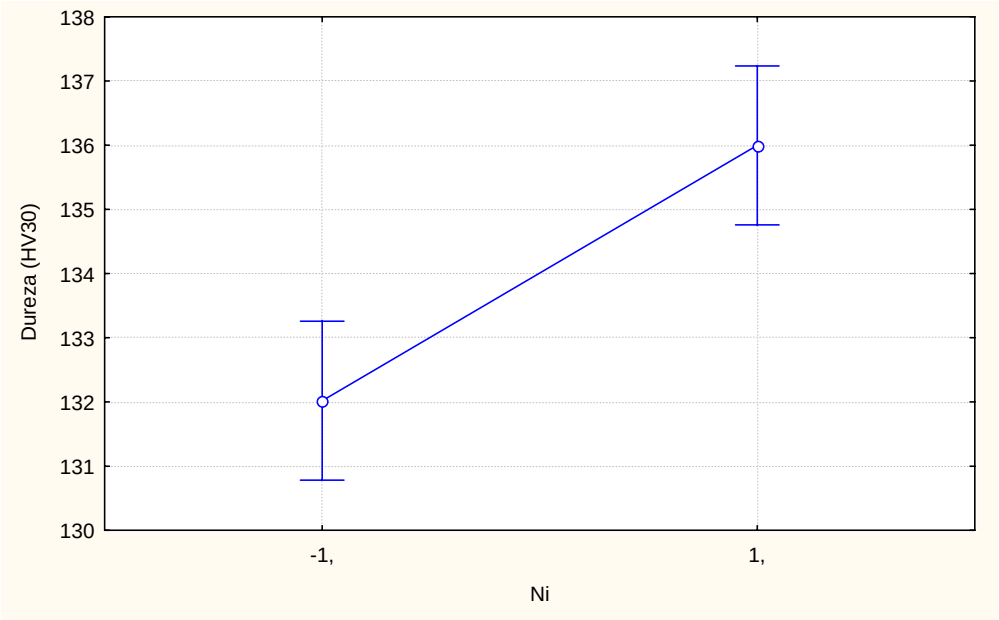


Figura 4.2 - Efeito do níquel na dureza dos materiais analisados

A Fig. 4.3 mostra o efeito da interação entre cromo e cobre na dureza. Este efeito é da ordem de 7,8 HV30 sendo o mais significativo. As combinações que aumentam o valor de dureza são aquelas em que os dois fatores têm o mesmo sinal.

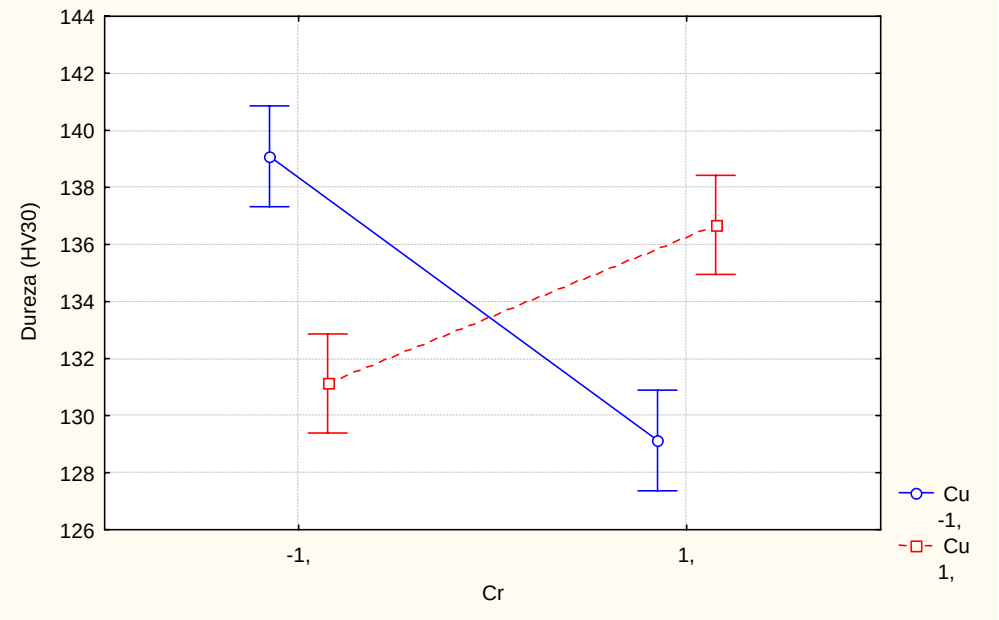


Figura 4.3 - Efeito da interação entre cromo e cobre sobre a dureza dos materiais

O efeito médio da interação entre o níquel e o cobre (Fig. 4.4) é de -1,7 HV30. Também pode ser considerado desprezível para fins práticos.

A grande sensibilidade apresentada pela análise de variância pode ser creditada ao elevado número de réplicas realizadas. Cada experimento foi repetido 16 vezes. Este é o motivo de valores baixos para os efeitos (menores que 10 HV30) terem sido detectados como significativos.

Tendo isto como base pode-se considerar que nenhum elemento químico residual isolado e nem suas interações foram capazes de provocar alterações importantes, do ponto de vista prático, nos valores de dureza observados. Convém salientar que esta conclusão é válida apenas para os valores dos níveis (ver item 3.1) usados neste trabalho.

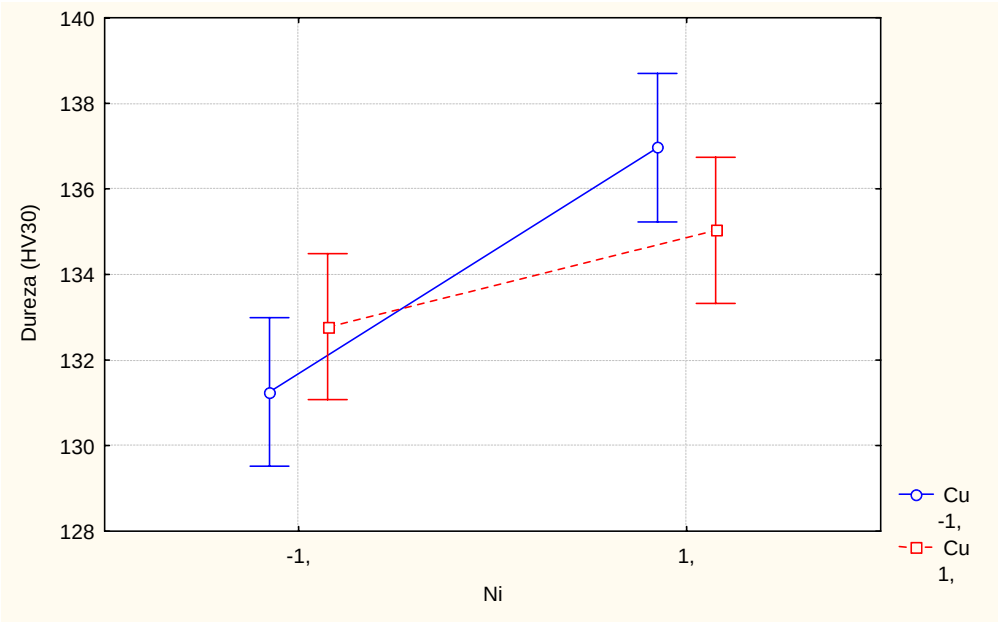


Figura 4.4 - Efeito da interação entre níquel e cobre na dureza dos materiais

Embora cada elemento químico residual sob estudo tenha influência pequena em termos práticos, os outros elementos presentes nos materiais também exercem sua influência sobre a dureza. Isto pode ser melhor observado na Fig. 4.5 que mostra como se dá a variação de dureza entre os materiais. O material mais duro, B, apresentou uma dureza média de 145 HRV30, que é 16 HV30 em média mais duro que o material G (que apresentou a menor dureza). Como esta diferença é mais que o dobro do maior efeito atribuído aos residuais (interação entre o cromo e cobre), a explicação para estas diferenças encontra-se na variação dos outros elementos químicos.

Isto porque, devido às condições de elaboração dos lotes, não foi possível um controle mais rigoroso da composição química. Por isso o material B (o que possui carbono acima da especificação) é o que apresenta maior dureza.

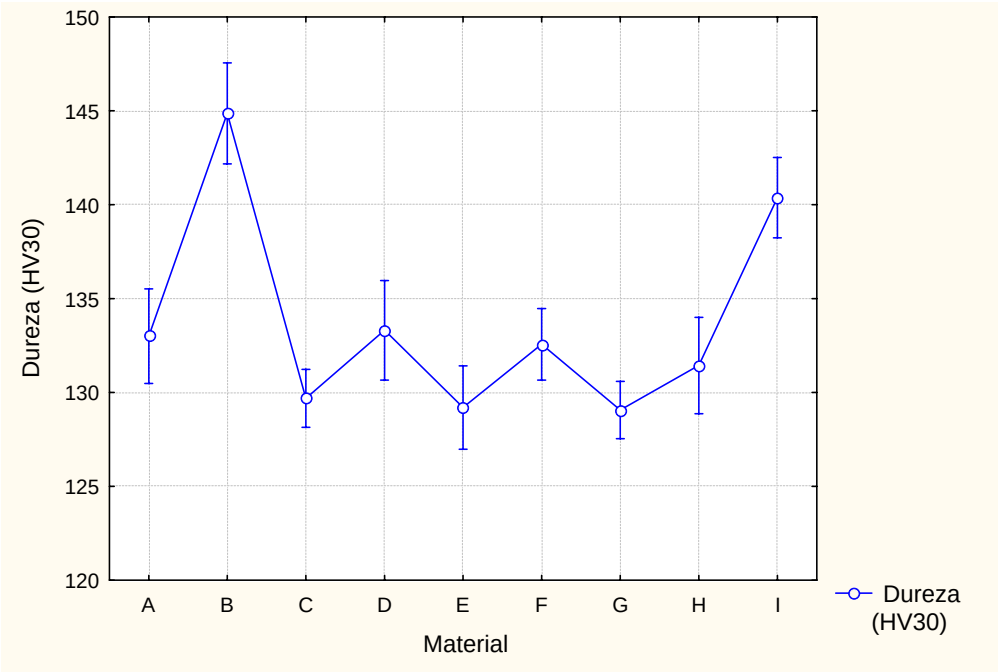


Figura 4.5 - Dureza média e intervalos de confiança de 95% para todos os materiais

4.1.2. Inclusões(fator de forma, área relativa, quantidade/área)

Imagens representativas das microinclusões dos materiais foram tiradas com aumentos de 100 (Fig. 4.6) e 500 vezes (Fig. 4.7). Estas figuras mostram a grande quantidade de inclusões (sulfetos de manganês e chumbo) presentes na matriz dos aços de corte fácil. Também evidenciam o alongamento das inclusões na direção da laminação, estando coerentes com as descrições encontradas na literatura (BARRETOS et al., 1999).

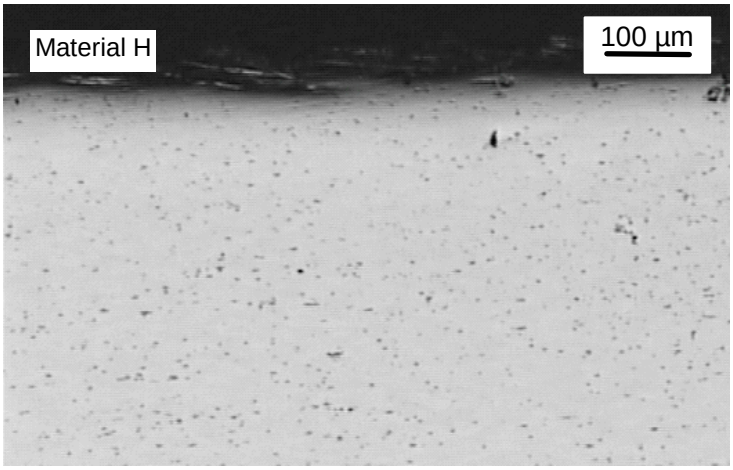


Figura 4.6 - Imagem representativa de inclusões na superfície, seção longitudinal, aumento de 100X

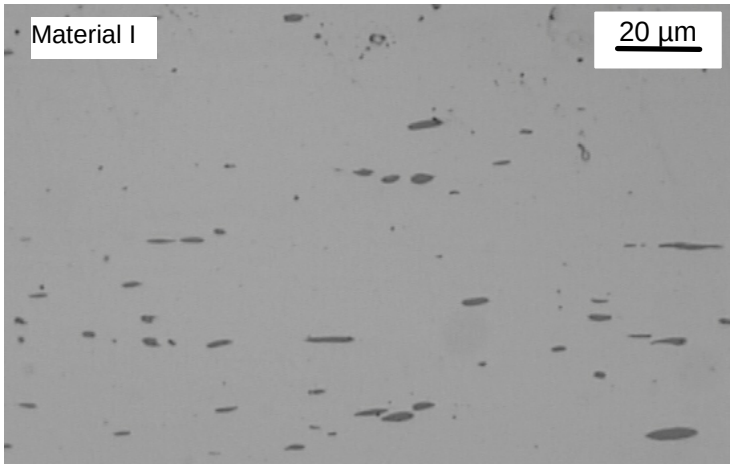


Figura 4.7 - Imagem representativa de inclusões na superfície, seção longitudinal, aumento de 500X

A análise quantitativa das inclusões consiste na medição, através de software de análise de imagens, de parâmetros quantitativos referentes à população de inclusões de uma amostra.

Os parâmetros quantitativos analisados foram:

- Fator de forma definido como a razão entre comprimento e largura das inclusões;
- Área relativa de inclusões, definida como a proporção entre a área ocupada pelas inclusões e a área total analisada;
- Quantidade de inclusões por unidade de área (inclusões/mm^2).

Se as inclusões de sulfeto e chumbo interferem na usinabilidade, todos estes parâmetros têm importância uma vez que eles caracterizam a distribuição e a morfologia das inclusões.

As análises quantitativas foram todas feitas com um aumento de 200 vezes. As Figs. 4.8 a 4.16 são imagens características dos campos de inclusões na superfície dos diversos materiais analisados.

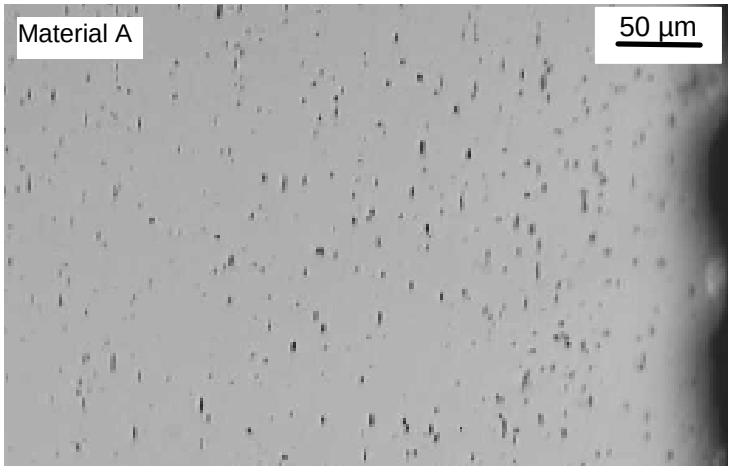


Figura 4.8 - Imagem representativa de inclusões na superfície do material A, seção longitudinal, aumento de 200X

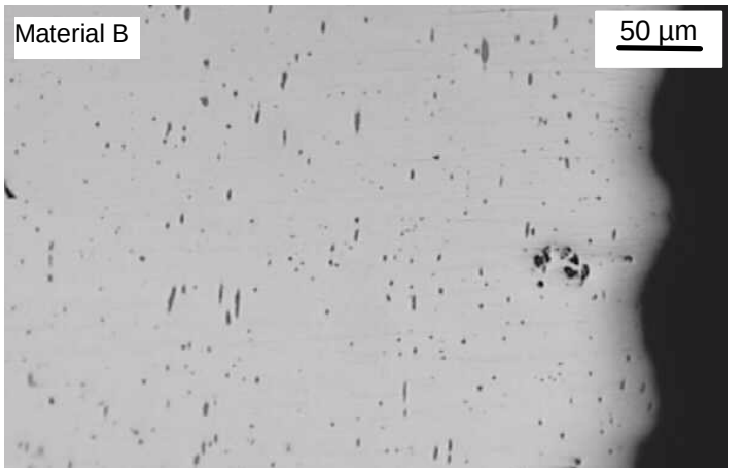


Figura 4.9 - Imagem representativa de inclusões na superfície do material B, seção longitudinal, aumento de 200X

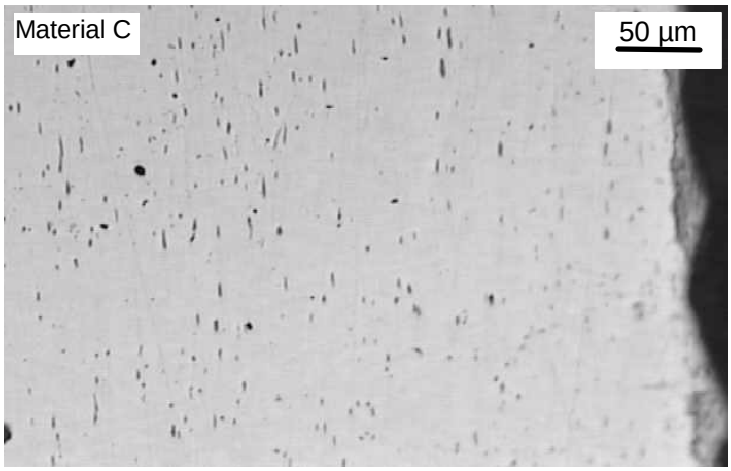


Figura 4.10 - Imagem representativa de inclusões na superfície do material C, seção longitudinal, aumento de 200X

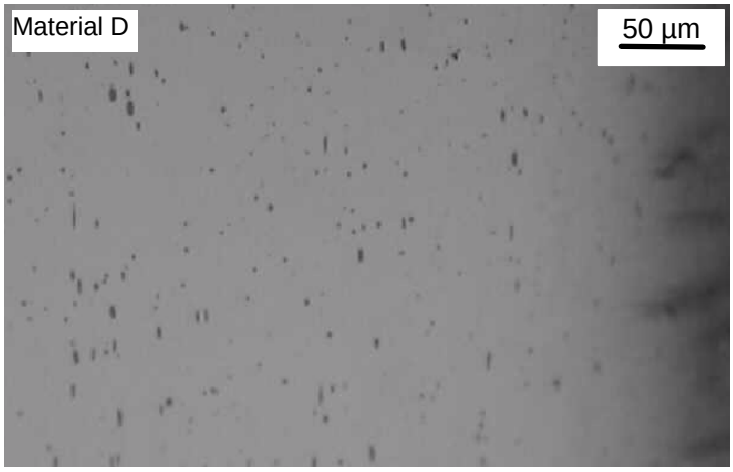


Figura 4.11 - Imagem representativa de inclusões na superfície do material D, seção longitudinal, aumento de 200X

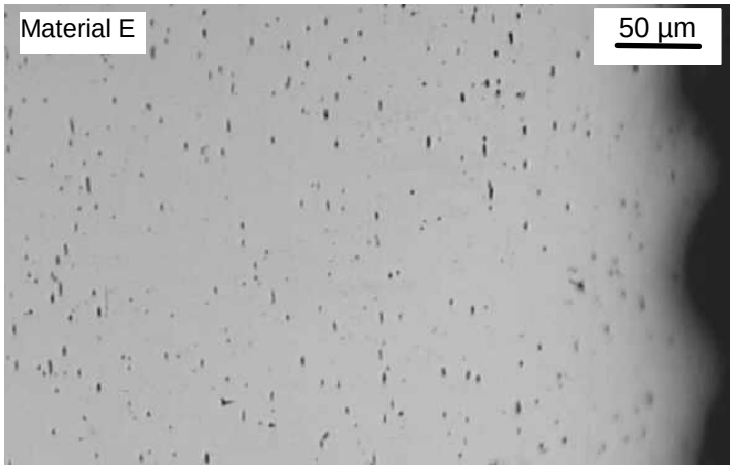


Figura 4.12 - Imagem representativa de inclusões na superfície do material E, seção longitudinal, aumento de 200X

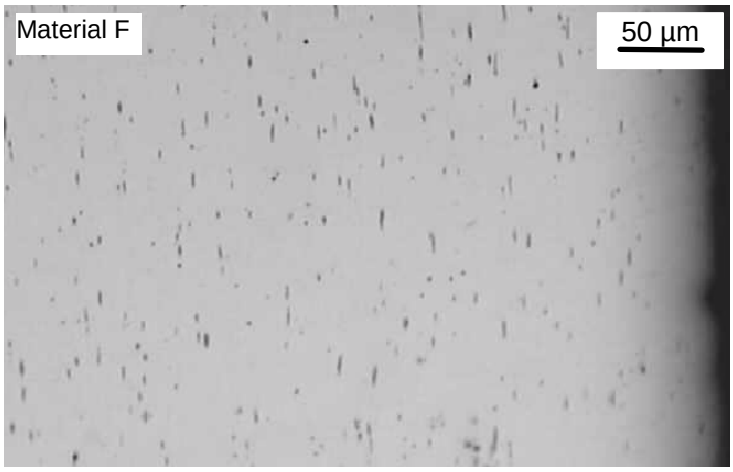


Figura 4.13 - Imagem representativa de inclusões na superfície do material F, seção longitudinal, aumento de 200X

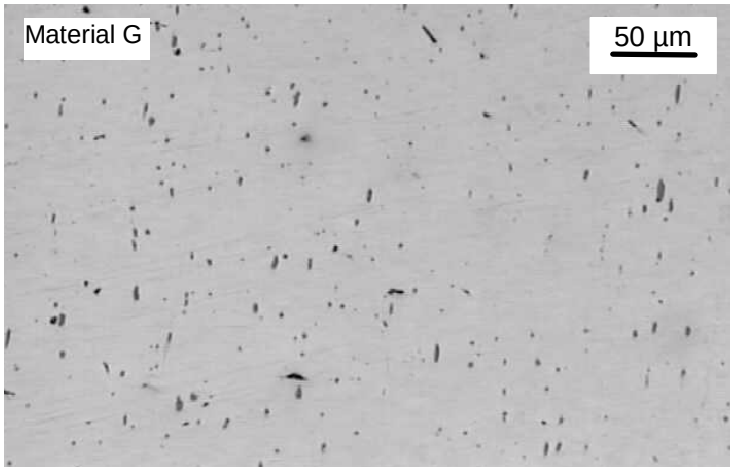


Figura 4.14 - Imagem representativa de inclusões na superfície do material G, seção longitudinal, aumento de 200X.

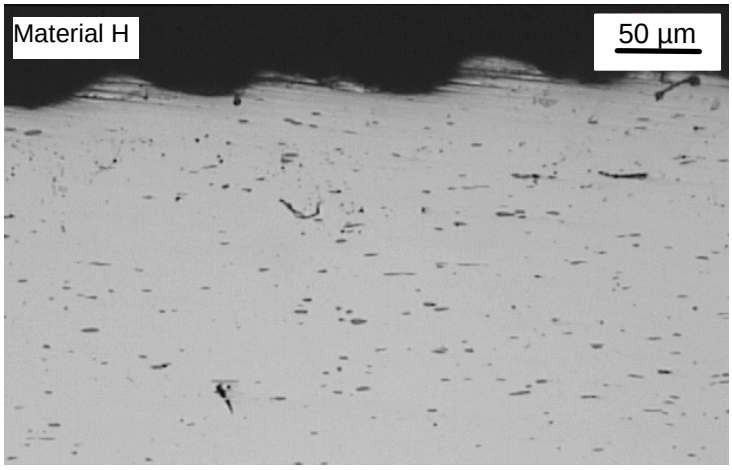


Figura 4.15 - Imagem representativa de inclusões na superfície do material H, seção longitudinal, aumento de 200X

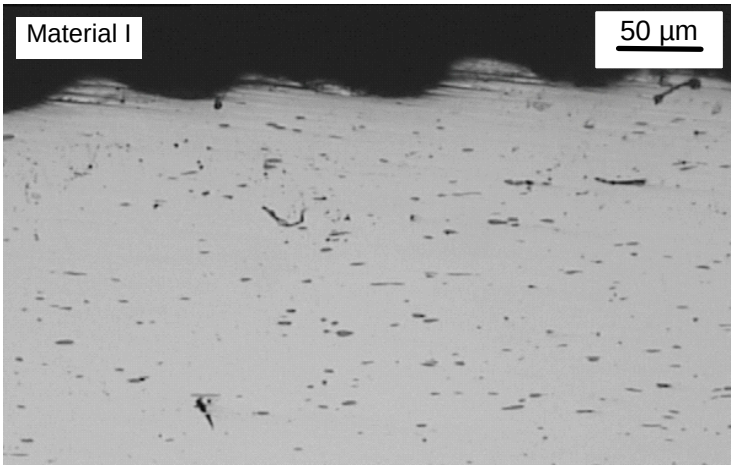


Figura 4.16 - Imagem representativa de inclusões na superfície do material I, seção longitudinal, aumento de 200X

As diferenças de morfologia e distribuição das inclusões nos diversos materiais podem ser explicitadas através de uma análise quantitativa que será apresentada a seguir.

O planejamento de experimentos para quantificar a influência dos elementos químicos Cr, Ni e Cu sobre o fator de forma das inclusões mostrou que são significativos os fatores: cobre, a interação entre cromo e cobre, a interação entre níquel e cobre e a interação entre níquel e cromo, nesta ordem. A Tab. 4.2 apresenta os valores dos efeitos e os níveis de significância (probabilidade máxima de erro do teste) associados a cada um destes fatores.

Tabela 4.2 - Análise de variância e estimativa dos efeitos para o fator de forma dos sulfetos

Fator	Efeito	t (442)	p	Erro padrão
Média	2,41	133,5663	0,0000	±0,0181
Cr	0,05	1,3038	0,1930	±0,0361
Ni	0,06	1,6582	0,0980	±0,0361
Cu	0,57	15,7476	0,0000	±0,0361
Cr x Ni	-0,11	-2,9855	0,0030	±0,0361
Cr x Cu	-0,14	-3,9882	0,0001	±0,0361
Ni x Cu	0,13	3,5368	0,0004	±0,0361
Desvio padrão = 0,4817				

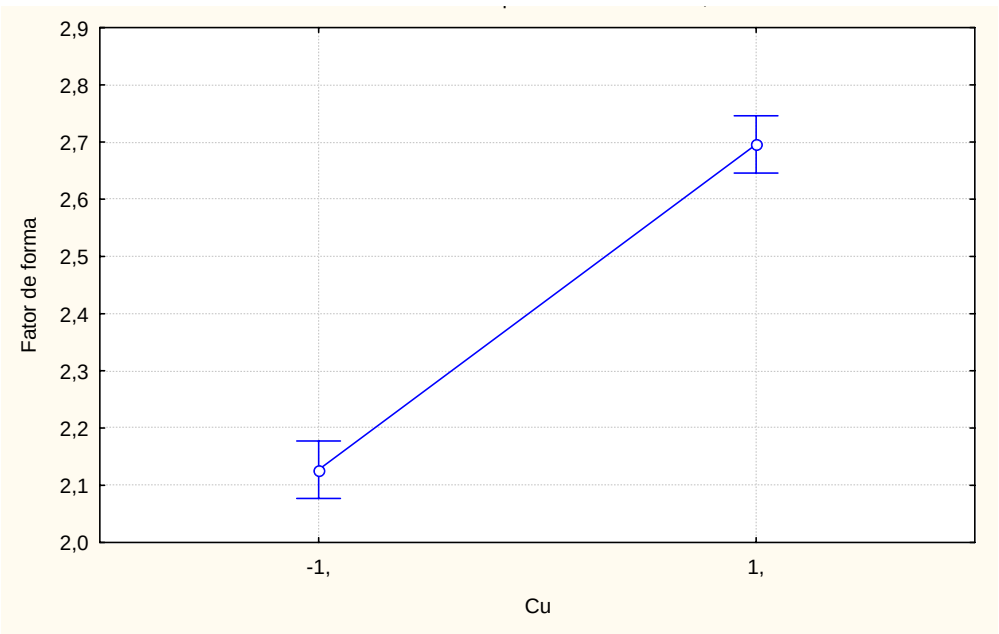


Figura 4.17 - Efeito do cobre sobre o fator de forma das inclusões

O efeito do cobre (quando se passou do menor para o maior nível) foi de aumentar a resposta em 0,57 (Fig. 4.17).

O cromo e o níquel, embora não sendo significativos, também agem no sentido de aumentar o fator de forma das inclusões, como pode ser evidenciado pelo valor positivo de seus efeitos (Tab. 4.2). No entanto, os mesmos só se tornam significativos através de suas interações (Fig. 4.18 a 4.20).

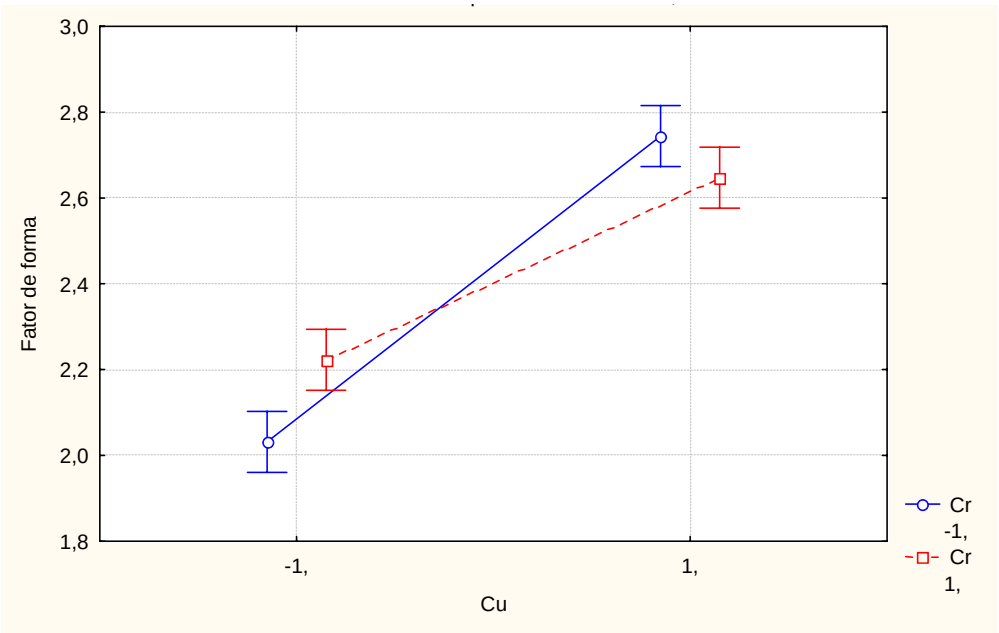


Figura 4.18 - Efeito da interação entre cobre e cromo sobre o fator de forma das inclusões

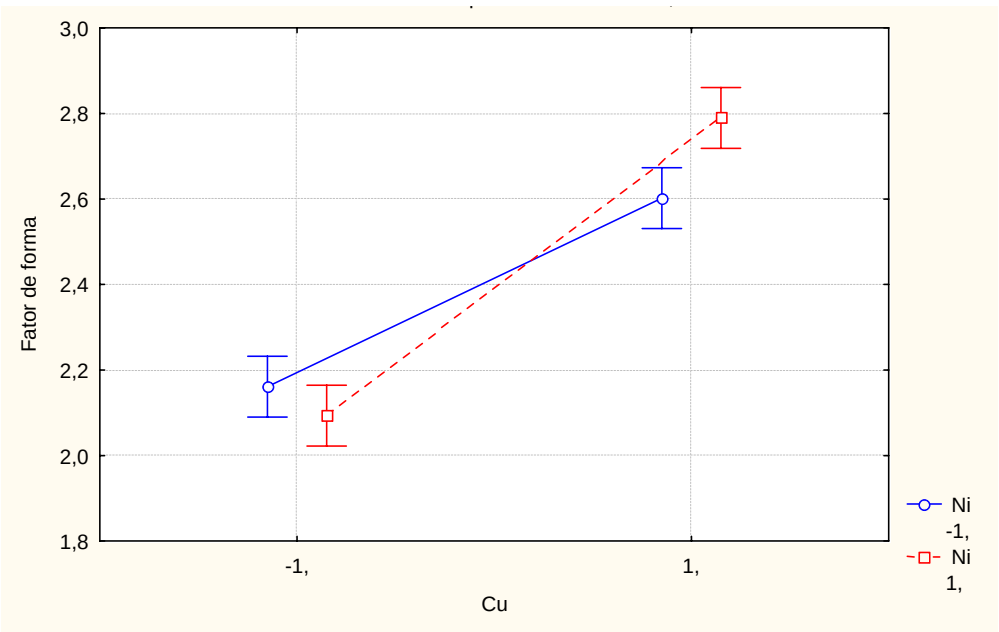


Figura 4.19 - Efeito da interação entre cobre e níquel sobre o fator de forma das inclusões

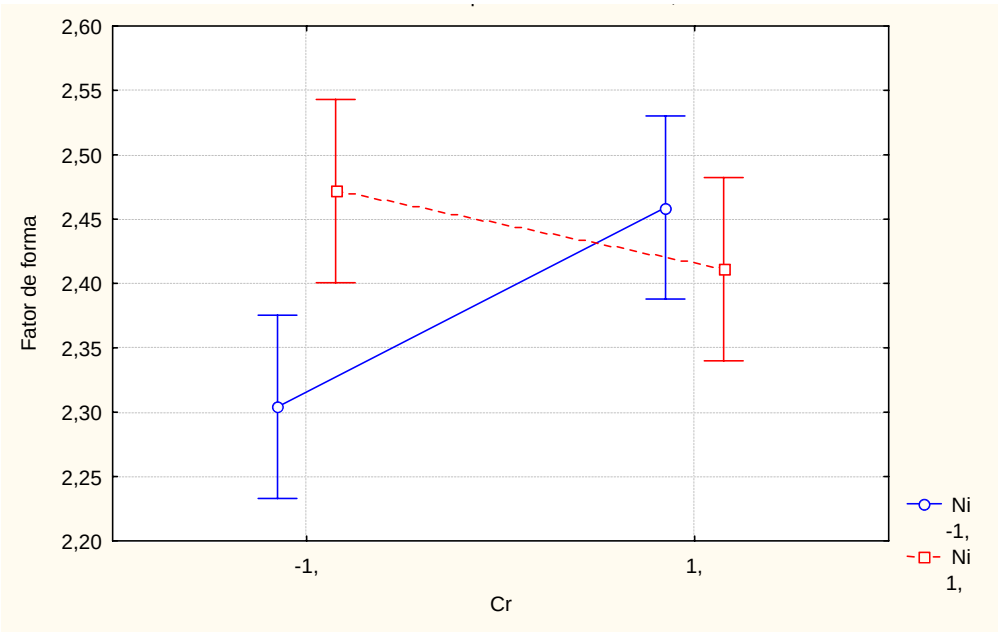


Figura 4.20 - Efeito da interação entre cromo e níquel sobre o fator de forma das inclusões

Pela análise de variância relativa à resposta percentual de área das inclusões, apresentada na Tab. 4.3, observa-se que somente o efeito isolado do cobre não foi significativo. O cromo e o níquel agem no sentido de aumentar o percentual de área das inclusões. As Fig. 4.21 a 4.25 mostram os gráficos dos efeitos e das interações significativos.

Tabela 4.3 - Análise de variância e estimativa dos efeitos para o percentual de área de inclusões

Fator	Efeito	t (442)	p	Erro padrão
Média	1,42	69,64	0,0000	±0,020
Cr	0,23	5,70	0,0000	±0,041
Ni	0,42	10,26	0,0000	±0,041
Cu	0,04	0,87	0,3840	±0,041
Cr x Ni	0,25	6,12	0,0000	±0,041
Cr x Cu	-0,33	-8,17	0,0000	±0,041
Ni x Cu	-0,24	-5,90	0,0000	±0,041
Desvio padrão = 0,5291				

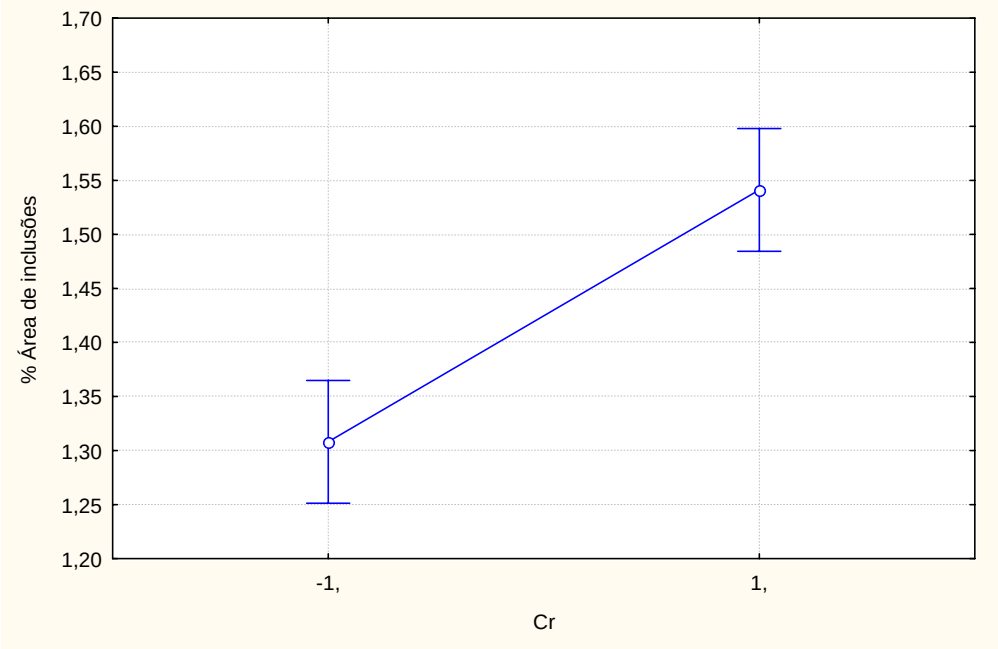


Figura 4.21 - Efeito do cromo sobre a área percentual de inclusões

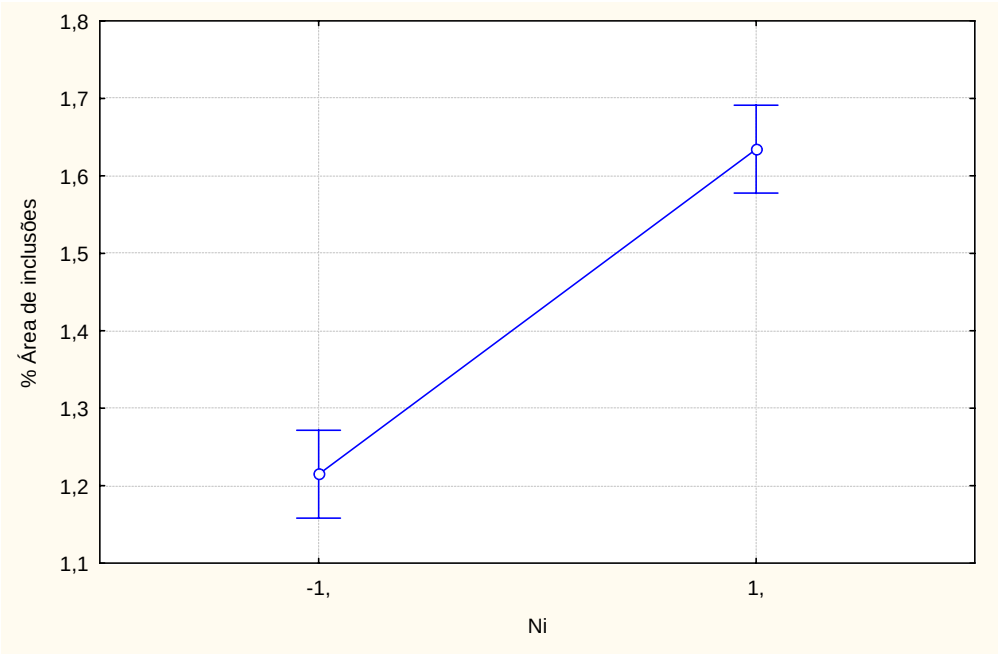


Figura 4.22 - Efeito do níquel sobre a área percentual de inclusões

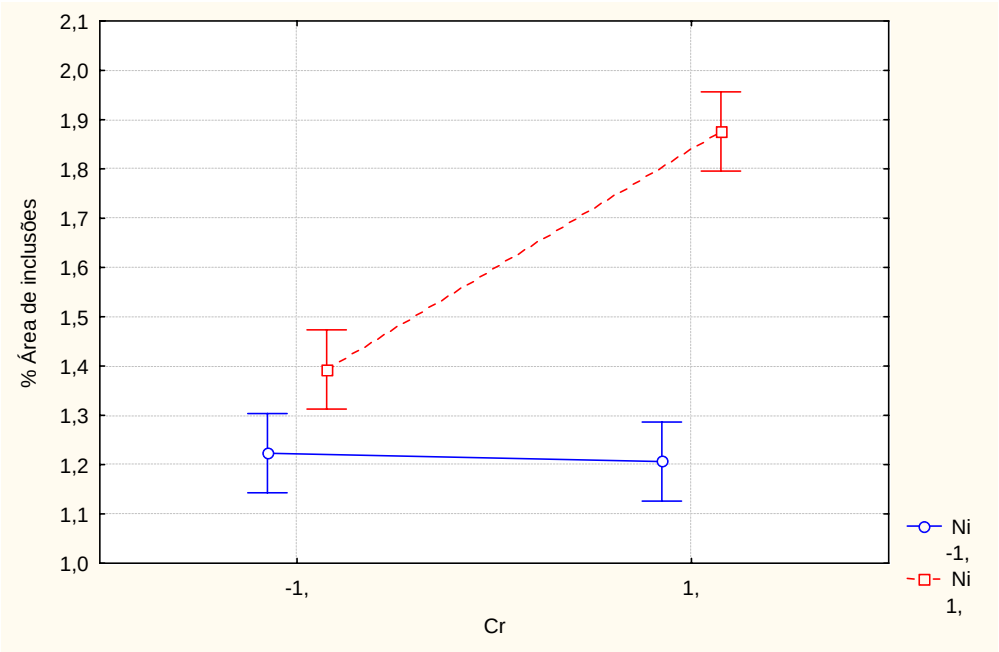


Figura 4.23 - Efeito da interação entre cromo e níquel sobre a área percentual de inclusões

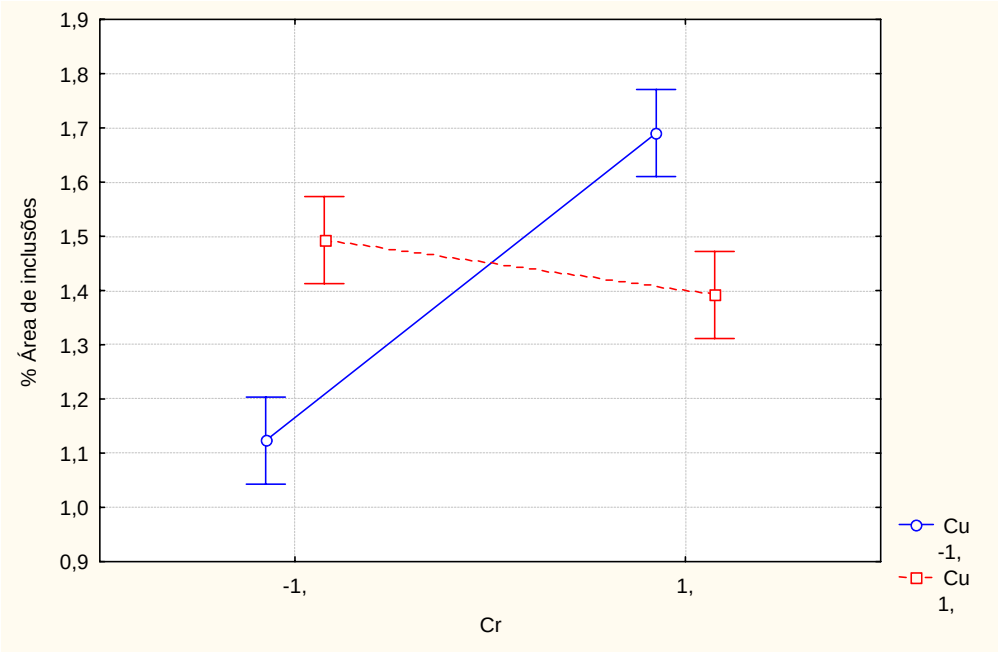


Figura 4.24 - Efeito da interação entre cromo e cobre sobre a área percentual de inclusões

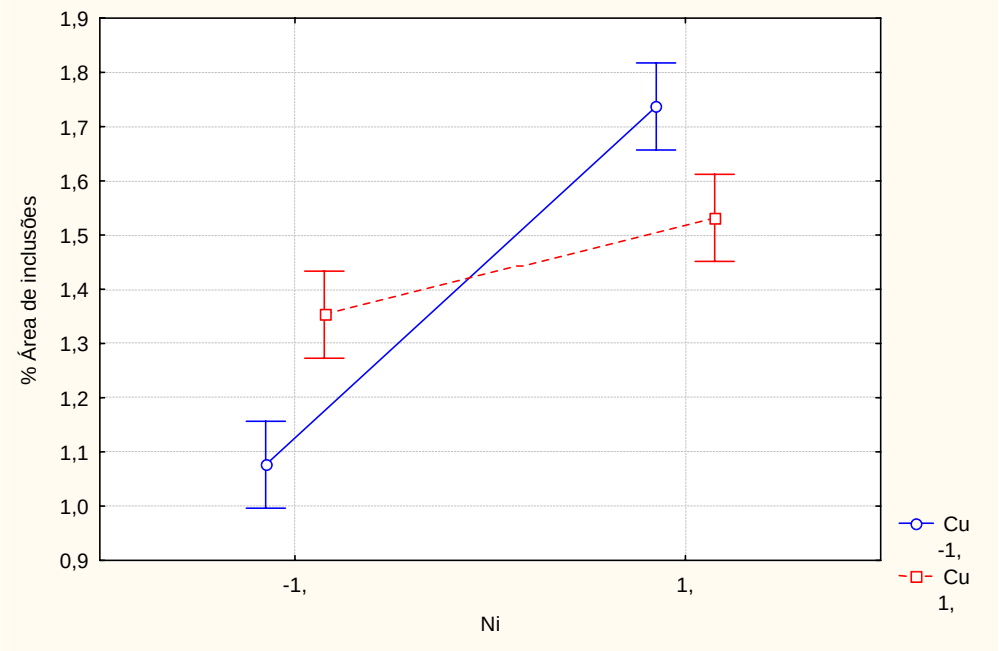


Figura 4.25 - Efeito da interação entre níquel e cobre sobre a área percentual de inclusões

A Tab. 4.4, que apresenta os resultados da análise de variância dos efeitos para a resposta quantidade de inclusões por unidade de área, evidencia que os efeitos do cobre e da interação entre cromo e níquel são significativos.

Tabela 4.4 - Estimativa de efeitos para quantidade de inclusões por unidade de área

Fator	Efeito	t (442)	p	Erro padrão
Média	795,43	44,30	0,0000	±17,955
Cr	33,91	0,94	0,3456	±35,911
Ni	-48,22	-1,34	0,1801	±35,911
Cu	-157,11	-4,38	0,0000	±35,911
Cr x Ni	-409,00	-11,39	0,0000	±35,911
Cr x Cu	60,36	1,68	0,0935	±35,911
Ni x Cu	-1,49	-0,04	0,9669	±35,911
Desvio padrão = 440,4219				

O cobre age no sentido de diminuir a quantidade de sulfetos por unidade de área (Fig. 4.26). Já a interação entre cromo o e níquel (Fig. 4.27) provoca aumento considerável da quantidade de inclusões, se cromo e níquel tiverem sinais opostos.

É importante estabelecer o relacionamento entre estas variáveis estudadas, uma vez que elas correspondem à características geométricas de uma mesma população. Dessa forma espera-se que as mesmas apresentem algum grau de correlação. Uma ferramenta

estatística útil para determinar este relacionamento é a análise de regressão múltipla. Neste caso, esta análise levará em consideração apenas as variáveis respostas para análise quantitativa das inclusões.

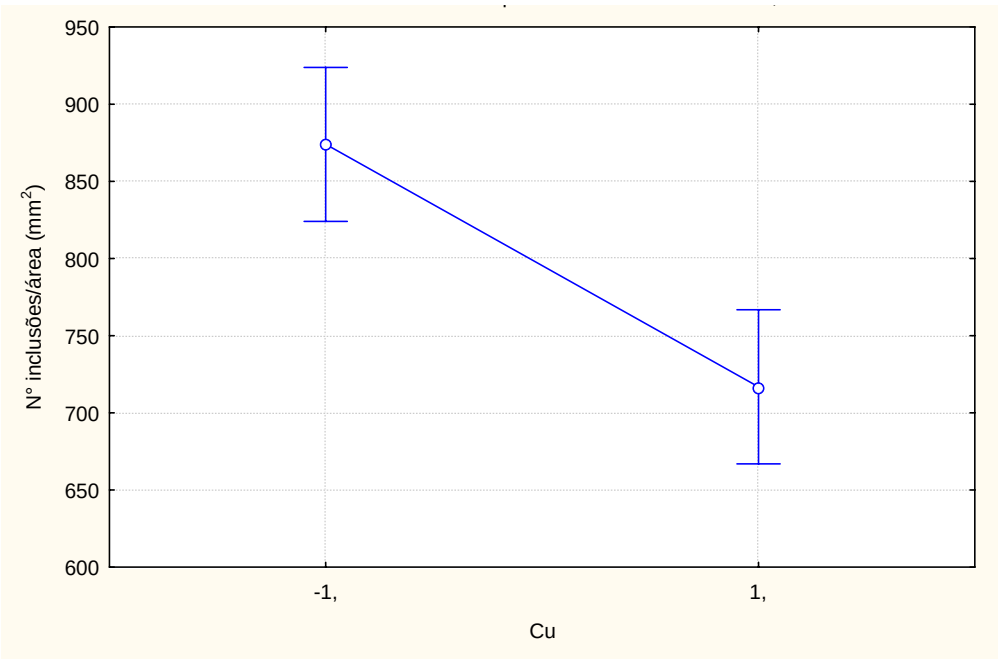


Figura 4.26 - Efeito do cobre na quantidade de inclusões por unidade de área

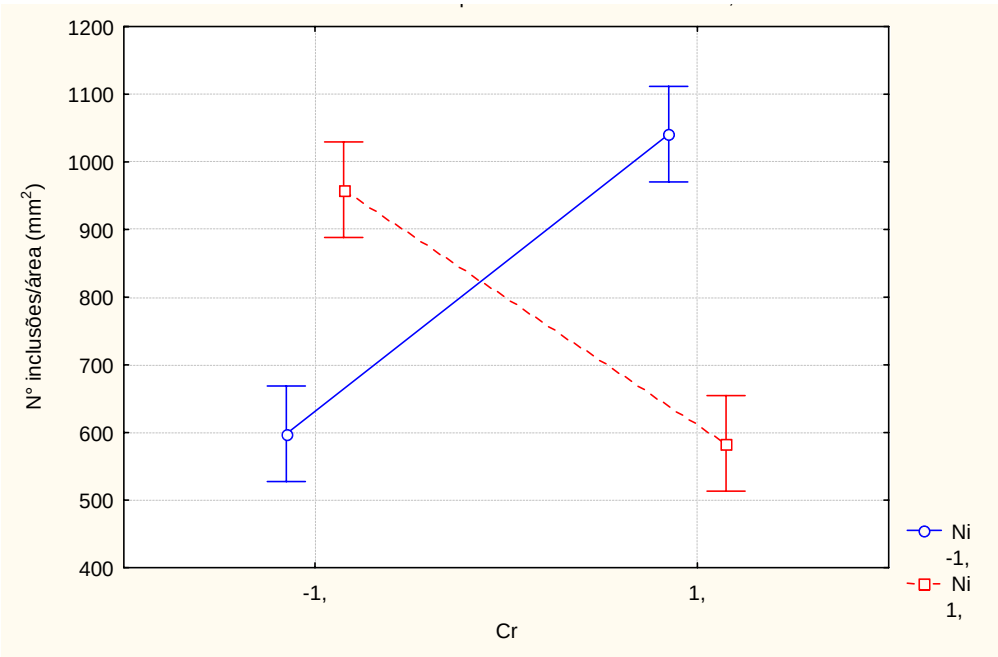


Figura 4.27 - Efeito da interação entre cromo e níquel na quantidade de inclusões por unidade de área

A Fig. 4.28 apresenta a relação entre o fator de forma, a área relativa das inclusões e a quantidade de inclusões por unidade de área. Apesar de a relação ser não linear, verifica-se que, quanto mais próximo de 1 for o fator de forma e quanto maior a área relativa de inclusões, maior é a quantidade de inclusões por milímetro quadrado.

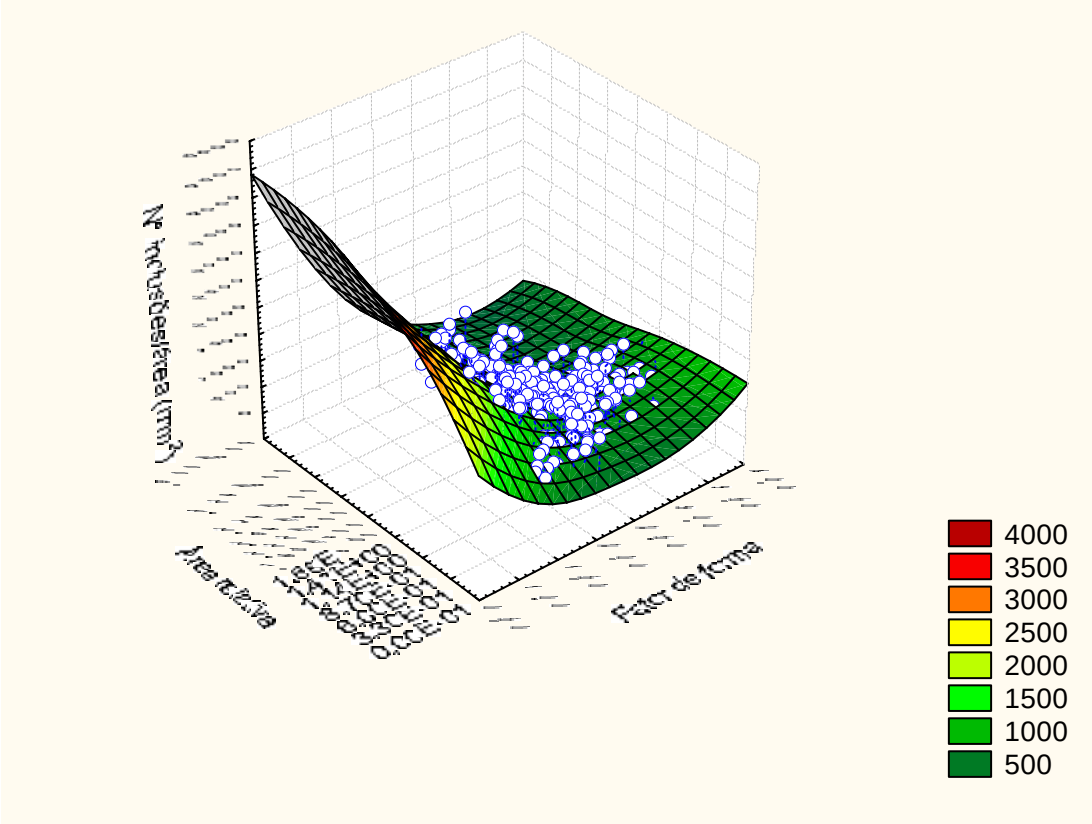


Figura 4.28 - Relação entre fator de forma, área relativa e quantidade de inclusões por unidade de área

4.1.3. Ensaios de tração

As Figs. 4.29 e 4.30 apresentam curvas tensão-deformação para os nove materiais sob estudo. A Tab. 4.5 contém os resultados de todos os ensaios de tração realizados. Nela, as linhas em negrito correspondem a ensaios feitos com o uso de extensômetros e por isso, os valores de deformação e do módulo de elasticidade são mais precisos.

Todos os materiais testados possuem limites de escoamento nítidos variando de 284 a 407 MPa. A deformação de escoamento varia de aproximadamente 0,3 a 0,6%.

Pela análise das figuras e da tabela verifica-se que o material B possui maior resistência mecânica.

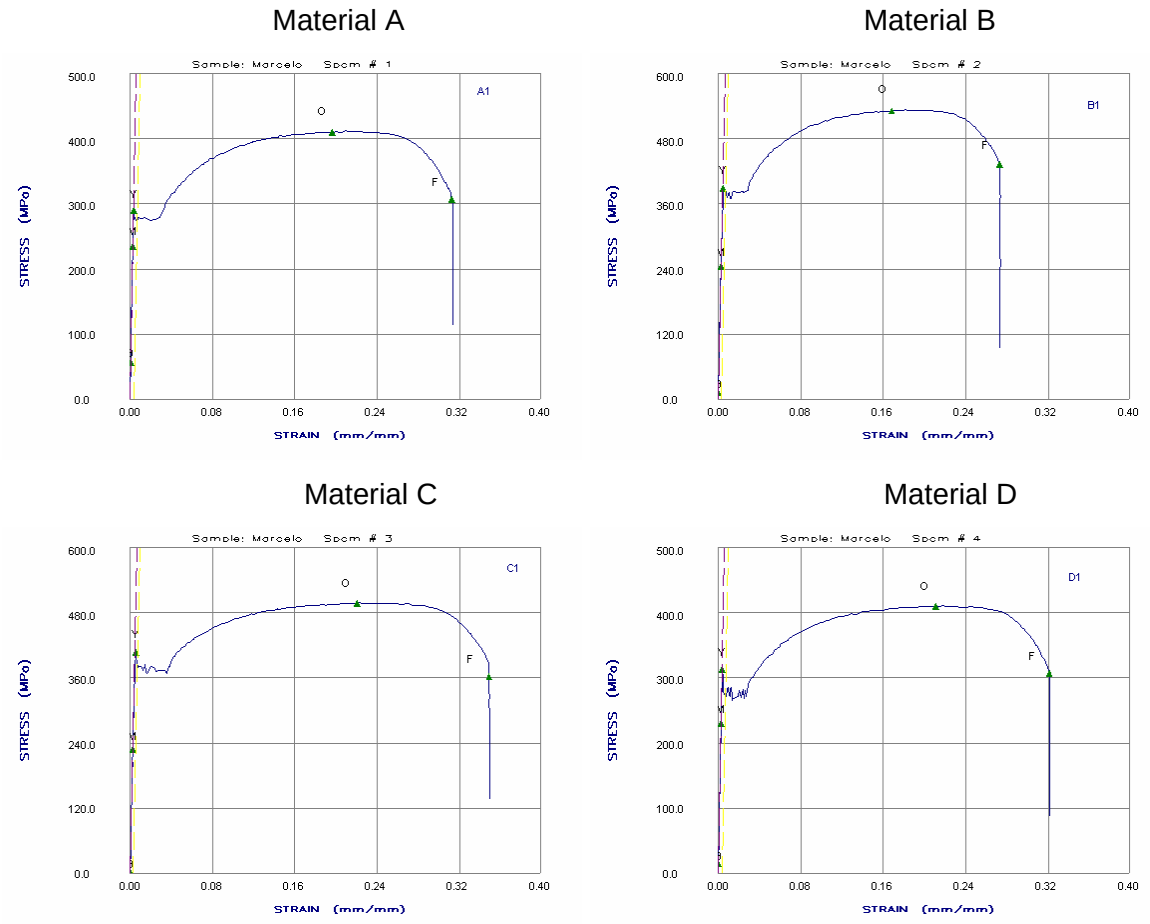
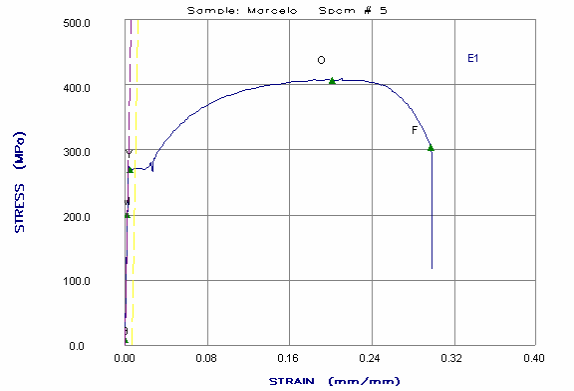
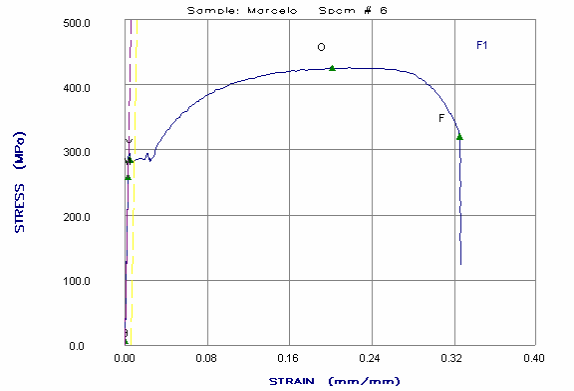


Figura 4.29 - Curvas Tensão X Deformação dos materiais A até D

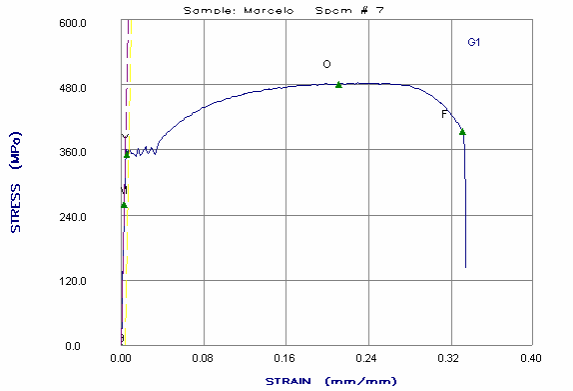
Material E



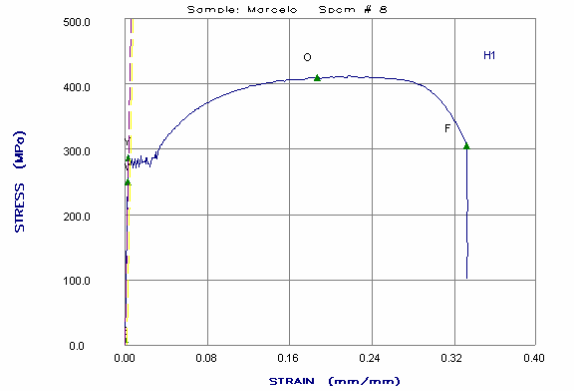
Material F



Material G



Material H



Material I

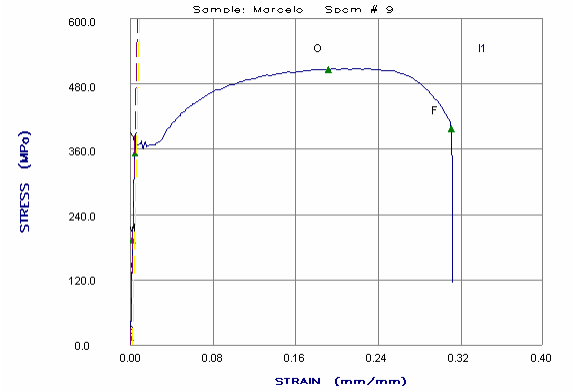


Figura 4.30 - Curvas Tensão X Deformação dos materiais E até I

Tabela 4.5 - Resultados dos ensaios de tração

Material	Tensão máxima (Mpa)	Deformação p/ tensão máxima (%)	Tensão Ruptura (Mpa)	Tensão escoamento (Mpa)	Deformação de escoamento (%)	Módulo Elasticidade (MPa)
A	412,2	21,0		289,8	0,4	86.616,4
A	432,3	19,2	317,8	301,5	0,4	94.808,8
A	**414,3**	**21**	**407,3**	**242,9**	**0,62**	**207.762,5**
B	533,8	18,2	432,9	388,4	0,5	91.499,2
B	463,0	20,5	377,1	325,5	0,4	89.504,0
B	**479,8**	**18,2**	**365,1**	**316,2**	**0,36**	**200.208,0**
C	**424,2**	**20,0**	**350,1**	**301,2**	**0,43**	**100.161**
C	498,8	22,3	362,4	407,2	0,6	92.837,4
C	430,4	20,3	327,9	331,0	0,4	99.383,5
D	**410,8**	**21,7**	**307,4**	**312,5**	**0,4**	**86.492,1**
D	417,6	21,4	312,1	288,9	0,4	92.419,7
D	409,1	20,3	365,4	268,7	0,35	193.047,5
E	**418,4**	**16,0**	**368,92**	**371,5**	**-**	**-**
E	409,3	21,1	304,3	269,3	0,5	86.137,1
E	400,8	23,7	297,3	288,7	0,4	91.162,3
F	427,1	21,7	320,8	285,1	0,5	89.157,0
F	424,5	21,5	324,2	298,7	0,4	86.646,1
F	**438,6**	**19,4**	**382,0**	**291,1**	**0,36**	**202.589,9**
G	483,7	23,0	393,7	351,1	0,5	92.637,1
G	427,4	23,3	320,1	312,4	0,4	89.596,6
G	**427,5**	**22,3**	**415,96**	**291,2**	**0,42**	**193.684**
H	412,0	21,7	305,3	286,8	0,3	90.364,5
H	402,5	22,5	295,4	293,2	0,4	87.534,0
H	**410,09**	**20,0**	**343,3**	**276,7**	**0,36**	**211.097**
I	508,9	20,9	398,4	353,2	0,4	94.502,7
I	436,0	22,1	320,0	324,0	0,4	93.271,2
I	**420,9**	**22,0**	**318,79**	**284,4**	**0,36**	**190.814**

Foi executado o planejamento de experimentos para a tensão máxima como critério de comparação da resistência entre os materiais. Os resultados da estimativa dos efeitos são mostrados na Tab. 4.6.

A baixa qualidade do ajuste indica que outros fatores, além dos considerados, têm influência importante sobre a tensão máxima.

O único efeito significativo foi o níquel (Fig. 4.31). Pelo exame do resultado do experimento, o aumento do teor de níquel do nível -1 para o nível +1 provoca um aumento da tensão máxima em 43,3 MPa, em média. Provavelmente, este fato pode ser explicado pelo aumento de resistência provocado pela maior quantidade de níquel em solução sólida na matriz (CHIAVERINI, 1981).

Tabela 4.6 - Estimativa dos efeitos para tensão máxima (MPa)

Fator	Efeito (MPa)	t (19)	p	Erro padrão
Média	439,56	77,8175	0,0000	±5,649
Cr	-13,83	-1,2245	0,2357	±11,297
Ni	43,28	3,8314	0,0011	±11,297
Cu	-1,08	-0,0959	0,9246	±11,297
Cr x Ni	-7,10	-0,6283	0,5371	±11,297
Cr x Cu	10,67	0,9442	0,3569	±11,297
Ni x Cu	-14,92	-1,3204	0,2024	±11,297
Desvio padrão = 34,49				

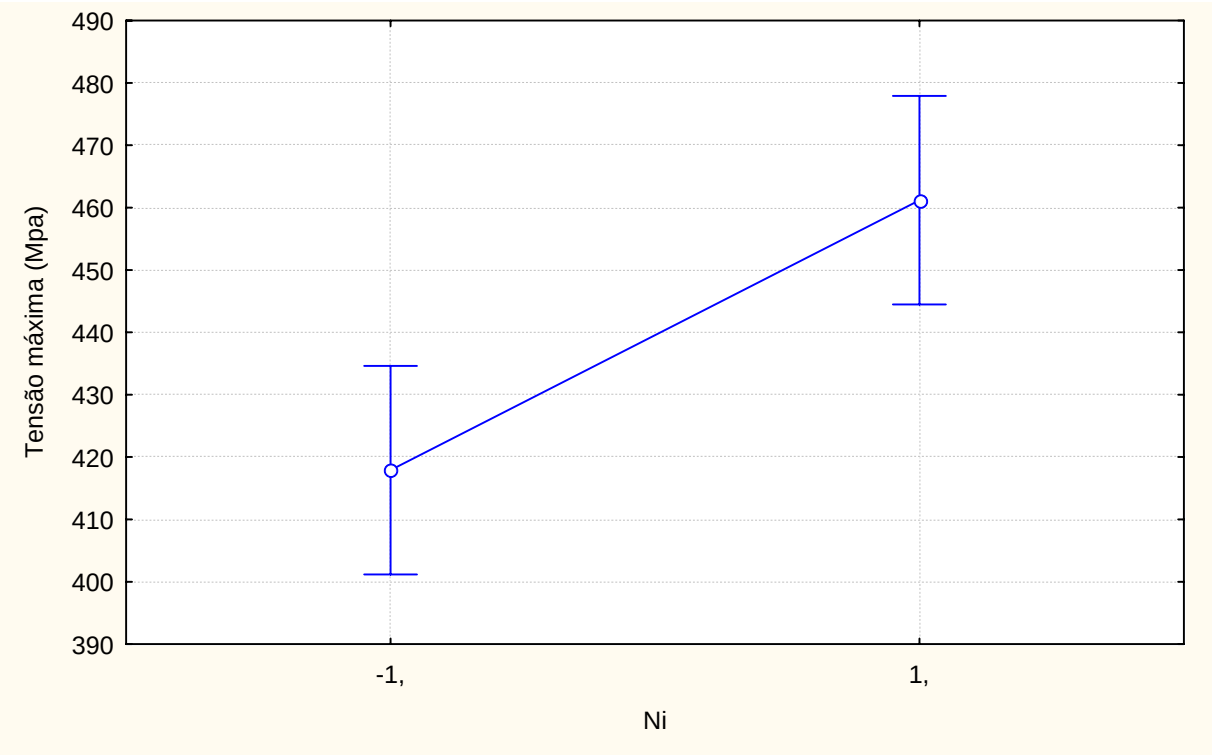


Figura 4.31 - Efeito médio do níquel sobre a tensão máxima durante ensaio de tração

4.2. Características dos cavacos

4.2.1. Forma dos cavacos

A Fig. 4.32 é um mapa de cavaco evidenciando a influência do avanço e dos diversos materiais (nível de elementos residuais) na forma dos cavacos. Com relação ao avanço, o comportamento do cavaco está de acordo com o esperado, ou seja, um aumento do avanço provoca a formação de cavacos mais curtos (MACHADO; Da SILVA, 2004). Já a influência dos elementos residuais é difícil de ser separada uma vez que dentro do mesmo material os três elementos residuais estudados podem estar em níveis diferentes. Tomando-se com referência os casos extremos (materiais I, H e D), verifica-se que os teores de residuais não alteraram significativamente a forma dos cavacos. É importante salientar que esta análise restringe-se à Fig. 4.32 em que a velocidade de corte foi mantida constante em 141 m/min e a profundidade de corte em 2 mm.

A Fig. 4.33 foi construída com o mesmo propósito da Fig. 4.32, a única diferença é que desta vez a variável de corte de interesse foi a profundidade. Neste caso os cavacos são mais curtos em profundidades de corte menores. Isto ocorre porque, em profundidades de corte menores, o raio de ponta da ferramenta (0,8 mm neste caso) tem influência marcante na forma da seção transversal do cavaco, aumentando sua rigidez. Desta forma, a deformação necessária para fratura do cavaco é menor, o que implica em sua quebra mais fácil.

Em velocidades de corte abaixo de 35 m/min os cavacos são mais curtos e, à medida que a velocidade de corte aumenta, os cavacos tendem a ter comprimento maior (Fig. 4.34). A explicação para este fenômeno é que em velocidades de corte menores o calor gerado pelo processo de usinagem é menor, diminuindo o aporte de calor ao cavaco. Isto faz com que perda de resistência do material do cavaco devido ao aumento de temperatura seja menor que em altas velocidades de corte. Desta forma, o cavaco apresenta comportamento frágil em velocidades de corte abaixo de 35 m/min.

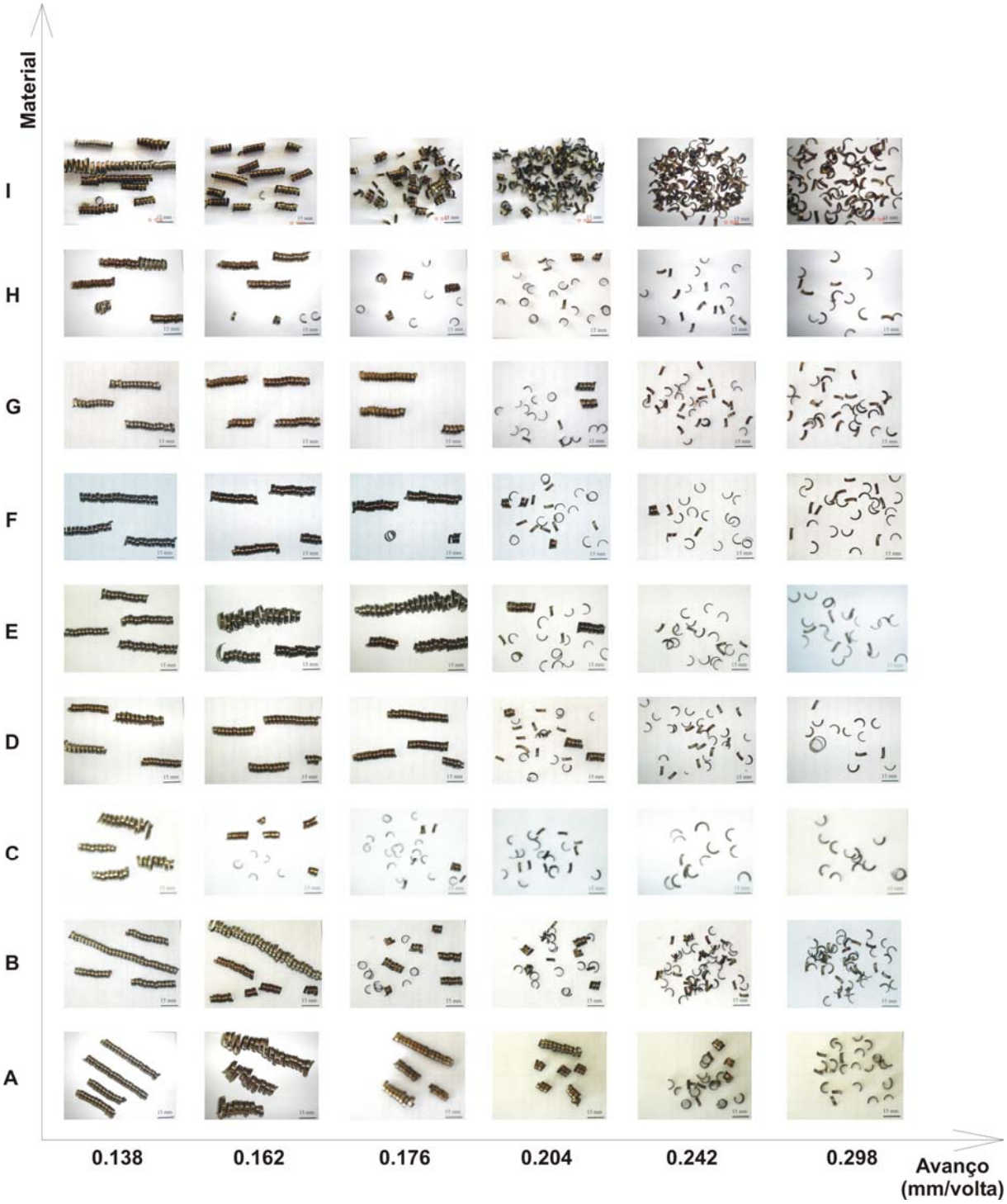


Figura 4.32 – Influência do avanço e dos materiais na forma do cavaco (v_c= 141 m/min, a_p = 2 mm)

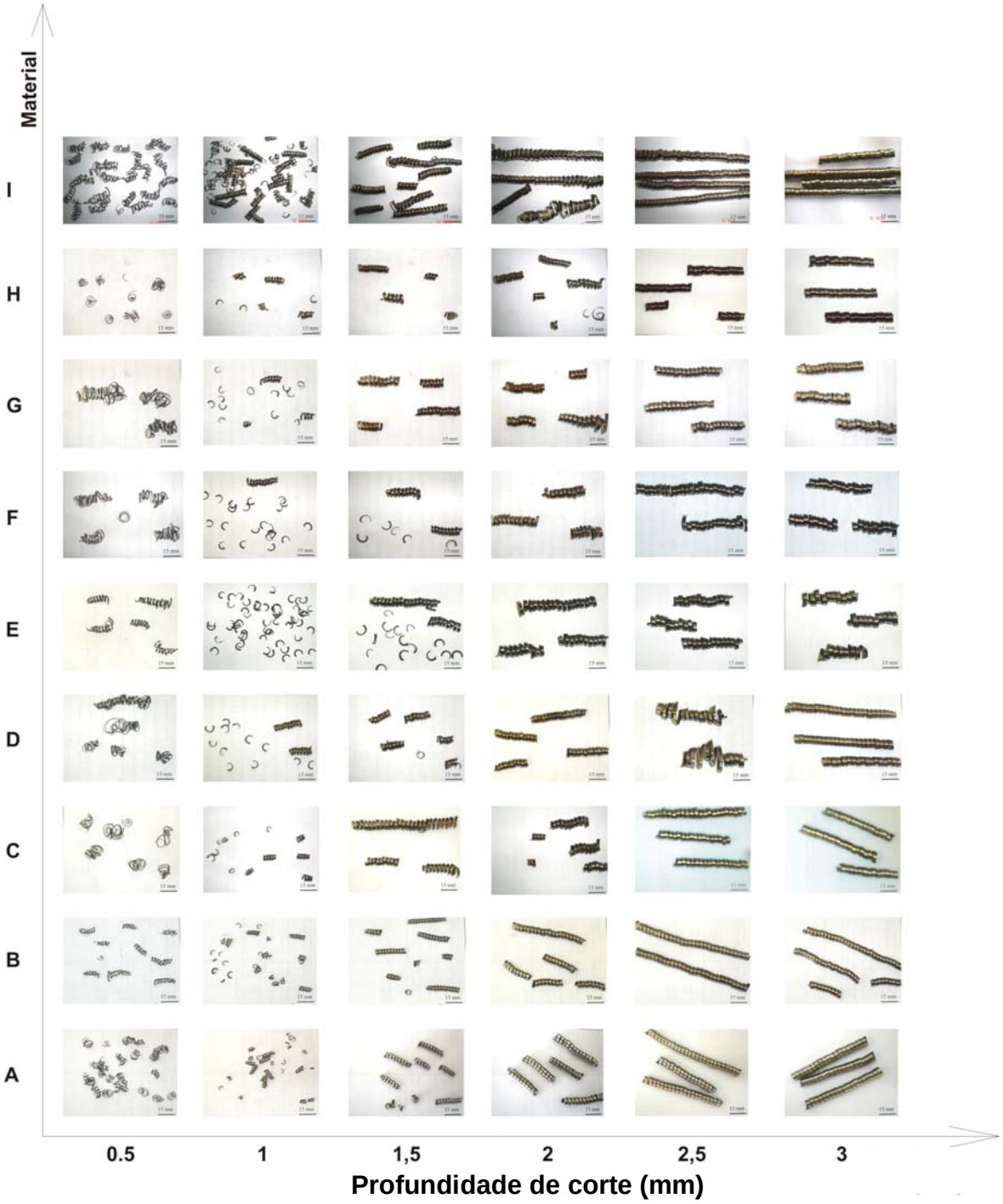


Figura 4.33 – Influência da profundidade de corte e dos materiais na forma do cavaco (v_c = 141 m/min, f = 0,138 mm/rot.).

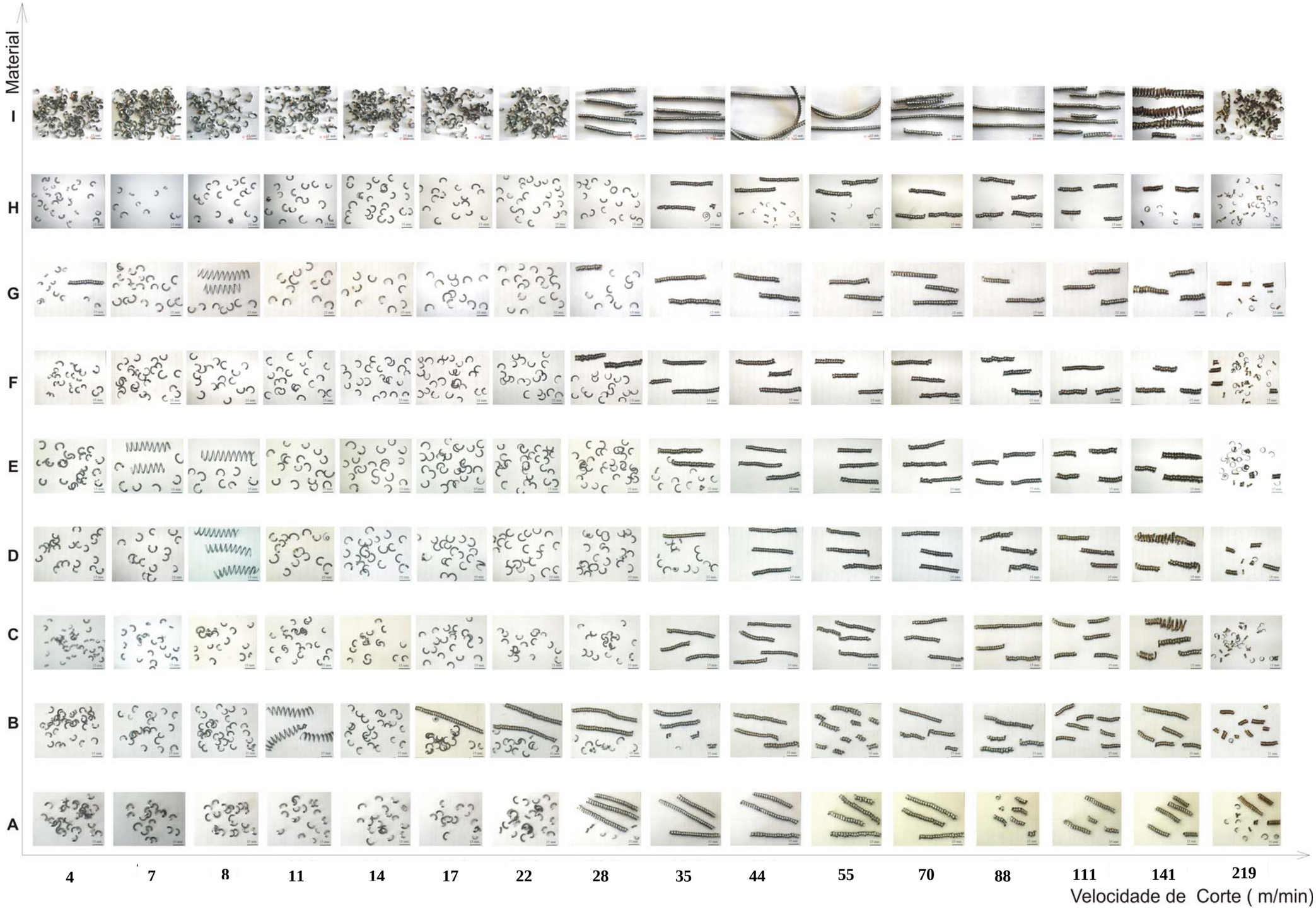


Figura 4.34 - Influência da velocidade de corte e dos materiais na forma do cavaco (f = 0,138 mm/rot, a_p = 2 mm)

4.2.2. Grau de recalque dos cavacos (Rc)

Outra variável relativa ao cavaco que pôde ser analisada foi o grau de recalque do cavaco. A justificativa para sua inclusão foi citada na revisão da literatura. Esta análise foi feita para as regiões de baixa e de alta velocidades de corte com o objetivo de detectar diferenças de comportamento em função do regime de corte usado.

4.2.2.1. Análise do grau de recalque na região de baixas velocidades de corte

A Tab. 4.7 apresenta a análise de variância para o grau de recalque do cavaco para regiões de baixas velocidades de corte(35 e 88 m/min). A mesma revelou que nenhum parâmetro do processo de usinagem apresentou-se significativo. Dentre os elementos residuais o único fator significativo foi o cobre (Fig. 4.35). Também se mostraram significativos a interação entre o teor de cobre e o teor de cromo (Fig. 4.36) e a interação entre o teor de cobre e o teor de níquel (Fig. 4.37).

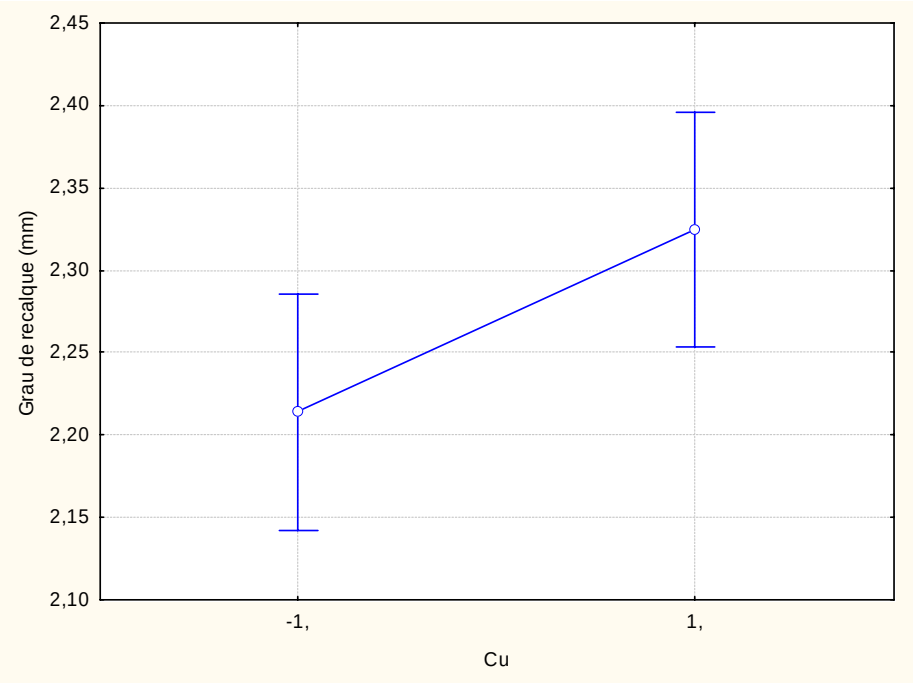


Figura 4.35 - Efeito do cobre no grau de recalque do cavaco em baixas velocidades de corte

O cobre age no sentido de aumentar o grau de recalque (Fig. 4.35). Um aumento no grau de recalque significa maior quantidade de deformação necessária para formar o cavaco.

Tabela 4.7 - Estimativa de efeitos para o grau de recalque dos cavacos na região de baixas velocidades de corte

Fator	Efeito (mm)	t (106)	p	Erro padrão (mm)
Média	**2,269**	**87,5085**	**0,0000**	**± 0,0259**
Cr	0,025	0,4847	0,6289	± 0,0519
Ni	-0,035	-0,6771	0,4998	± 0,0519
Cu	0,110	2,1303	0,0355	± 0,0519
v_c	-0,087	-1,6783	0,0962	± 0,0519
f	-0,080	-1,5420	0,1261	± 0,0519
a_p	0,047	0,9013	0,3695	± 0,0519
Cr x Ni	-0,095	-1,8408	0,0684	± 0,0519
Cr x Cu	0,104	2,0015	0,0479	± 0,0519
Cr x v_c	-0,060	-1,1609	0,2483	± 0,0519
Cr x f	-0,045	-0,8714	0,3855	± 0,0519
Cr x a_p	-0,000	-0,0009	0,9993	± 0,0519
Ni x Cu	-0,127	-2,4516	0,0159	± 0,0519
Ni x v_c	0,030	0,5800	0,5632	± 0,0519
Ni x a_p	-0,012	-0,2251	0,8223	± 0,0519
Ni x f	-0,020	-0,3857	0,7005	± 0,0519
Cu x v_c	0,002	0,0327	0,9740	± 0,0519
Cu x f	-0,077	-1,4859	0,1403	± 0,0519
Cu x a_p	-0,052	-1,0003	0,3195	± 0,0519
v_c x f	0,054	1,0339	0,3035	± 0,0519
v_c x a_p	0,028	0,5482	0,5847	± 0,0519
f x a_p	0,094	1,8053	0,0739	± 0,0519
Desvio padrão = 0,3093 mm^2				

As interações significativas (Figs. 4.36 e 4.37) de segunda ordem envolvendo o cobre indicam que a faixa de variação dos elementos cromo e níquel só são significativas em conjunto com o cobre. Isto sugere uma competição entre estes elementos pelo espaço disponível para solução sólida. Estes fatores podem alterar o efeito esperado do cobre sobre o grau de recalque do cavaco.

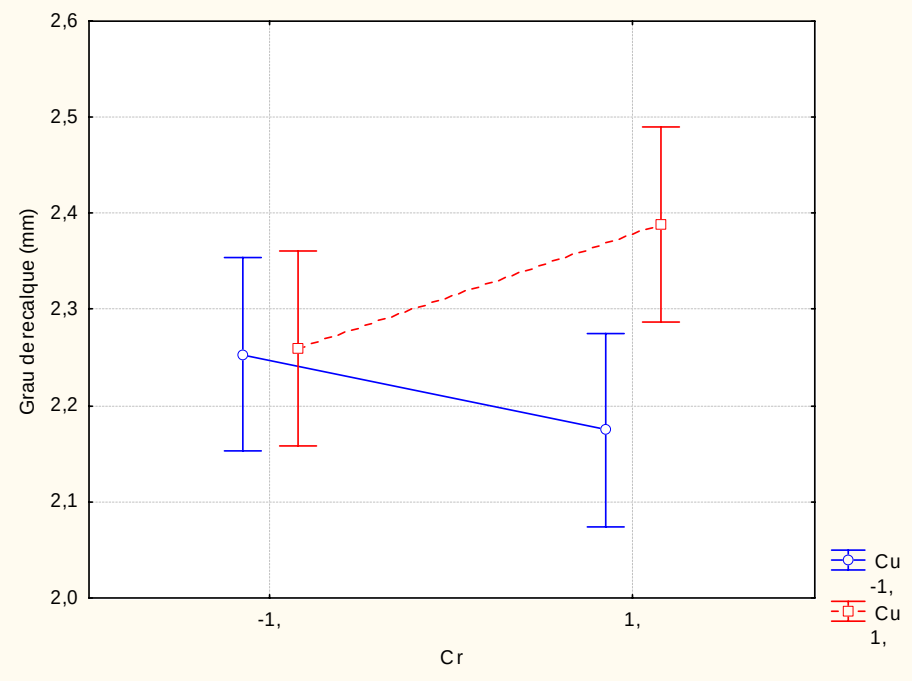


Figura 4.36 - Efeito da interação entre cobre e cromo no grau de recalque do cavaco em baixas velocidades de corte

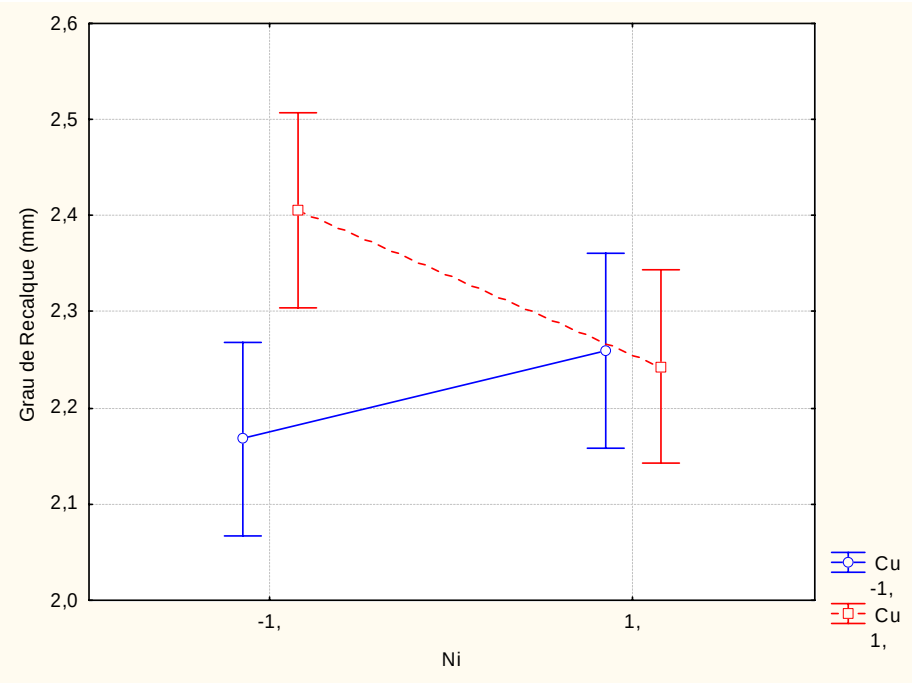


Figura 4.37 - Efeito da interação entre cobre e níquel no grau de recalque do cavaco em baixas velocidades de corte

4.2.2.2. Análise do grau de recalque na região de altas velocidades de corte

A Tab. 4.8 apresenta a análise de variância para o grau de recalque do cavaco para regiões de altas velocidades de corte (141 e 219 m/min).

Tabela 4.8 - Estimativa de efeitos para o grau de recalque dos cavacos na região de altas velocidades de corte

Fator	Efeito (mm)	t (106)	p	Erro padrão (mm)
Média	**2,353**	**92,5331**	**0,0000**	**± 0,0254**
Cr	-0,010	-0,1972	0,8441	± 0,0509
Ni	0,008	0,1648	0,8694	± 0,0509
Cu	0,069	1,3496	0,1800	± 0,0509
v_c	-0,080	-1,5763	0,1179	± 0,0509
f	**-0,100**	**-1,9707**	**0,0514**	**± 0,0509**
a_p	0,085	1,6773	0,0964	± 0,0509
Cr x Ni	**-0,237**	**-4,6719**	**0,0000**	**± 0,0509**
Cr x Cu	0,030	0,5934	0,5542	± 0,0509
Cr x v_c	-0,045	-0,8887	0,3762	± 0,0509
Cr x f	-0,010	-0,1972	0,8441	± 0,0509
Cr x a_p	-0,017	-0,3286	0,7431	± 0,0509
Ni x Cu	-0,095	-1,8754	0,0635	± 0,0509
Ni x Vc	-0,065	-1,2506	0,2138	± 0,0509
Ni x a_p	-0,015	-0,2962	0,7676	± 0,0509
Ni x f	-0,012	-0,2295	0,8189	± 0,0509
Cu x Vc	-0,003	-0,0657	0,9477	± 0,0509
Cu x f	-0,049	-0,9553	0,3416	± 0,0509
Cu x a_p	-0,012	-0,2295	0,8189	± 0,0509
v_c x f	**-0,127**	**-2,4983**	**0,0140**	**± 0,0509**
v_c x a_p	-0,033	-0,6562	0,5131	± 0,0509
f x a_p	0,015	0,2943	0,7691	± 0,0509
Desvio padrão = 0,3159 mm^2				

Para a região de altas velocidades de corte os parâmetros significativos foram: a interação entre cromo e níquel (Fig. 4.38), a interação entre velocidade de corte e avanço (Fig. 4.39), e o avanço (Fig. 4.40) nesta ordem. Nesta faixa de velocidades a interação entre

cromo e níquel foi a mais significativa. Isto está coerente com os resultados obtidos em baixas velocidades de corte. A única diferença é que o cobre não é mais significativo nesta faixa de velocidade como também nenhuma de suas interações.

Isto sugere que a maneira como os elementos residuais influem no grau de recalque tem alguma relação com a velocidade de corte empregada.

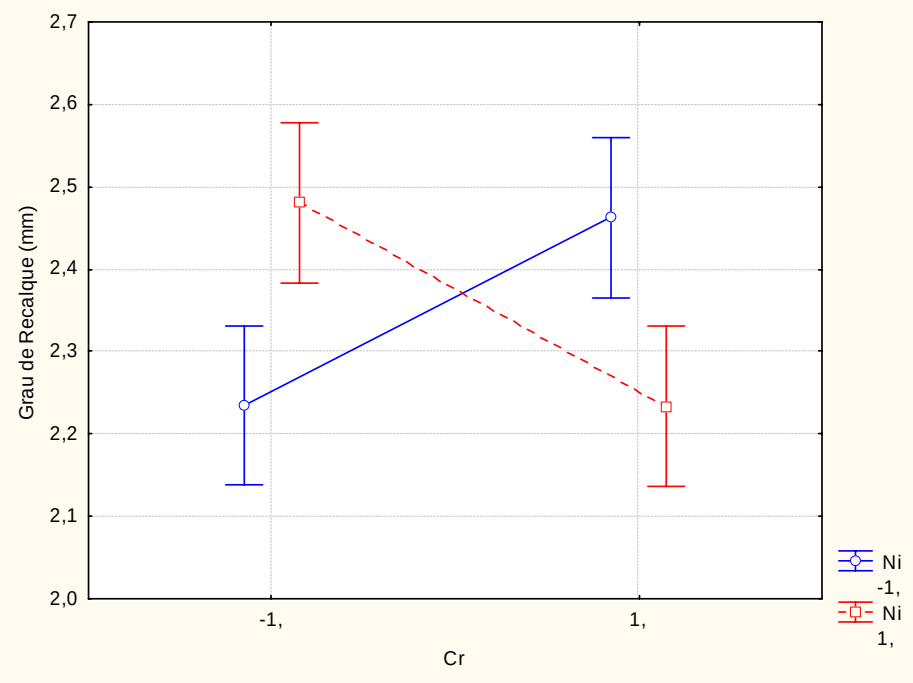


Figura 4.38 - Efeito da interação entre cromo e níquel no grau de recalque do cavaco em altas velocidades de corte

As inclusões inerentes aos aços de corte fácil (chumbo e sulfeto de manganês) agem no sentido de fragilizar o material facilitando a quebra do cavaco. É fato recorrente na literatura que esta ação é mais eficaz em velocidades de corte baixas e moderadas (TRENT; WRIGHT, 2000). Depreende-se deste fato que a influência das condições de corte nesta região pode ser mascarada pelo maior efeito exercido pelos fatores metalúrgicos (inclusões). Pode ser por isso que fatores como avanço e sua interação com a velocidade de corte não foram significativos em baixas velocidades.

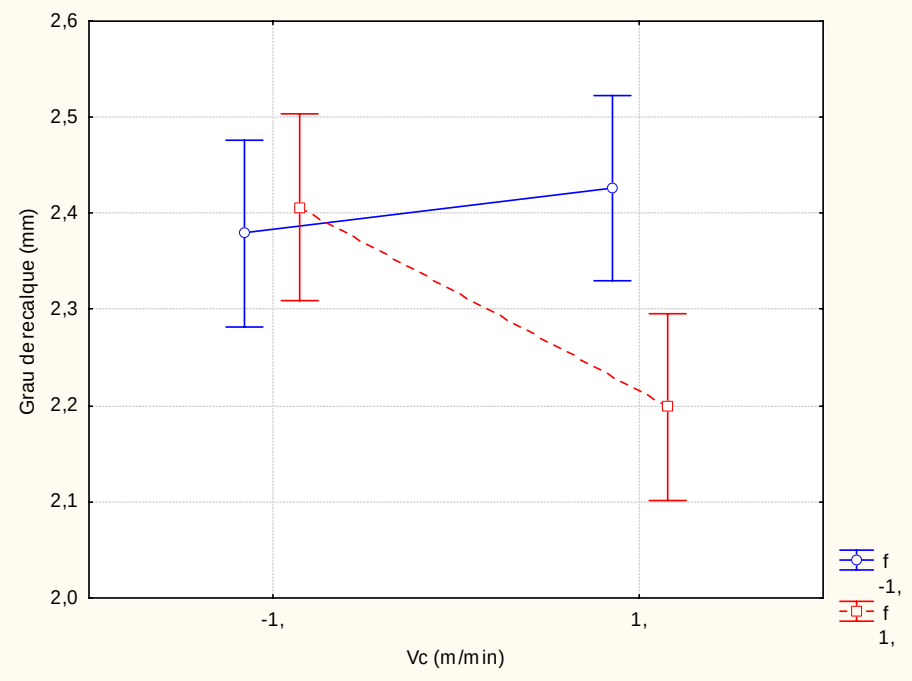


Figura 4.39 - Efeito da interação entre a velocidade de corte e o avanço no grau de recalque do cavaco em altas velocidades de corte

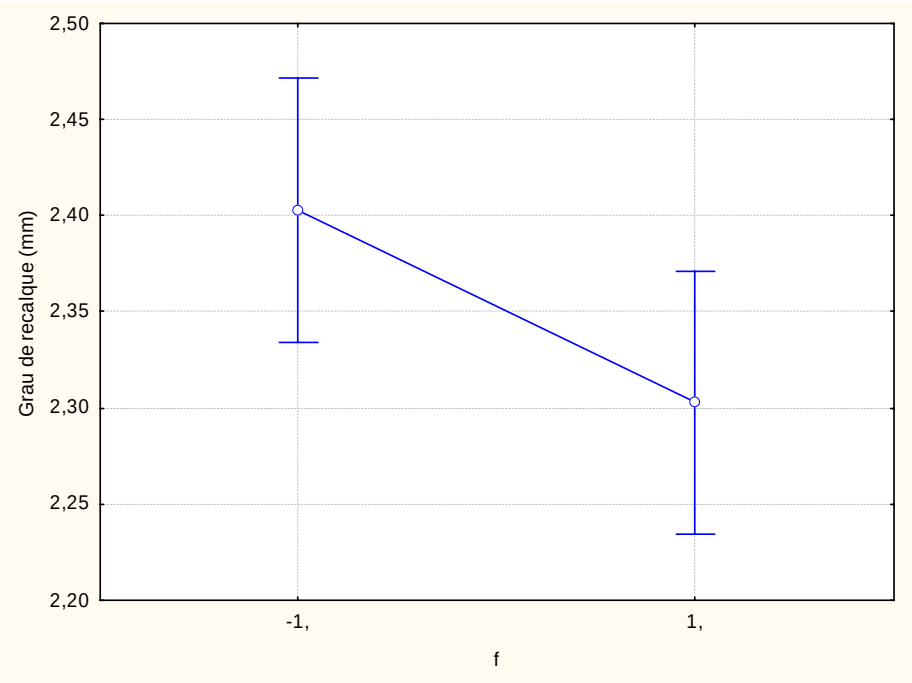


Figura 4.40 - Efeito do avanço no grau de recalque do cavaco em altas velocidades de corte

Astakhov e Shvets (2004) apresentam curvas que relacionam velocidade de corte e grau de recalque tomando o avanço como parâmetro. Estas curvas dependem fortemente do avanço empregado. Além disso, a posição de uma curva em relação à outra pode mudar

em função da velocidade de corte para valores abaixo de 120m m/min. O avanço tem efeito de diminuir o grau de recalque, apesar de aumentar a espessura do cavaco (h'). Isto ocorre porque o efeito do aumento da geração de calor provocado pelo aumento do avanço não é suficiente para vencer o efeito da menor densidade de energia, devido ao aumento da área de dissipação de calor, provocado pelo próprio avanço (MACHADO; Da SILVA, 2004).

4.3. Rugosidade superficial

4.3.1. Resultados de rugosidade superficial na região de baixas velocidades de corte

A Tab. 4.9 apresenta a estimativa dos efeitos e dos níveis de significância (probabilidade máxima de erro do teste) para o projeto de experimentos em baixas velocidades de corte. Nela percebe-se que o fator mais significativo foi o avanço, seguido pela velocidade de corte, pela interação entre cromo e níquel, pela profundidade de corte e pela interação entre velocidade de corte e avanço, nesta ordem.

O avanço tem um efeito médio positivo de 0,90 μm no valor de R_a (Fig. 4.41), ou seja, a passagem do nível -1 de avanço para o nível +1 provoca um aumento no valor de R_a dessa magnitude. Este resultado está de acordo com o esperado, pois o R_a teórico é proporcional ao quadrado do avanço (DINIZ et al., 2000).

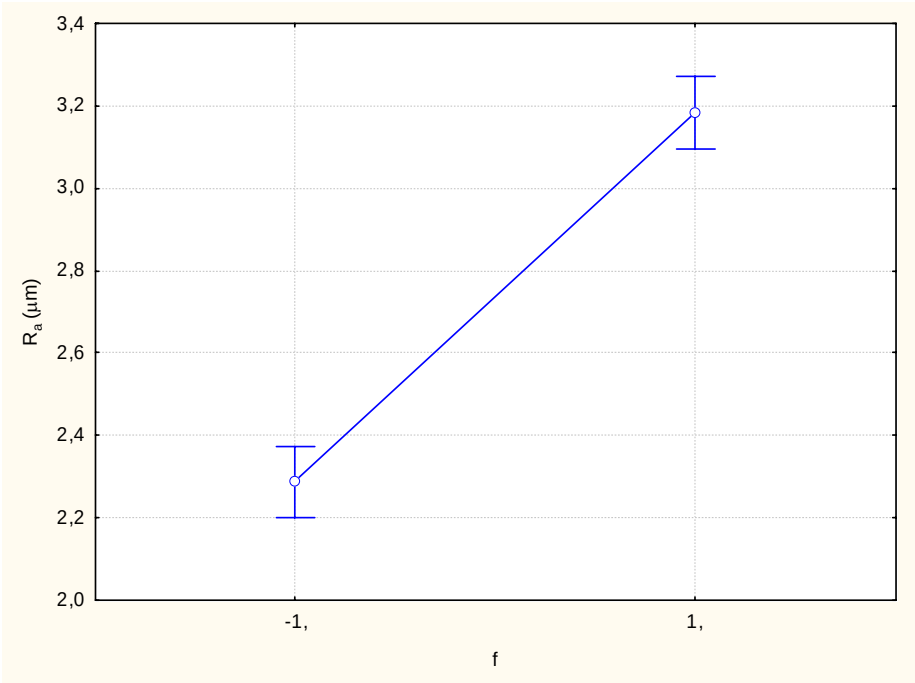


Figura 4.41 - Efeito do avanço sobre a rugosidade na região de baixas velocidades de corte

Tabela 4.9 - Estimativa dos efeitos para rugosidade R_a em baixas velocidades de corte

Fator	Efeito (μm)	t (106)	p	Erro padrão (μm)
Média	**2,74**	**87,2390**	**0,0000**	**± 0,0314**
Cr	0,07	1,0910	0,2776	± 0,0627
Ni	-0,02	-0,2640	0,7922	± 0,0627
Cu	-0,04	-0,6730	0,5026	± 0,0627
v_c	**-0,71**	**-11,2520**	**0,0000**	**± 0,0627**
f	**0,90**	**14,2870**	**0,0000**	**± 0,0627**
a_p	**-0,22**	**-3,4680**	**0,0000**	**± 0,0627**
Cr x Ni	**0,28**	**4,5250**	**0,0001**	**± 0,0627**
Cr x Cu	-0,07	-1,1760	0,2422	± 0,0627
Cr x v_c	-0,02	-0,3640	0,7167	± 0,0627
Cr x f	-0,03	-0,4980	0,6193	± 0,0627
Cr x a_p	-0,08	-1,3210	0,1894	± 0,0627
Ni x Cu	0,04	0,7080	0,4807	± 0,0627
Ni x v_c	0,09	1,4300	0,1556	± 0,0627
Ni x a_p	-0,03	-0,4780	0,6333	± 0,0627
Ni x f	0,07	1,0420	0,3000	± 0,0627
Cu x v_c	0,03	0,5530	0,5813	± 0,0627
Cu x f	0,04	0,5680	0,5712	± 0,0627
Cu x a_p	0,06	1,0320	0,3046	± 0,0627
v_c x f	**0,13**	**2,1480**	**0,0340**	**± 0,0627**
v_c x a_p	-0,03	-0,4190	0,6763	± 0,0627
f x a_p	0,08	1,3010	0,1962	± 0,0627
Desvio padrão = 0,694 μm^2				

O efeito médio da velocidade de corte sobre R_a é de -0,71 μm (Fig. 4.42). Portanto, o aumento de velocidade de corte de -1 para +1 provoca uma redução no valor de rugosidade de -0,71 μm. Pela figura 4.43 percebe-se que acima de 50 m/min os valores de rugosidade tendem a ser menores e mais estáveis para todos os materiais. Abaixo desse valor a grande variabilidade se deve à formação de aresta postiça de corte. Este fator explica a menor rugosidade encontrada para velocidade no nível +1.

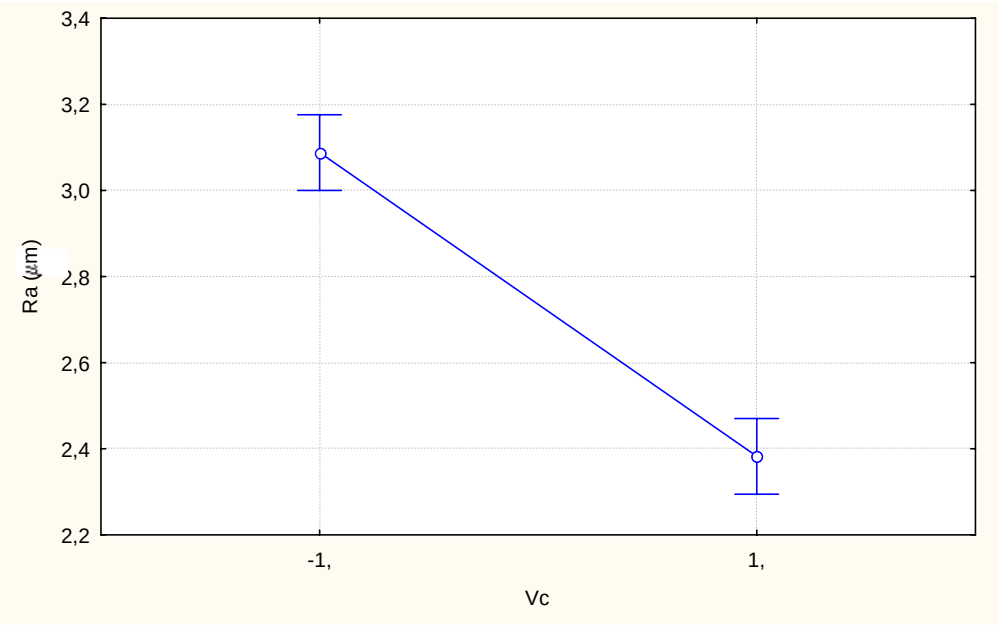


Figura 4.42 - Efeito médio da velocidade de corte sobre a rugosidade superficial na região de baixas velocidades de corte

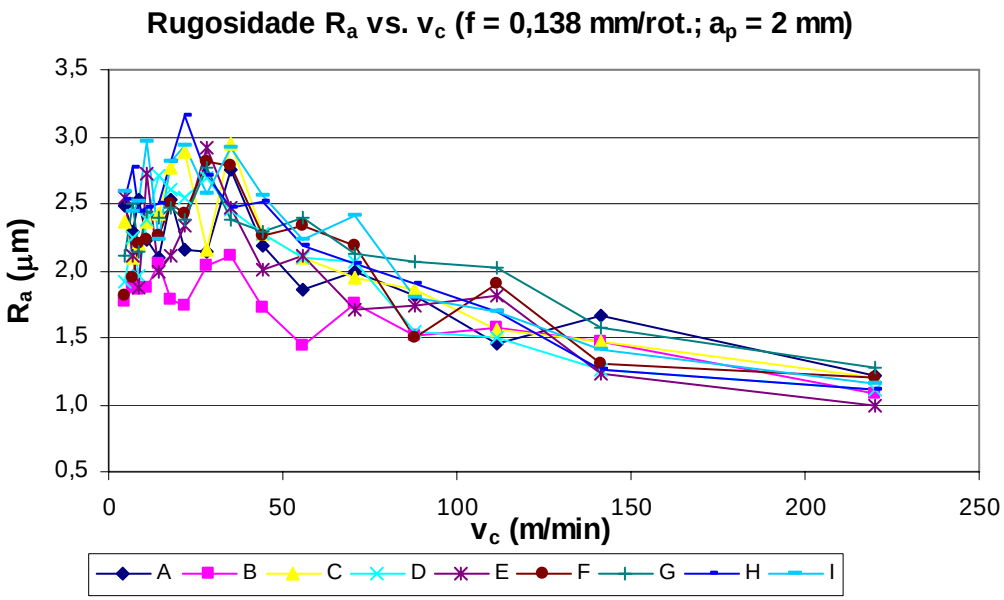


Figura 4.43 - Rugosidade em função da velocidade de corte para os diversos materiais

Os resultados da Tab. 4.9 mostram que a interação entre cromo e níquel tem efeito médio positivo de 0,28 µm (Fig. 4.44). Pelos resultados, uma diminuição de rugosidade devido a esta interação só seria possível com estes elementos presentes no material com sinais contrários, ou seja, cromo no nível alto e níquel no nível baixo ou vice-versa.

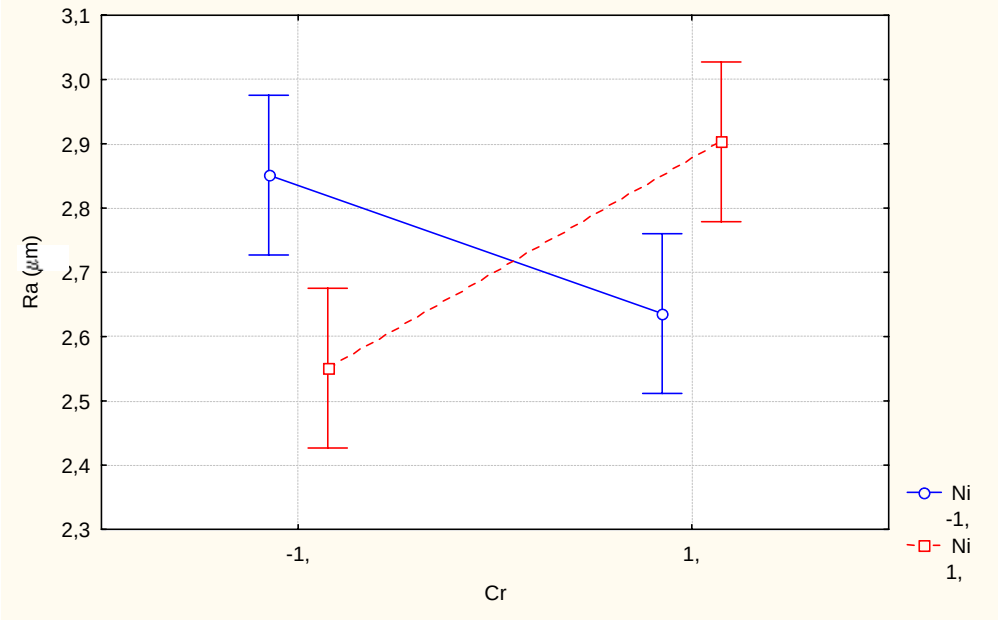


Figura 4.44 - Efeito médio da interação entre cromo e níquel sobre a rugosidade superficial na região de baixas velocidades de corte

A profundidade de corte contribui com um efeito médio de -0,22 µm em R_a (Fig. 4.45). Portanto, dentro dos valores de profundidade de corte analisados (1 e 2 mm), um aumento da profundidade de corte provoca uma diminuição da rugosidade R_a. Esta diminuição está relacionada com o aumento da rigidez do sistema.

A interação entre avanço e velocidade de corte contribui com um efeito médio de 0,13 µm (Fig. 4.48). Menores valores de rugosidade são conseguidos com avanço no nível baixo e velocidade de corte no nível alto. Estes resultados são coerentes com os encontrados para os efeitos isolados.

Os outros fatores e interações não têm efeitos significativos sobre a rugosidade superficial na região de baixas velocidades de corte.

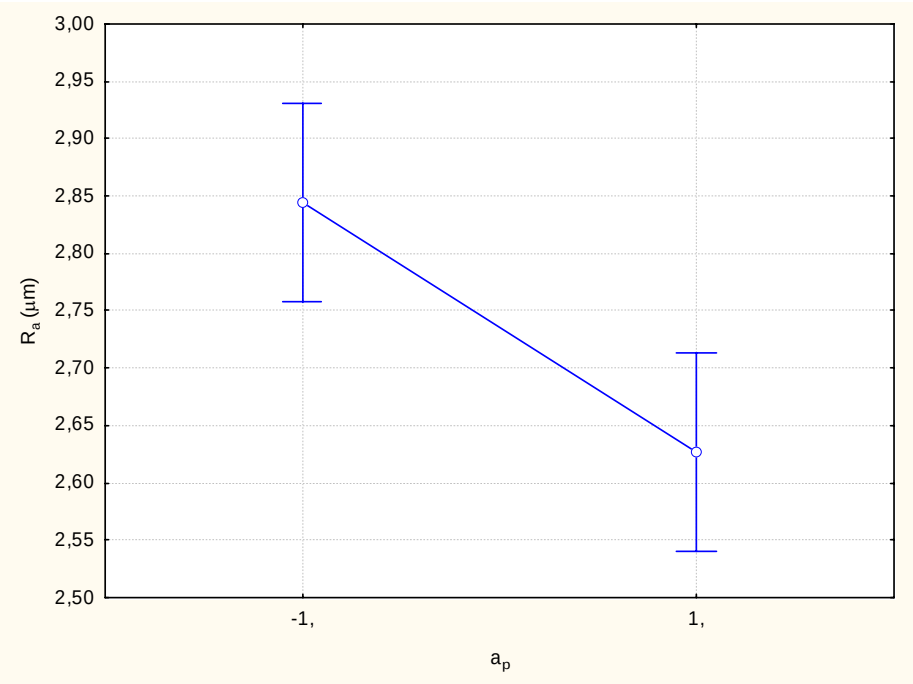


Figura 4.45 - Efeito médio da profundidade de corte sobre a rugosidade superficial na região de baixas velocidades de corte

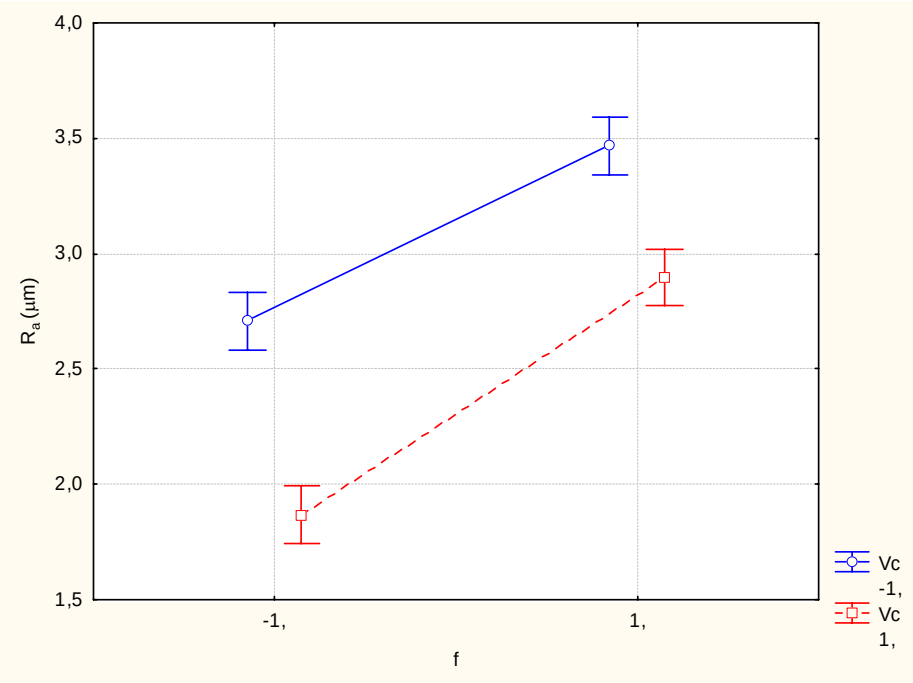


Figura 4.46 - Efeito médio da interação entre avanço e velocidade de corte sobre a rugosidade superficial na região de baixas velocidades de corte

4.3.2. Resultados de rugosidade superficial na região de baixas velocidades de corte

A estimativa dos efeitos e dos níveis de significância para a variável transformada é mostrada na Tab. 4.10. Os fatores significativos foram o avanço, a velocidade de corte e a interação entre o cromo e o níquel (em ordem decrescente).

Tabela 4.10 - Estimativa dos efeitos para o logaritmo base 10 da rugosidade média R_a em altas velocidades de corte

Fator	Efeito (log(μm))	t (106)	p	Erro padrão (log(μm))
Média	**0,2718**	**37,8439**	**0,0000**	**± 0,00718**
Cr	0,0132	0,9217	0,3588	± 0,01436
Ni	0,0256	1,7838	0,0773	± 0,01436
Cu	0,0115	0,8034	0,4236	± 0,01436
v_c	**-0,0604**	**-4,2063**	**0,0001**	**± 0,01436**
f	**0,2905**	**20,2239**	**0,0000**	**± 0,01436**
a_p	0,0074	0,5171	0,6062	± 0,01436
Cr x Ni	**0,0349**	**2,4316**	**0,0167**	**± 0,01436**
Cr x Cu	0,0150	1,0457	0,2981	± 0,01436
Cr x v_c	-0,0155	-1,0819	0,2817	± 0,01436
Cr x f	0,0045	0,3161	0,7525	± 0,01436
Cr x a_p	0,0082	0,5743	0,5670	± 0,01436
Ni x Cu	-0,0067	-0,4656	0,6424	± 0,01436
Ni x v_c	-0,0139	-0,9664	0,3361	± 0,01436
Ni x a_p	-0,0028	-0,1946	0,8461	± 0,01436
Ni x f	0,0096	0,6679	0,5056	± 0,01436
Cu x v_c	-0,0105	-0,7328	0,4653	± 0,01436
Cu x f	-0,0032	0,2247	0,8226	± 0,01436
Cu x a_p	0,0226	1,5754	0,1181	± 0,01436
v_c x f	0,0177	1,2339	0,2200	± 0,01436
v_c x a_p	-0,0112	-0,7831	0,4353	± 0,01436
f x a_p	0,0245	1,7084	0,0905	± 0,01436
Desvio padrão = 0,17001 [log(μm)]^2				

Na região de altas velocidades de corte (141 e 219 m/min) a análise de resíduos revelou falta de adequação dos mesmos para as premissas necessárias para análise dos dados: variância constante e com média zero. Para contornar este problema os valores de rugosidade foram transformados em logaritmos de base 10. Com isto, os resíduos passaram a atender as premissas necessárias para análise.

Na região de altas velocidades de corte a influência de fatores como aresta postiça de corte é praticamente inexistente, por isso a importância relativa das condições de corte torna-se maior.

O efeito do avanço na variável original é mostrado na Fig. 4.47. O efeito médio do avanço é de 1,40 μm. Valor bem acima do verificado para baixas velocidades de corte (fig. 4.41). Como esperado, o efeito do avanço é positivo, por motivo semelhante ao comentado para região de baixa velocidade de corte.

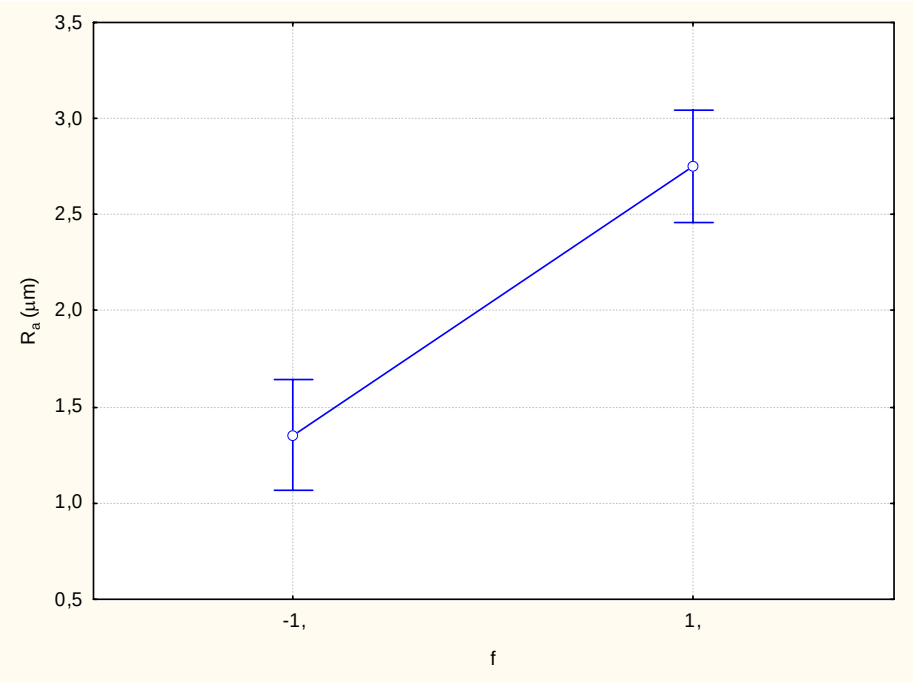


Figura 4.47 - Efeito médio do avanço sobre a rugosidade superficial na região de altas velocidades de corte

A velocidade de corte tem um efeito médio de -0,39 μm sobre a rugosidade (Fig. 4.48). Este efeito é menor que o observado para região de baixas velocidades de corte (figura 4.42) e pode ser explicado pela menor variação da rugosidade com a velocidade de corte em regiões fora da formação de aresta postiça.

O efeito médio da interação entre cromo e níquel é de 0,30 μm. Pela figura 4.49 observa-se que menores valores de rugosidade são conseguidos com o teor de níquel no

nível baixo não importando o teor de cromo usado. Porém, se o teor de níquel estiver no nível alto, o cromo deve necessariamente estar no nível baixo.

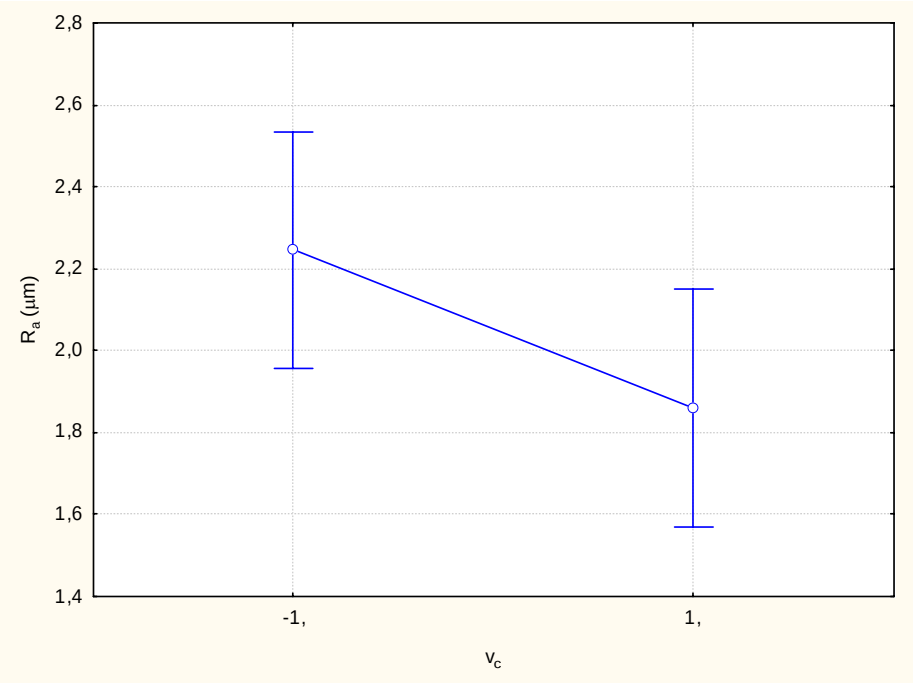


Figura 4.48 - Efeito médio da velocidade de corte sobre a rugosidade superficial na região de altas velocidades de corte

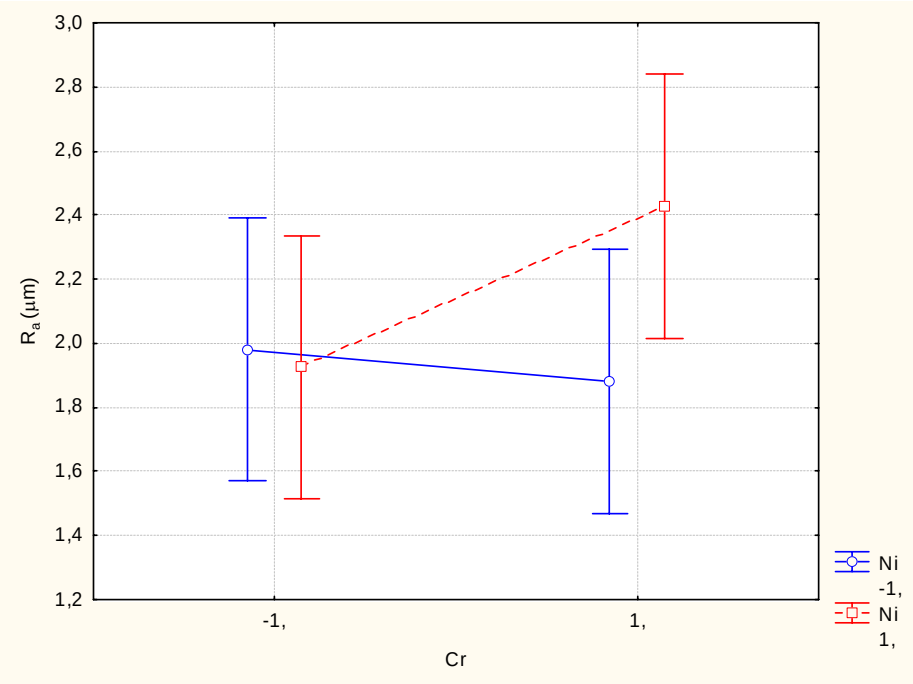


Figura 4.49 - Efeito médio da interação entre cromo e níquel sobre a rugosidade superficial na região de altas velocidades de corte

4.4. Força de Usinagem

4.4.1. Resultados de força de corte na região de baixas velocidades de corte

Os resultados dos ensaios de força de corte em baixas velocidades com os fatores e interações significativos são mostrados na Tab. 4.11.

Tabela 4.11 - Estimativa dos efeitos para força de corte na região de baixas velocidades

Fator	Efeito (N)	t (106)	p	Erro padrão (N)
Média	**453,44**	**70,7285**	**0,0000**	**± 6,411**
Cr	-11,14	-0,8689	0,3869	± 12,822
Ni	-2,30	-0,1797	0,8577	± 12,822
Cu	**26,42**	**2,0605**	**0,0418**	**± 12,822**
v_c	**63,03**	**4,9156**	**0,0000**	**± 12,822**
f	**246,80**	**19,2479**	**0,0000**	**± 12,822**
a_p	**257,85**	**20,1098**	**0,0000**	**± 12,822**
Cr x Ni	**-35,52**	**-2,7701**	**0,0066**	**± 12,822**
Cr x Cu	12,54	0,9782	0,3302	± 12,822
Cr x v_c	-3,19	-0,2489	0,8039	± 12,822
Cr x f	-2,84	-0,2219	0,8248	± 12,822
Cr x a_p	0,36	0,0278	0,9790	± 12,822
Ni x Cu	-15,77	-1,2299	0,2214	± 12,822
Ni x v_c	-2,85	-0,2219	0,8248	± 12,822
Ni x a_p	0,13	0,0103	0,9918	± 12,822
Ni x f	-4,04	-0,3150	0,7533	± 12,822
Cu x v_c	9,70	0,7564	0,4511	± 12,822
Cu x f	7,35	0,5731	0,5678	± 12,822
Cu x a_p	3,56	0,2773	0,7821	± 12,822
v_c x f	**35,55**	**2,7725**	**0,0066**	**± 12,822**
v_c x a_p	**24,66**	**1,9234**	**0,0571**	**± 12,822**
f x a_p	**86,51**	**6,7475**	**0,0000**	**± 12,822**
Desvio padrão = 201,319				

Os dados apresentados permitem concluir que, com relação às variáveis do processo de usinagem, o fator que mais influi é a profundidade de corte, seguida do avanço e da velocidade de corte. Quanto aos elementos residuais, são significativos a interação entre cromo e níquel e, o cobre, nesta ordem.

Um aumento da profundidade de corte do nível baixo para o nível alto promove, em média, um aumento na força de corte de 257,8 N (Fig. 4.50). Isso era esperado uma vez que um aumento da profundidade provoca um aumento da área da seção de corte o que aumenta a força de usinagem.

A força de corte também aumenta com o aumento do avanço (Fig. 4.51). Os motivos para isso são os mesmos: aumento do avanço provoca aumento da área da seção de corte.

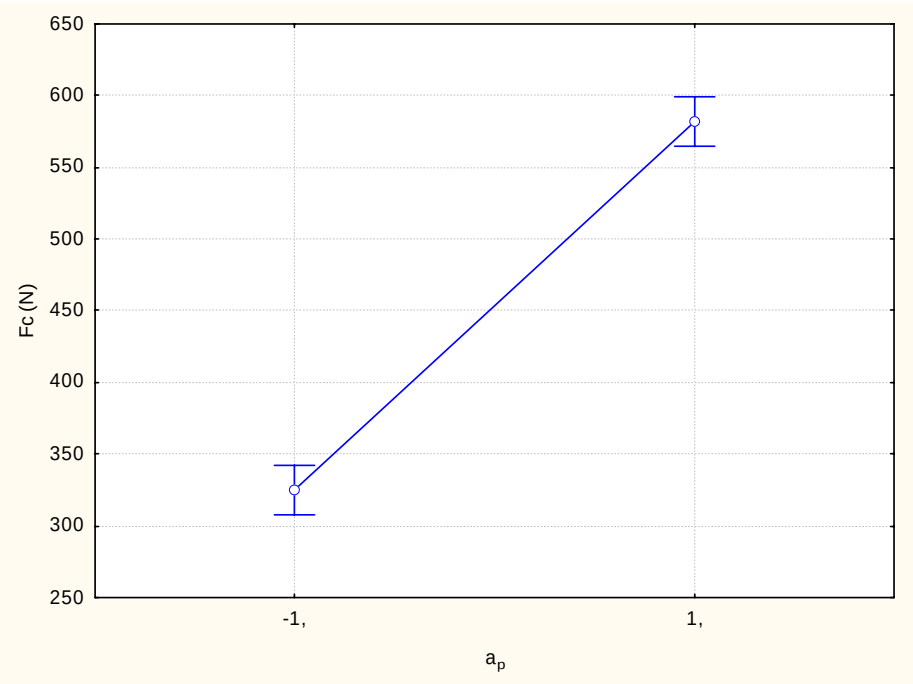


Figura 4.50 - Efeito médio da profundidade sobre a força de corte em baixas velocidades

Um aumento da velocidade de corte também acarretou um aumento na força de corte (Fig. 4.52). Este comportamento pode ser explicado pelo fato de que a velocidade de corte no nível -1 (35 m/min) está na região de formação instável de aresta postiça de corte, conforme pode ser verificado nos resultados de raiz do cavaco (seção 4.6). A aresta postiça de corte altera o ângulo de saída efetivo. Na região de instabilidade este ângulo altera de um valor máximo, no momento em que a APC atinge sua maior dimensão, até um valor que é igual, ou próximo, ao ângulo de saída da ferramenta. Para uma mesma geometria de ferramenta e condições de corte, valores maiores de ângulo efetivo de saída provocam uma diminuição das forças de usinagem (FERRARESI, 1977) (TRENT; WRIGHT, 2000).

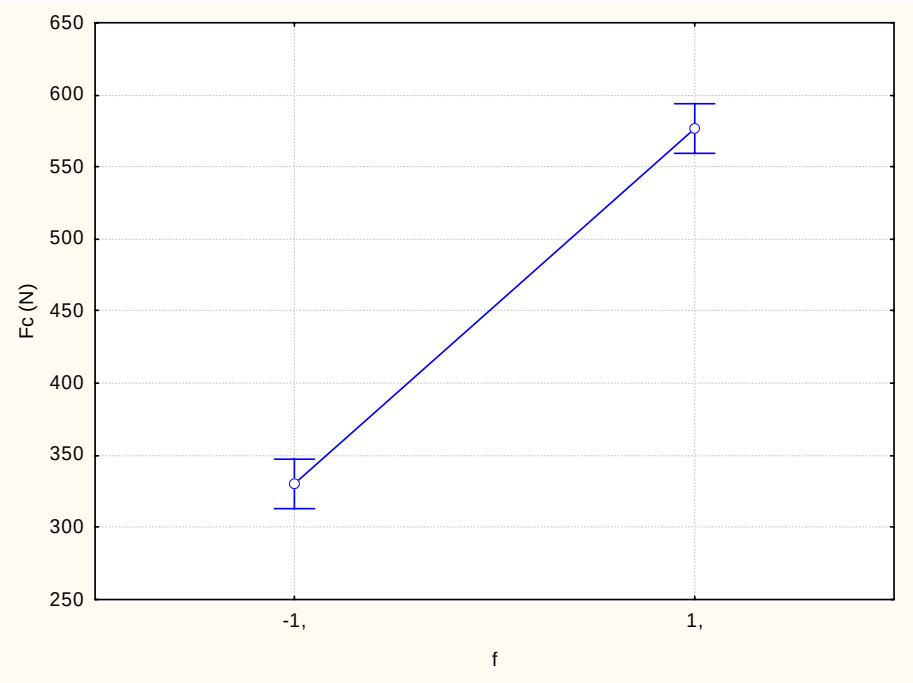


Figura 4.51 - Efeito médio do avanço sobre a força de corte em baixas velocidades de corte

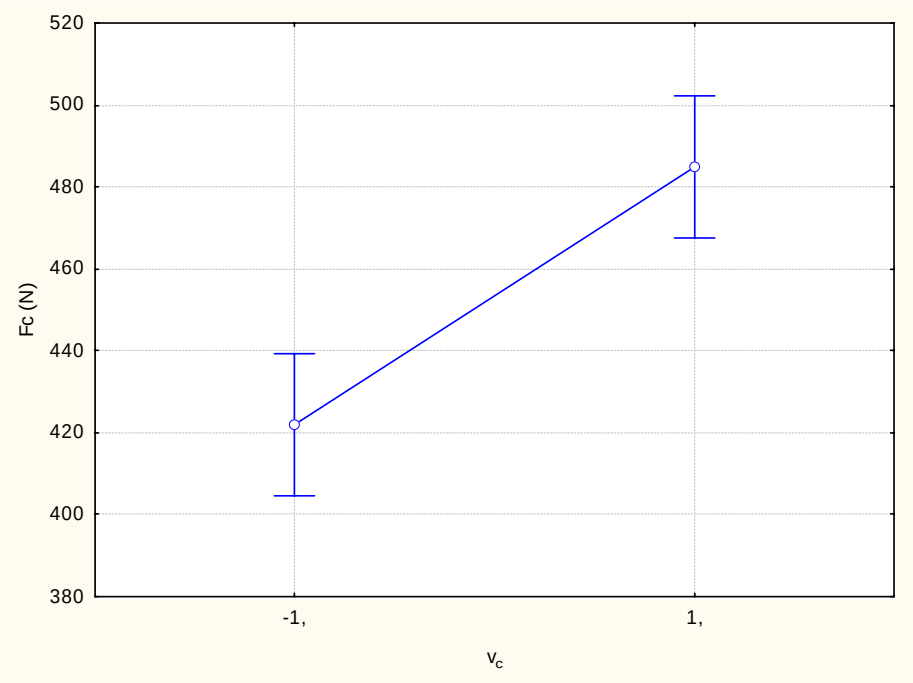


Figura 4.52 - Efeito médio da velocidade de corte sobre a força de corte na região de baixas velocidades de corte

Verifica-se também que existem interações significativas envolvendo profundidade e avanço (Fig. 4.53) e, velocidade de corte e avanço (Fig. 4.54). Todas estas interações são positivas, confirmando a tendência dos efeitos isolados.

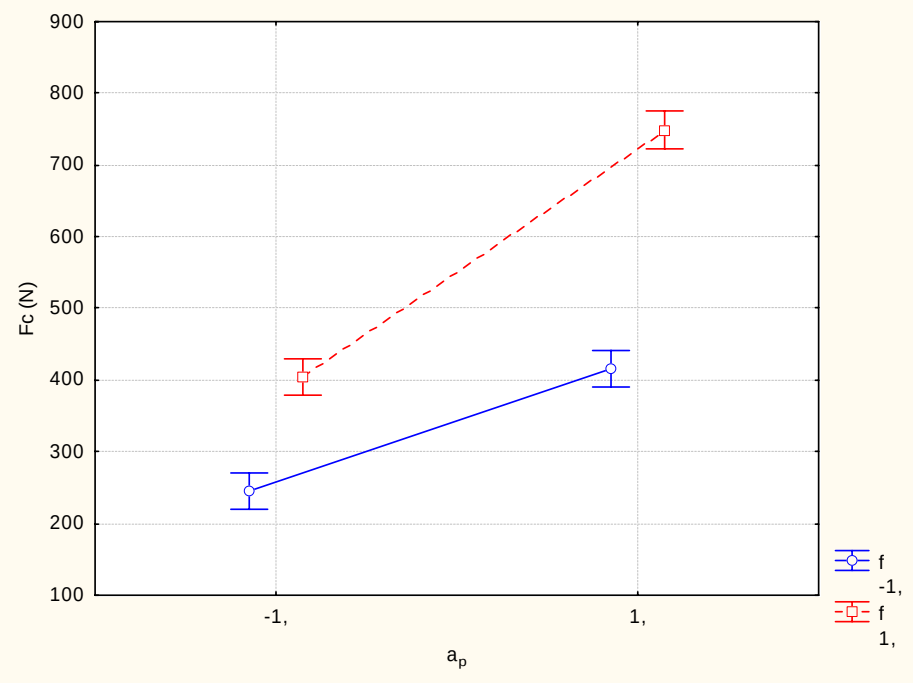


Figura 4.53 - Efeito médio da interação entre profundidade de corte e avanço sobre a força de corte na região de baixas velocidades de corte

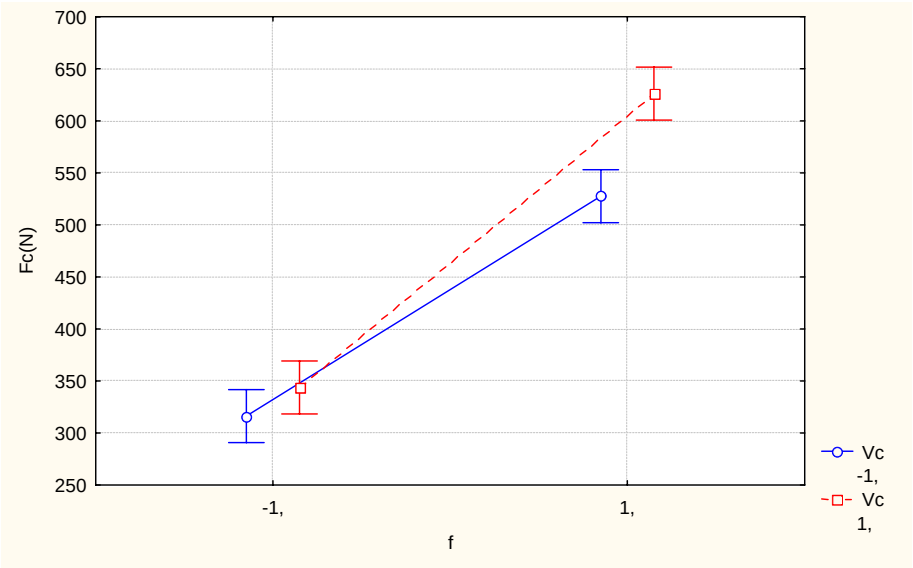


Figura 4.54 - Efeito médio da interação entre avanço e velocidade de corte sobre a força de corte na região de baixas velocidades de corte

O efeito da interação entre cromo e níquel é significativo e tem sinal negativo (Fig. 4.55). Assim, para que esta interação produza uma redução de, em média, 35,5 N na força de corte é necessário que os dois elementos estejam em níveis de sinais iguais. Como o cromo e níquel competem pelo espaço disponível para solução sólida na matriz (PICKERING, 1978), esta competição pode ocasionar uma interação negativa entre estes efeitos.

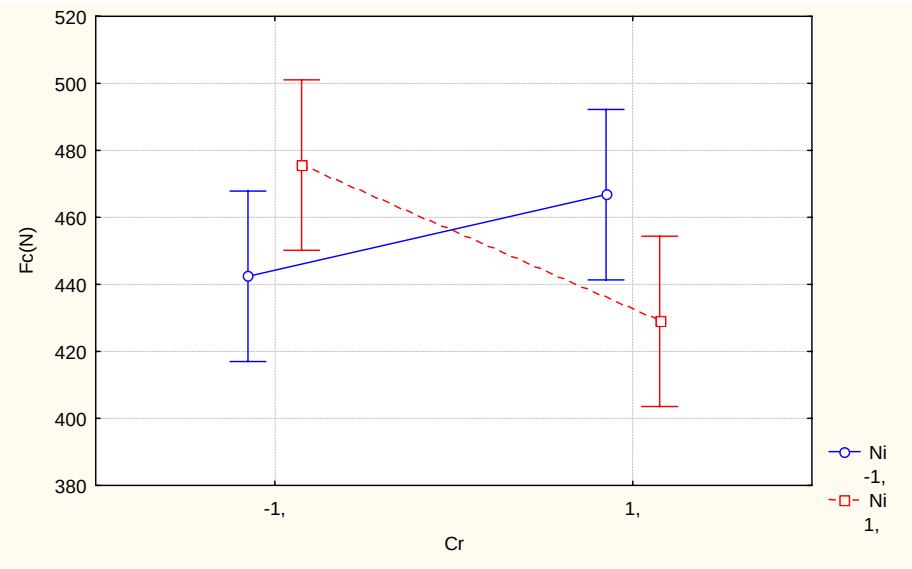


Figura 4.55 - Efeito médio da interação entre cromo e níquel sobre a força de corte na região de baixas velocidades de corte

O cobre age isoladamente no sentido de aumentar a força de corte (Fig. 4.56). Isso é explicado se o cobre estiver em solução sólida na matriz ferrítica o que provoca um aumento de resistência da mesma.

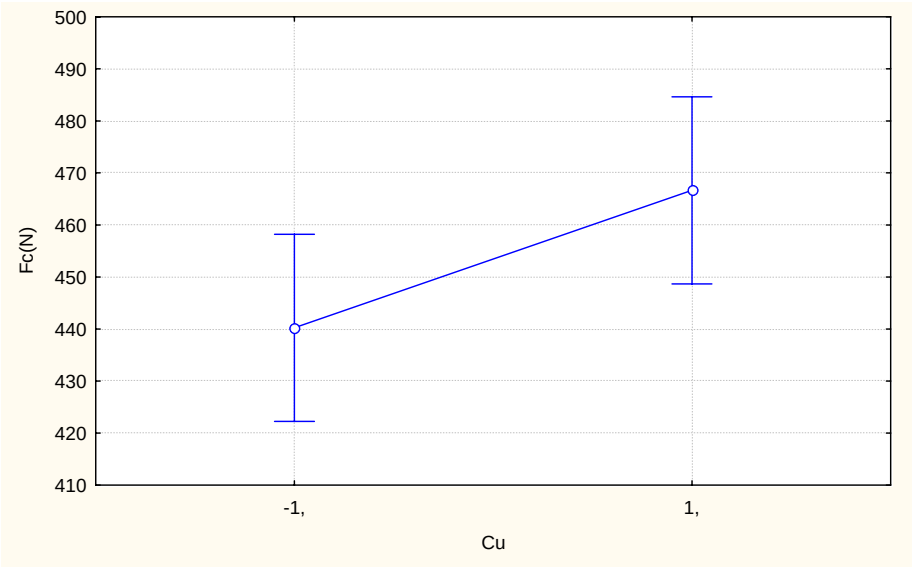


Figura 4.56 - Efeito médio do cobre sobre a força de corte na região de baixas velocidades de corte

4.4.2. Resultados de força de corte na região de altas velocidades de corte

A Tab. 4.12 apresenta os efeitos e os níveis de significância para variável força de corte na região de altas velocidades de corte. Com relação às condições de corte, os fatores significativos foram: a profundidade de corte, o avanço, a interação entre profundidade e avanço, e, a interação entre avanço e velocidade de corte, nesta ordem.

Com relação aos elementos residuais os fatores significativos foram: a interação entre cromo e níquel, a interação entre cromo e cobre, a interação entre níquel e cobre, e, o cobre, nesta ordem.

A profundidade de corte exerce efeito semelhante ao exercido na região de baixas velocidades de corte, Fig. 4.57. Este efeito continua associado ao fato do aumento da profundidade de corte acarretar um aumento seção de corte, com correspondente aumento das forças.

Tabela 4.12 - Estimativa dos efeitos e p-values para força de corte da região de altas velocidades de corte

Fator	Efeito (N)	t (106)	p	Erro padrão (N)
Média	**556,61**	**140,0571**	**0,0000**	**± 3,974**
Cr	5,10	0,6417	0,5225	± 7,948
Ni	-12,81	-1,6112	0,1101	± 7,948
Cu	**29,32**	**3,6887**	**0,0004**	**± 7,948**
v_c	-4,53	-0,5702	0,5698	± 7,948
f	**247,06**	**31,0824**	**0,0000**	**± 7,948**
a_p	**322,29**	**40,5476**	**0,0000**	**± 7,948**
Cr x Ni	**-74,74**	**-9,4025**	**0,0000**	**± 7,948**
Cr x Cu	**59,02**	**7,4258**	**0,0000**	**± 7,948**
Cr x v_c	4,11	0,5174	0,6060	± 7,948
Cr x f	4,29	0,5392	0,5909	± 7,948
Cr x a_p	5,31	0,6684	0,5053	± 7,948
Ni x Cu	**-56,11**	**-7,0593**	**0,0000**	**± 7,948**
Ni x v_c	-9,47	-1,1920	0,2359	± 7,948
Ni x a_p	-0,48	-0,0605	0,9519	± 7,948
Ni x f	3,17	0,3990	0,6907	± 7,948
Cu x v_c	-0,79	-0,0990	0,9213	± 7,948
Cu x f	1,33	0,1671	0,8775	± 7,948
Cu x a_p	3,89	0,4894	0,6256	± 7,948
v_c x f	**-27,40**	**-3,4470**	**0,0008**	**± 7,948**
v_c x a_p	0,71	0,0899	0,9286	± 7,948
f x a_p	**79,64**	**10,0195**	**0,0000**	**± 7,948**
Desvio padrão = 220,044 (N^2)				

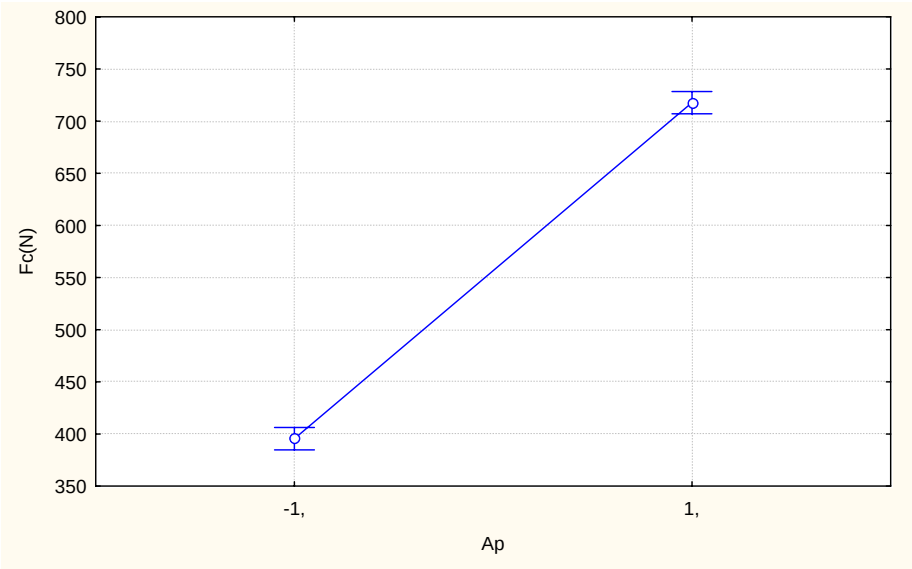


Figura 4.57 - Efeito médio da profundidade de corte sobre a força de corte na região de altas velocidades de corte

O avanço exerce efeito positivo médio de 247 N (Fig. 4.58), valor igual ao seu efeito para região de baixas velocidades de corte. Como já comentado anteriormente, o aumento do avanço provoca aumento da seção de corte, este aumento da área resistente provoca aumento correspondente no nível de força necessário para usinar o material.

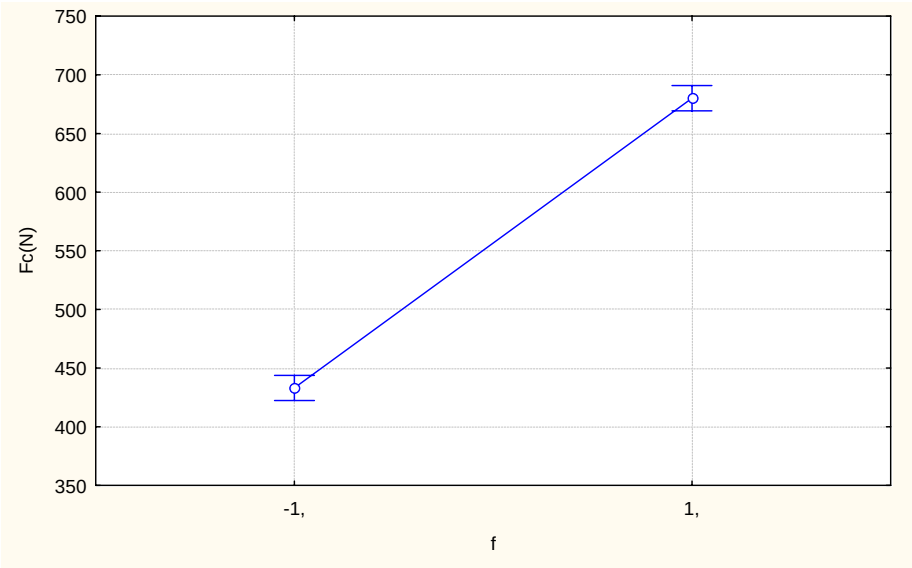


Figura 4.58 - Efeito médio do avanço sobre a força de corte na região de altas velocidades de corte

A interação entre avanço e profundidade de corte (Fig. 4.59) também é significativa. Ela representa a influência que estes dois fatores exercem sobre a área da seção transversal de corte, sendo que os dois aumentam a seção de corte.

A velocidade de corte só exerce influência sobre a força de corte através de sua interação com o avanço (Fig. 4.60). É normal a velocidade de corte influenciar pouco as forças em altas velocidades (TRENT; WRIGTH, 2000). A velocidade de corte no nível alto diminui ligeiramente os valores médios de força. Tanto velocidade de corte quanto o avanço contribuem para aumentar a taxa de deformação no processo de usinagem, sendo o efeito da velocidade de corte mais significativo. Este aumento corresponde a uma maior geração de calor durante o processo e isto pode provocar uma diminuição das forças.

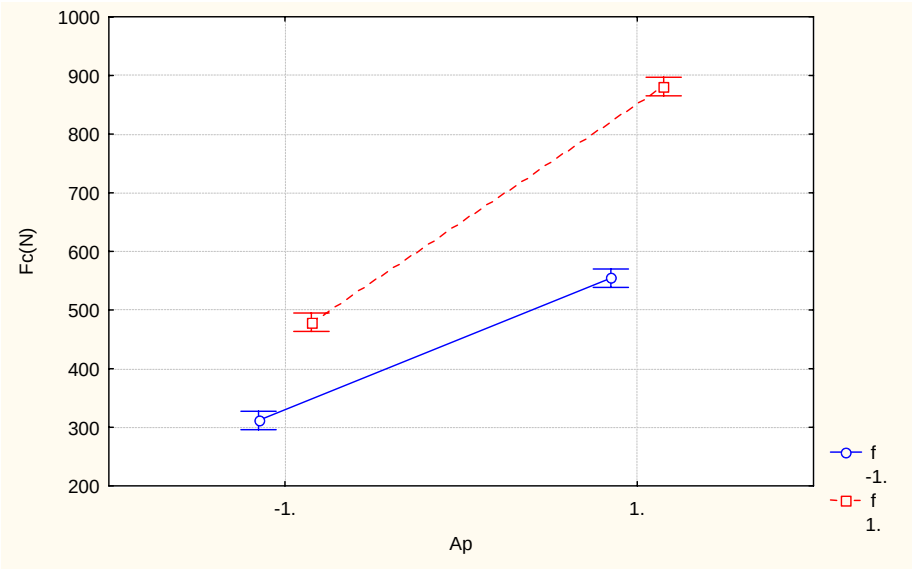


Figura 4.59 - Efeito médio da interação entre profundidade de corte e avanço sobre a força de corte na região de altas velocidades de corte

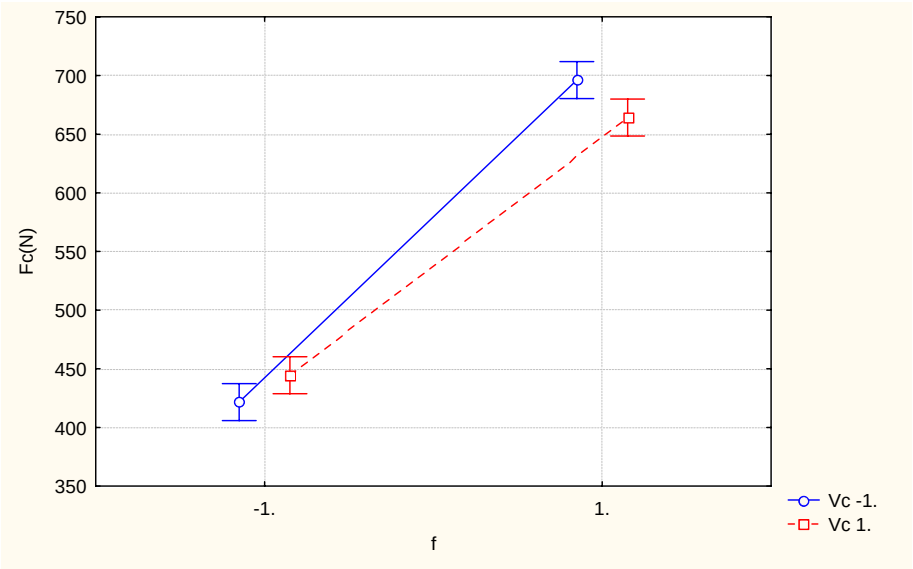


Figura 4.60 - Efeito médio da interação entre avanço e velocidade de corte sobre a força de corte na região de altas velocidades de corte

Em região de altas velocidades de corte a influência dos elementos residuais é mais bem sentida através de suas interações (Figs. 4.61 e 4.62). O único efeito isolado significativo de elemento residual é o do cobre, que também o foi na região de baixas velocidades de corte.

A interação entre cromo e níquel também é significativa na região de altas velocidades de corte, com tendências semelhantes à encontradas na região de baixas velocidades. Em valores absolutos, o efeito desta interação é, aproximadamente, duas vezes maior que na região de baixas velocidades. Em baixas velocidades o efeito dos elementos residuais pode estar sendo mascarado por fatores como aresta postiça de corte e pelas inclusões (que como visto na literatura são mais eficazes em baixas velocidades).

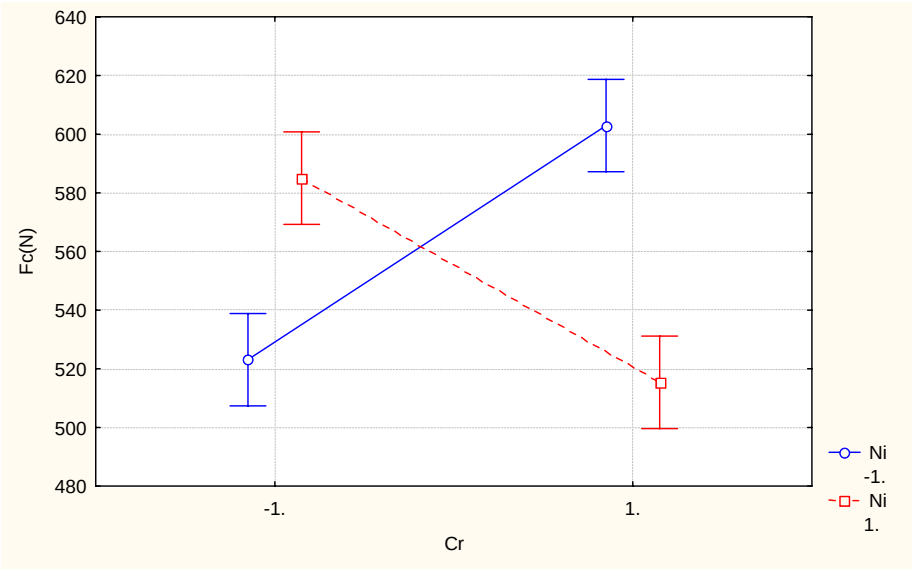


Figura 4.61 - Efeito médio da interação entre cromo e níquel sobre a força de corte na região de altas velocidades de corte

A interação entre cromo e cobre também foi significativa (Fig. 4.62), bem como a interação entre cobre e níquel (Fig. 4.63). A predominância das interações sobre os efeitos isolados decorre provavelmente do espaço disponível na matriz para acomodação destes elementos em solução sólida.

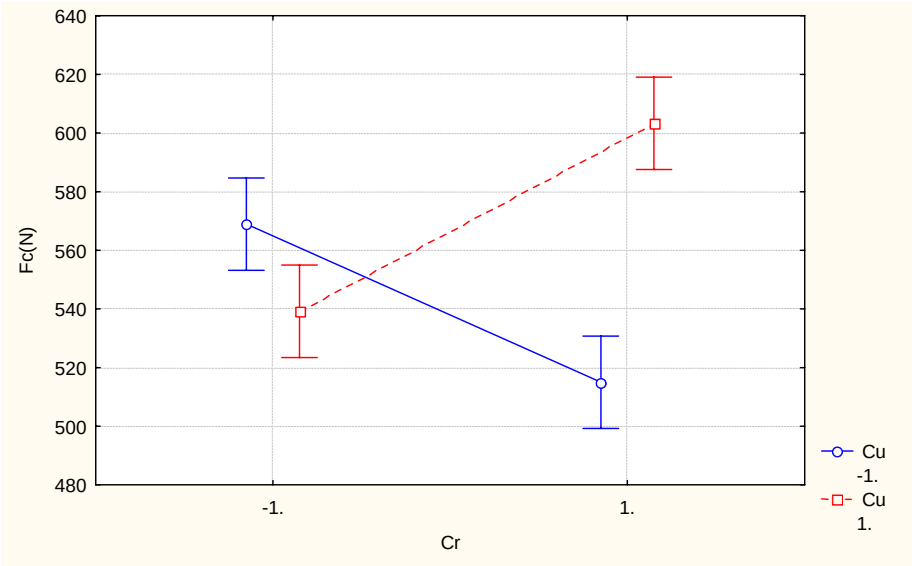


Figura 4.62 - Efeito médio da interação entre cromo e cobre sobre a força de corte na região de altas velocidades de corte

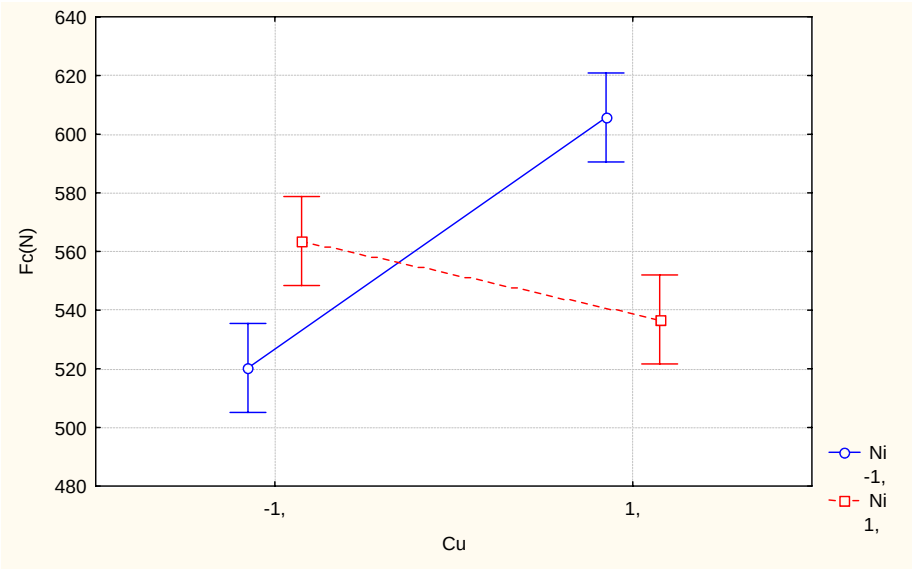


Figura 4.63 - Efeito médio da interação entre cobre e níquel sobre a força de corte na região de altas velocidades de corte

O cobre foi o único elemento residual analisado que apresentou efeito significativo sobre a força de corte (Fig. 4.64). Tal fato também havia ocorrido na região de baixas velocidades de corte. O efeito do cobre está de acordo com o esperado, ou seja, um aumento da quantidade de cobre provoca aumento na força de corte. A explicação é dada pelo aumento da resistência da matriz ferrítica provocada pela maior quantidade de cobre em solução sólida.

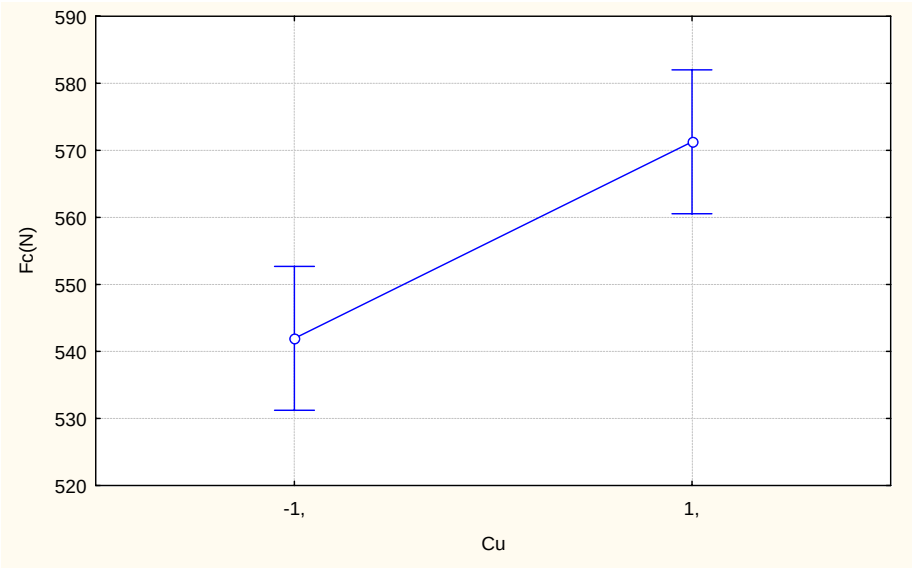


Figura 4.64 - Efeito médio do cobre sobre a força de corte na região de altas velocidades de corte

4.5. Temperatura de usinagem

Não foi possível fazer os ensaios na região de altas velocidades de corte porque a ferramenta usada (aço rápido) não resistiu às condições de corte empregadas.

Os resultados dos ensaios de temperatura de corte em baixas velocidades, com os respectivos fatores e interações, estão mostrados na Tab. 4.13.

Tabela 4.13 - Estimativa dos efeitos para temperatura de usinagem na região de baixas velocidades de corte

Fator	Efeito (°C)	t (42)	p	Erro padrão (°C)
Média	**534,5**	**104,4440**	**0,0000**	**± 5,12**
Cr	**109,3**	**10,6816**	**0,0000**	**± 10,24**
Ni	**-72,5**	**-7,0865**	**0,0000**	**± 10,24**
Cu	**-110,8**	**-108247**	**0,0000**	**± 10,24**
v_c	**122,9**	**12,0115**	**0,0000**	**± 10,24**
f	**28,9**	**2,8199**	**0,0073**	**± 10,24**
a_p	8,6	0,8558	0,3970	± 10,24
Cr x Ni	**37,4**	**3,6578**	**0,0007**	**± 10,24**
Cr x Cu	**21,8**	**2,1260**	**0,0394**	**± 10,24**
Cr x v_c	6,1	0,5912	0,5575	± 10,24
Cr x f	11,6	1,1331	0,2636	± 10,24
Cr x a_p	0,2	0,0174	0,9861	± 10,24
Ni x Cu	**85,3**	**8,3365**	**0,0000**	**± 10,24**
Ni x v_c	-11,0	-1,0707	0,2904	± 10,24
Ni x a_p	-6,3	-0,6202	0,5384	± 10,24
Ni x f	4,6	0,4449	0,6587	± 10,24
Cu x v_c	4,0	0,3936	0,6959	± 10,24
Cu x f	-4,4	-0,4269	0,6716	± 10,24
Cu x a_p	**21,2**	**2,0700**	**0,0446**	**± 10,24**
v_c x f	9,1	0,8851	0,3811	± 10,24
v_c x a_p	3,4	0,3297	0,7433	± 10,24
f x a_p	-13,5	-1,3141	0,1960	± 10,24
Desvio padrão = 124,1956 $(°C)^2$				

A velocidade de corte é o mais significativo dos efeitos, sendo que a mudança do nível -1 para o nível +1 provoca um aumento médio de 122,9 °C na temperatura de usinagem (Fig. 4.65). A velocidade de corte tem relação direta com a taxa de deformação desenvolvida nos processos de usinagem. Maiores velocidades de corte implicam em maiores taxas de deformação e maior geração de calor. Maior calor gerado implica em aumento da temperatura de usinagem.

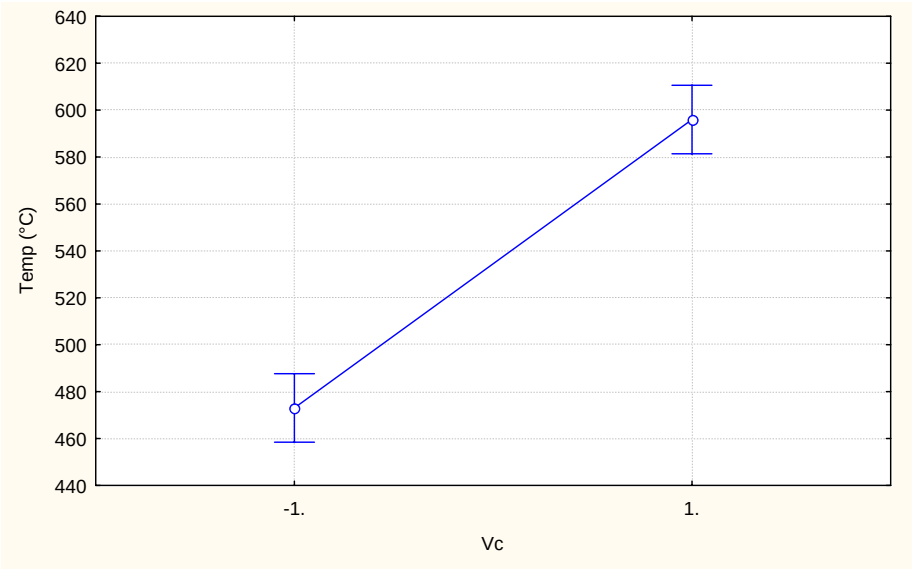


Figura 4.65 - Efeito médio da velocidade de corte sobre a temperatura de usinagem na região de baixas velocidades de corte

O aumento do avanço também provoca aumento significativo da temperatura de usinagem (média de 28,9 °C), Fig. 4.66. No entanto, sua influência é menor que a velocidade de corte (TRENT; WRIGTH, 2000) (FERRARESI, 1977).

O aumento do nível de cobre de -1 para +1 reduz a temperatura de usinagem, em média, em 110,8 °C (Fig. 4.67). É o mais significativo efeito dos elementos residuais. Como a temperatura de usinagem é medida indiretamente pela força eletromotriz entre a junção quente (contato ferramenta-cavaco-peça) e junção fria (água a 0°C), supõe-se que o cobre teria um efeito marcante sobre as propriedades de condutividade elétrica dos aços (mesmo em pequenas quantidades). Este efeito explicaria porque o aumento do teor de cobre diminui a temperatura de usinagem.

O mesmo raciocínio se aplica aos efeitos do cromo (Fig. 4.68) e do níquel (Fig. 4.69).

Os efeitos significativos das interações dos níveis dos elementos residuais (figs. 4.70 a 4.72) seriam resultados da interação cruzada destes efeitos sobre a condutividade elétrica do aço.

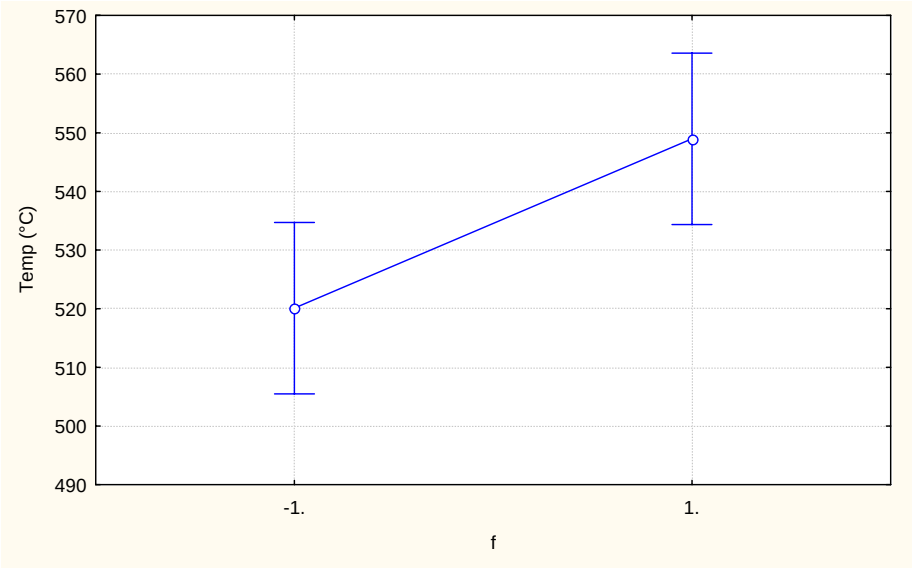


Figura 4.66 - Efeito médio do avanço sobre a temperatura de usinagem na região de baixas velocidades de corte

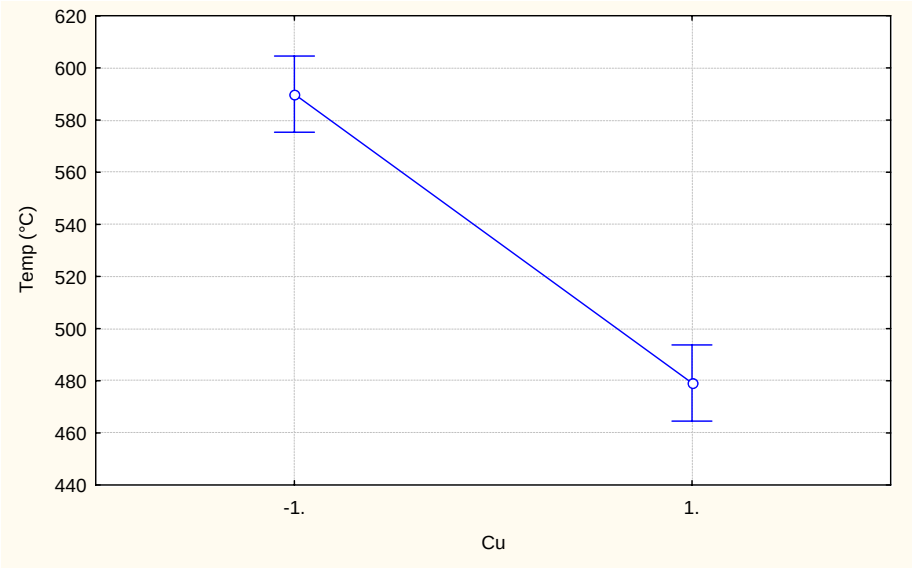


Figura 4.67 - Efeito médio do cobre sobre a temperatura de usinagem na região de baixas velocidades de corte

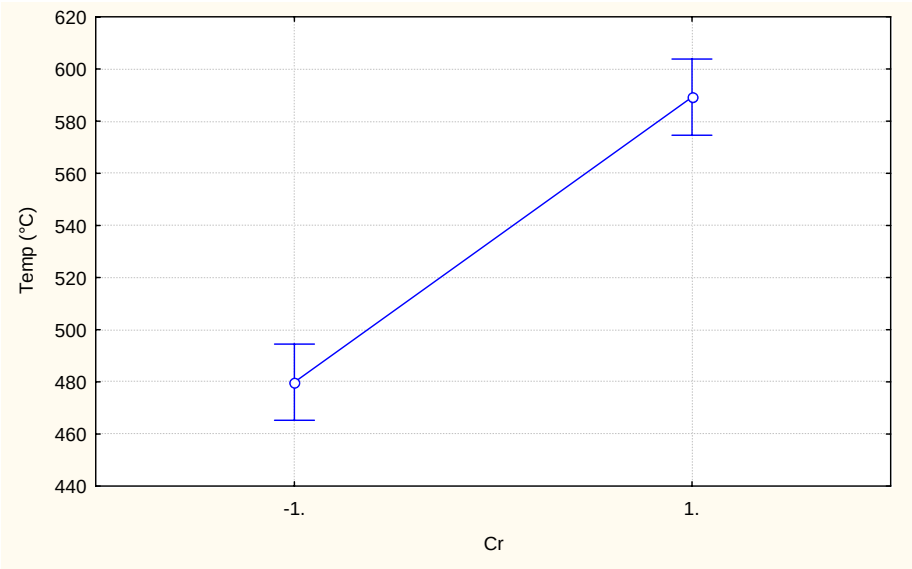


Figura 4.68 - Efeito médio do cromo sobre a temperatura de usinagem na região de baixas velocidades de corte

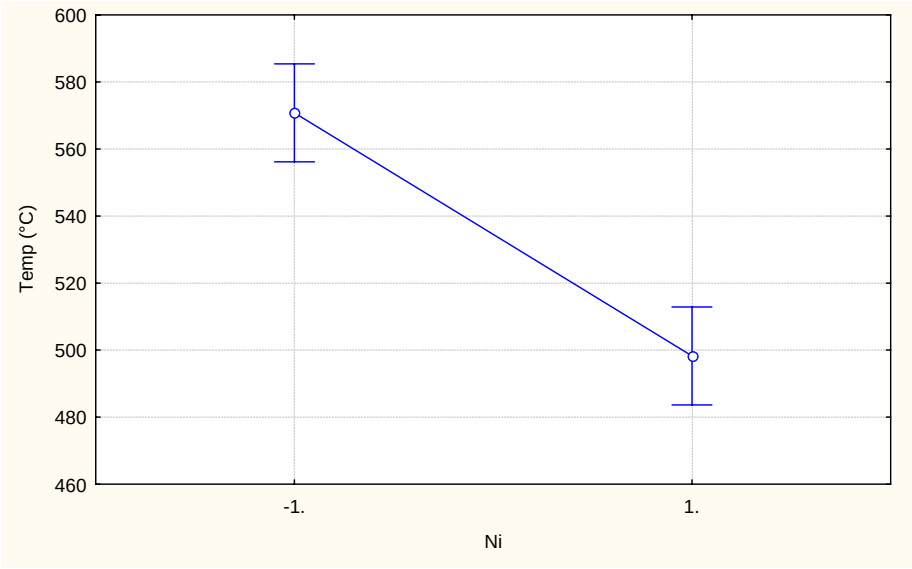


Figura 4.69 - Efeito médio do níquel sobre a temperatura de usinagem na região de baixas velocidades de corte

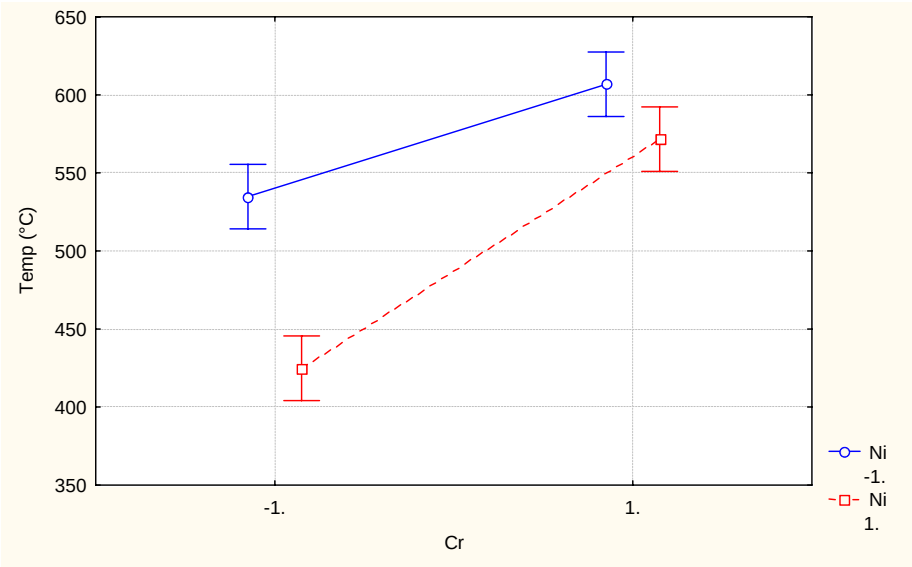


Figura 4.70 - Efeito médio da interação entre cromo e níquel sobre a temperatura de usinagem na região de baixas velocidades de corte

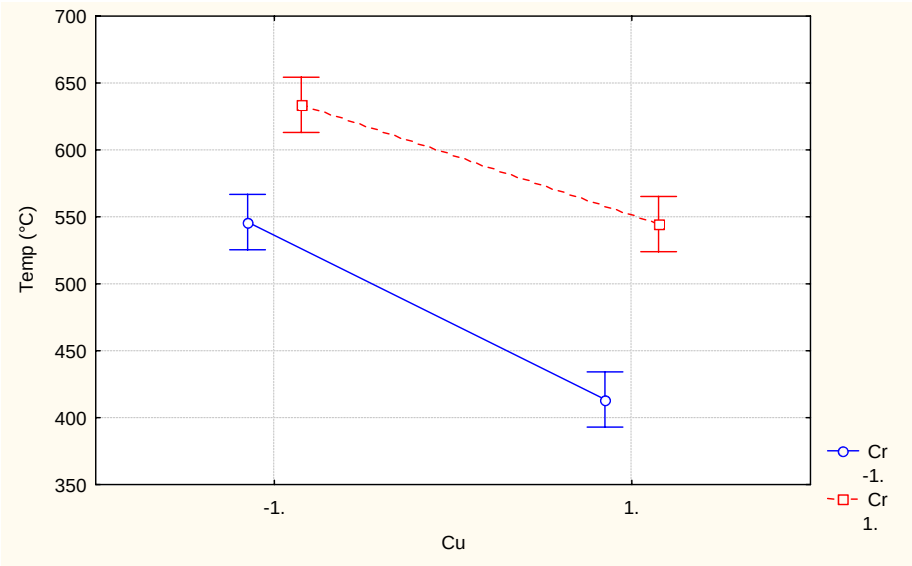


Figura 4.71 - Efeito médio da interação entre cobre e cromo sobre a temperatura de usinagem na região de baixas velocidades de corte

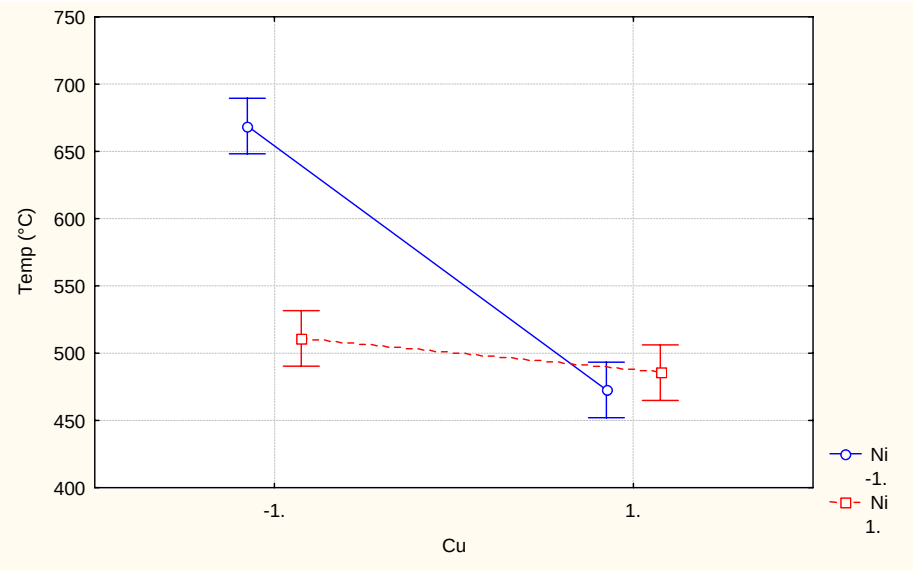


Figura 4.72 - Efeito médio da interação entre cobre e níquel sobre a temperatura de usinagem na região de baixas velocidades de corte

A interação entre o cobre e a profundidade de corte também se mostrou significativa (figura 4.73). Este fato poderia ser explicado pelo fato da profundidade de corte alterar a área da seção de corte, com uma influência direta sobre a densidade de energia gerada.

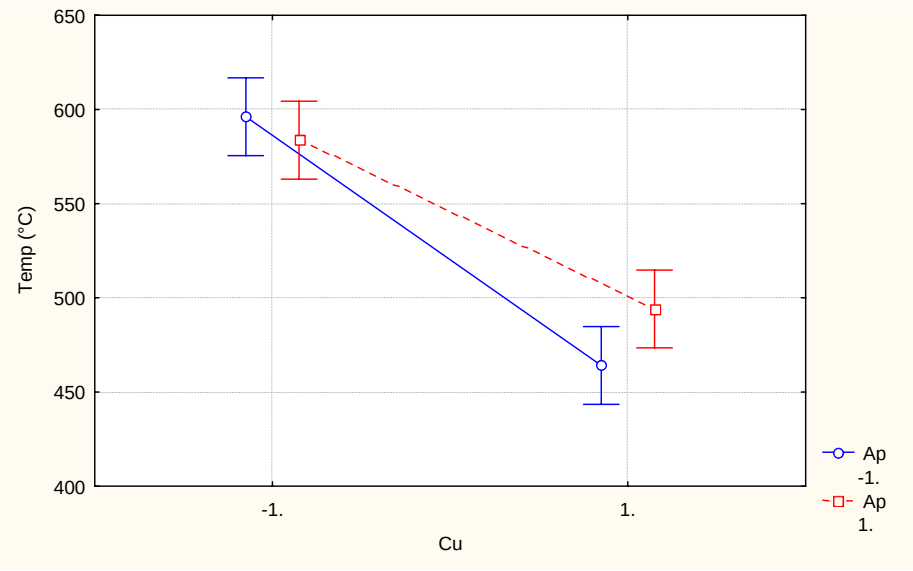


Figura 4.73 - Efeito médio do cobre sobre a temperatura de usinagem na região de baixas velocidades de corte

4.6. Análise das condições de interface (*quick-stop*)

A análise das condições da interface ferramenta-cavaco foi feita através de uma série de imagens com aumentos e técnicas diferentes que visando servir de base para explicação dos outros resultados.

4.6.1. Influência do revestimento da ferramenta em diferentes velocidades de corte

As Figs. 4.74 e 4.75 comparam a influência do revestimento da ferramenta sobre as condições de aderência na velocidade de 35 m/min. Ferramentas não revestidas (Fig. 4.74) apresentam maior aderência de material da peça. O mapeamento de manganês e enxofre (feito por análise de EDS) mostra que o sulfeto de manganês está presente na interface. A menor aderência ocorrida na ferramenta revestida deve-se ao menor coeficiente de atrito do nitreto de titânio.

Com 88 m/min a ferramenta sem revestimento (Fig. 4.76) também apresenta nível de aderência maior que a não revestida (figura 4.77). Como também ocorreu a 35 m/min, a presença do revestimento deslocou a interface para mais perto da aresta de corte. Verifica-se isto pela maior concentração dos elementos manganês e enxofre próximo à região da aresta (Figs. 4.75 e 4.77).

Pela análise das quatro figuras (4.74 a 4.77) verifica-se que, entre as velocidades de corte de 35 e 88 m/min, a área de contato é mais influenciada pela condição da superfície da ferramenta (revestida ou não) do que pela própria velocidade de corte.

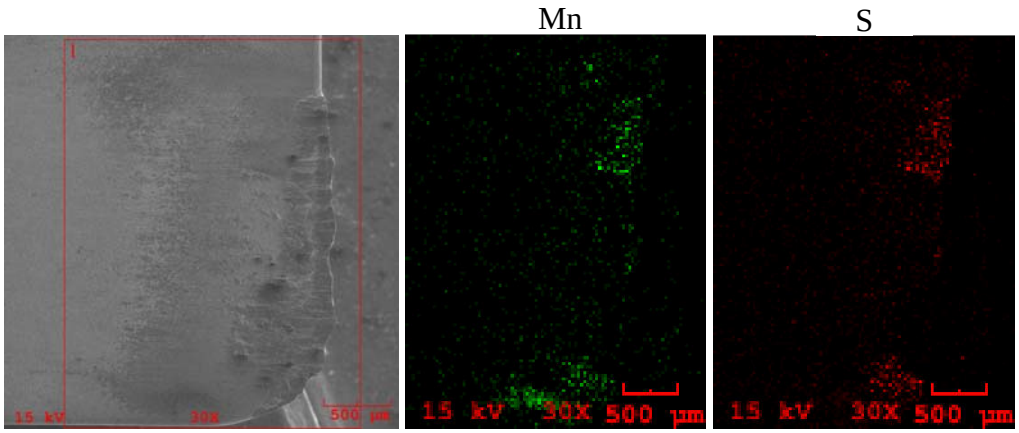


Figura 4.74 - Imagem da ferramenta e mapeamento dos elementos Mn e S. Ferramenta P30 sem revestimento. Material H. v_c = 35 m/min, f = 0,138 mm/rot., a_p = 2 mm

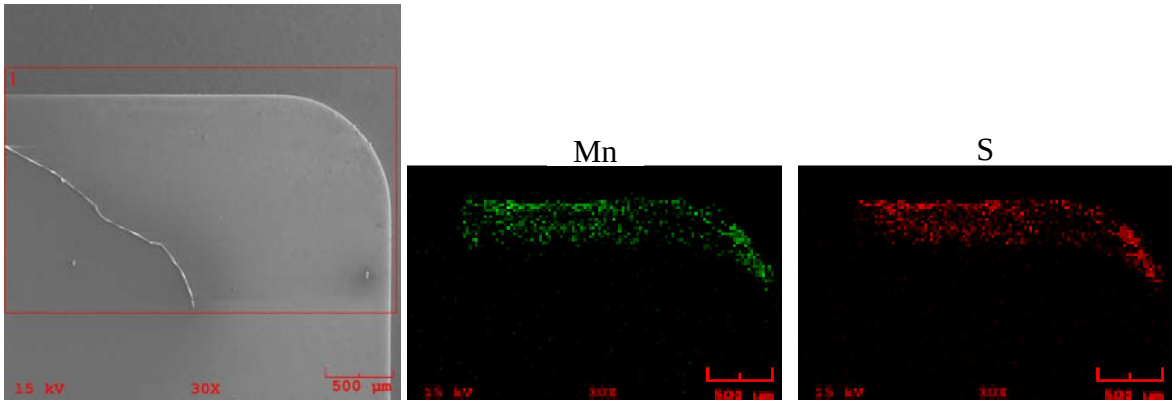


Figura 4.75 - Imagem da ferramenta e mapeamento dos elementos Mn e S. Ferramenta P30 com revestimento de nitreto de titânio (TiN). Material H. v_c = 35 m/min, f = 0,138 mm/rot., a_p = 2 mm

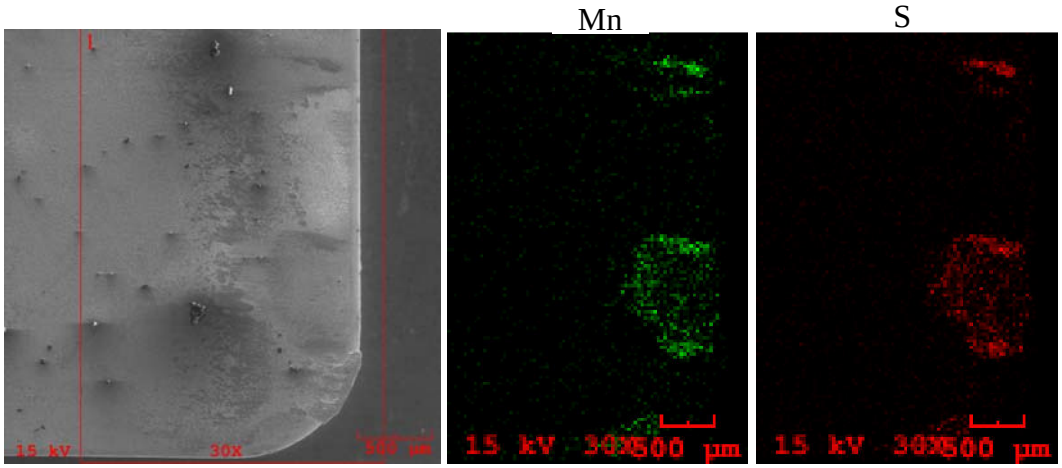


Figura 4.76 - Imagem da ferramenta e mapeamento dos elementos Mn e S. Ferramenta P30 sem revestimento. Material H. v_c = 88 m/min, f = 0,138 mm/rot., a_p = 2 mm

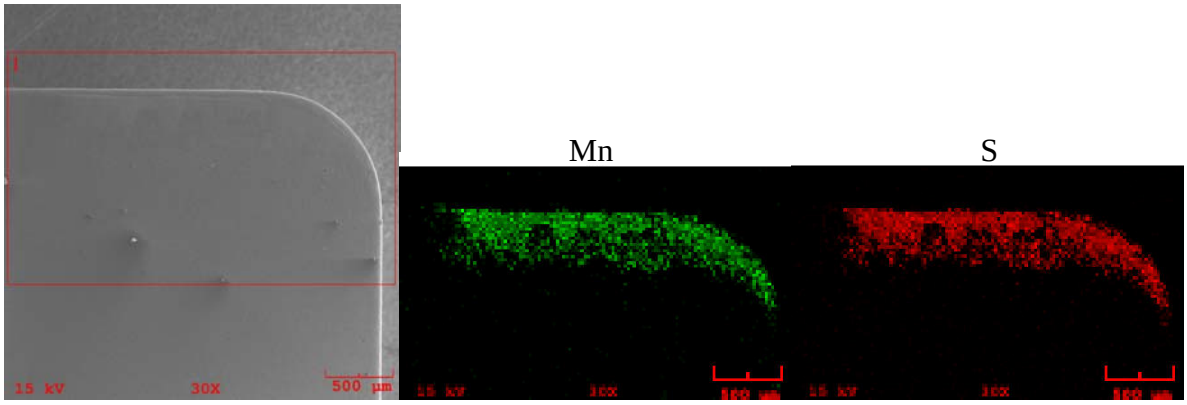


Figura 4.77 - Imagem da ferramenta e mapeamento dos elementos Mn e S. Ferramenta P30 com revestimento de nitreto de titânio (TiN). Material H. v_c = 88 m/min, f = 0,138 mm/rot., a_p = 2 mm

Para as velocidades de corte de 141 e 219 m/min a superfície da região de contato apresenta-se mais lisa para ferramentas revestidas (Figs. 4.78 a 4.81). Em todos os casos, a região de contato é uniforme e próxima à aresta de corte da ferramenta.

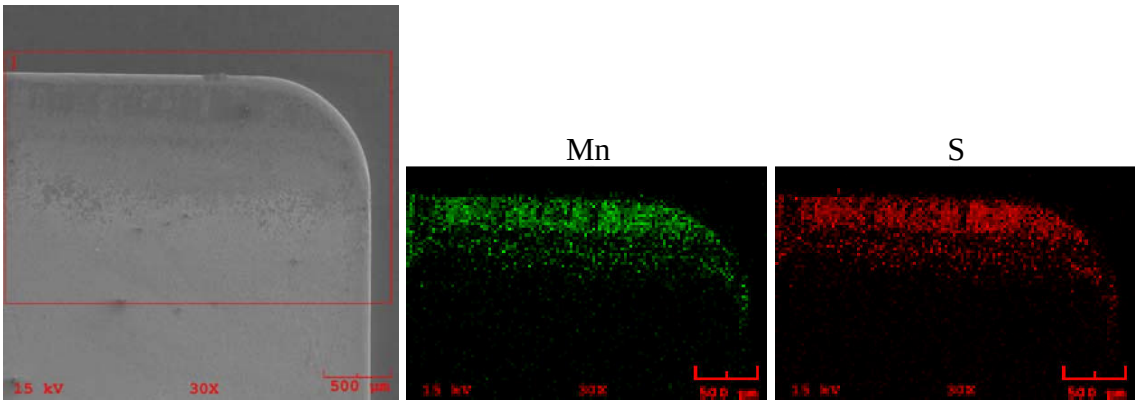


Figura 4.78 - Imagem da ferramenta e mapeamento dos elementos Mn e S. Ferramenta P30 sem revestimento. Material H. v_c = 141 m/min, f = 0,138 mm/rot., a_p = 2 mm

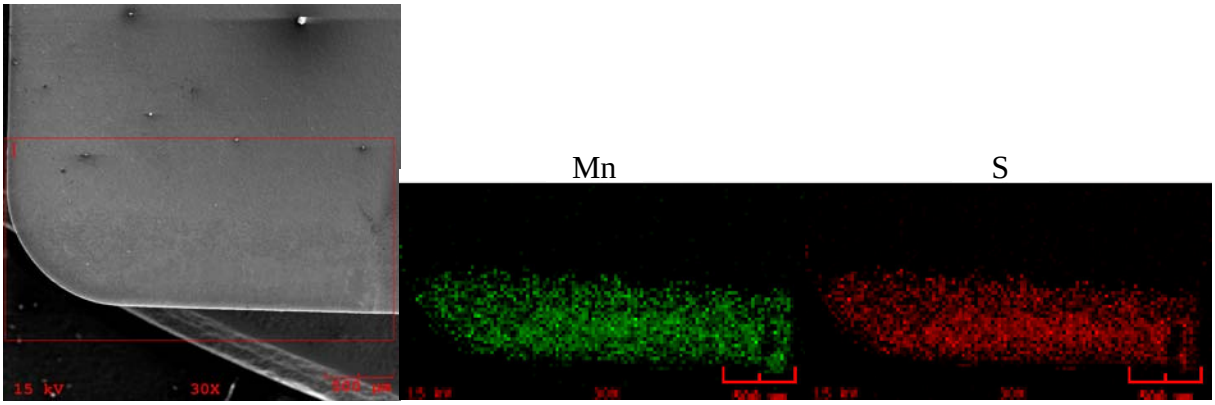


Figura 4.79 - Imagem da ferramenta e mapeamento dos elementos Mn e S. Ferramenta P30 com revestimento de nitreto de titânio (TiN). Material H. v_c = 141 m/min, f = 0,138 mm/rot., a_p = 2 mm

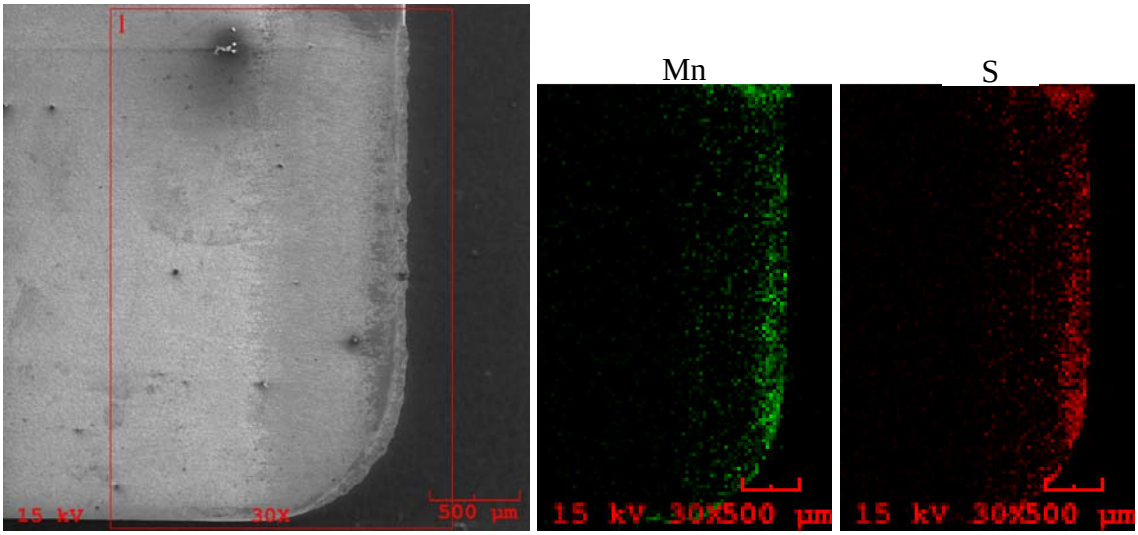


Figura 4.80 - Imagem da ferramenta e mapeamento dos elementos Mn e S. Ferramenta P30 sem revestimento. Material H. v_c = 219 m/min, f = 0,138 mm/rot., a_p = 2 mm

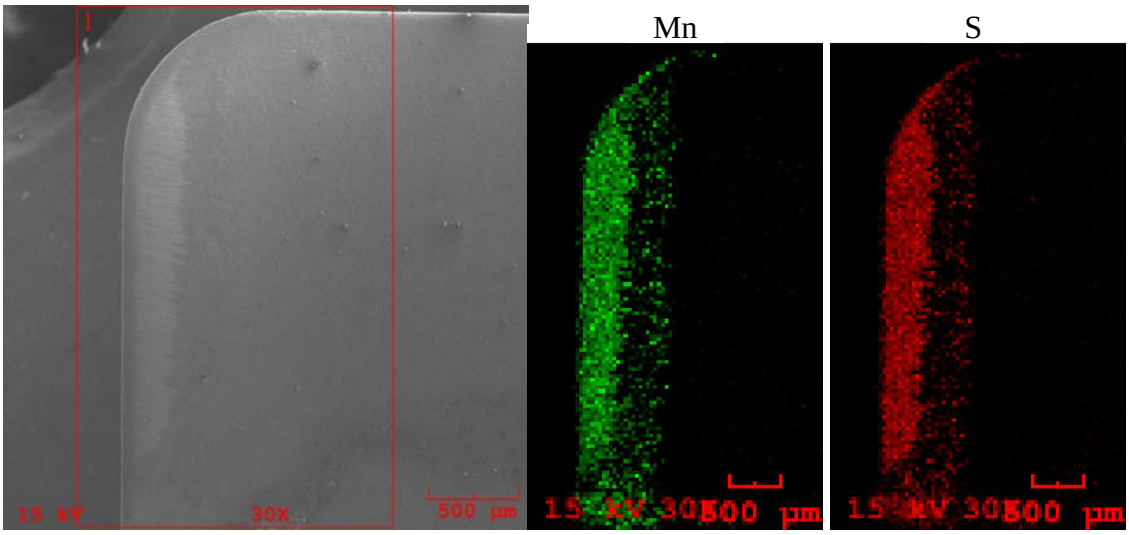
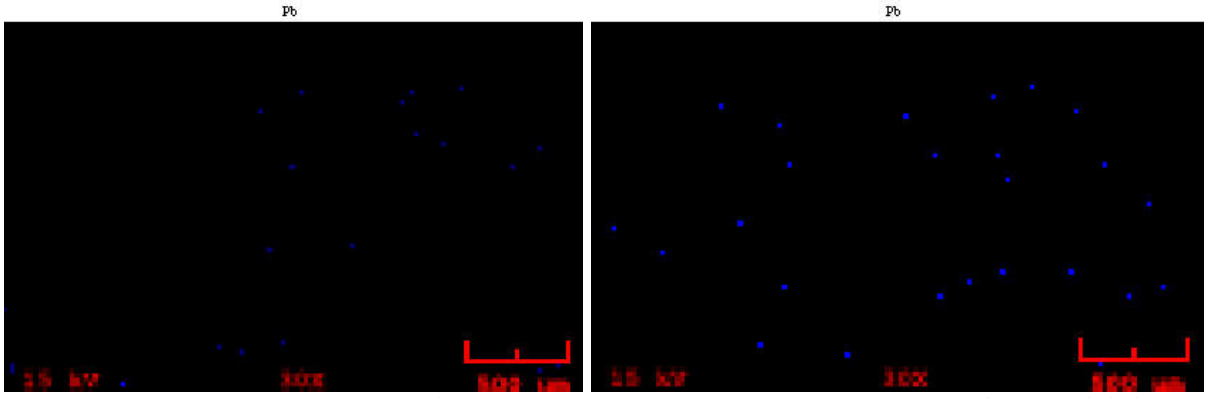


Figura 4.81 - Imagem da ferramenta e mapeamento dos elementos Mn e S. Ferramenta P30 com revestimento de nitreto de titânio (TiN). Material H. v_c = 219 m/min, f = 0,138 mm/rot., a_p = 2 mm.

Para todas as condições ensaiadas verificou-se a presença de manganês e enxofre na região de contato evidenciando a película formada pelo sulfeto de manganês que, como visto na revisão bibliográfica, tem a função de melhorar a usinabilidade.

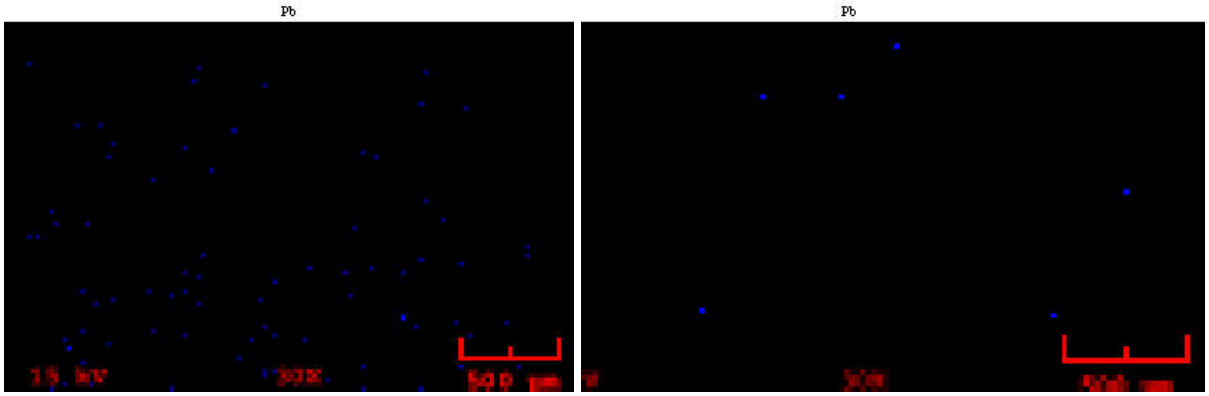
Já a presença do chumbo foi detectada em quantidades muito pequenas como evidenciam as Figs. 4.82 e 4.83.



Ferramenta P30 com revestimento (TiN). Material H. v_c = 35 m/min, f = 0,138 mm/rot., a_p = 2 mm.

Ferramenta P30 com revestimento (TiN). Material H. v_c = 88 m/min, f = 0,138 mm/rot., a_p = 2 mm.

Figura 4.82 - Mapeamento da distribuição de chumbo (pontos azuis) na região de contato



Revestida

Sem revestimento

Figura 4.83 -Mapeamento da distribuição de chumbo (pontos azuis) na região de contato. Ferramenta P30. Material H. v_c = 141 m/min, f = 0,138 mm/rot., a_p = 2 mm

Em resumo:

- As ferramentas sem revestimento apresentam maior aderência de material da peça principalmente nas velocidades de corte de 35 e 88 m/min;
- Existe sulfeto de manganês associado à região de interface ferramenta-cavaco;
- Nas ferramentas revestidas a região de interface é mais próxima à aresta de corte;
- A quantidade de chumbo encontrada na interface é menor que a quantidade de sulfeto de manganês.

4.6.2. Influência do avanço sobre a interface

As Figs. 4.84 e 4.85 comparam a influência do avanço da ferramenta sobre interface ferramenta-cavaco na velocidade de 88 m/min. O avanço age no sentido de aumentar a área de contato, fato já esperado uma vez que o aumento do avanço leva ao aumento da seção de corte. Estes resultados estão coerentes com o efeito positivo do avanço sobre as forças de corte.

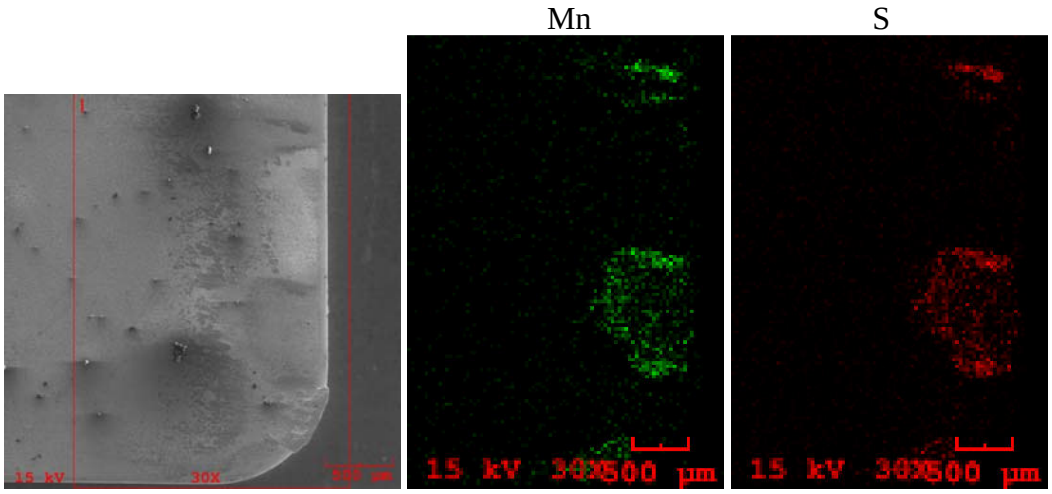


Figura 4.84 - Imagem da ferramenta e mapeamento dos elementos Mn e S. Ferramenta P30 sem revestimento. Material H. v_c = 88 m/min, **f = 0,138 mm/rot.**, a_p = 2 mm

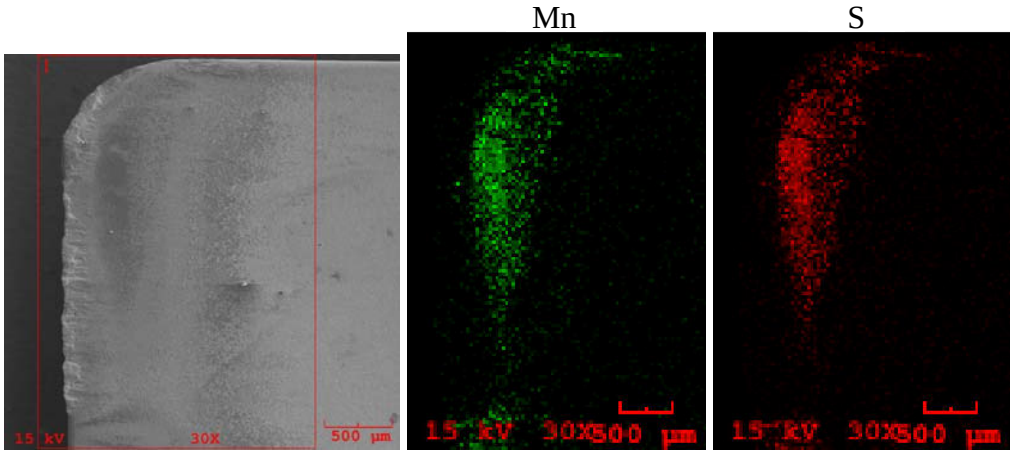


Figura 4.85 - Imagem da ferramenta e mapeamento dos elementos Mn e S. Ferramenta P30 sem revestimento. Material H. v_c = 88 m/min, **f = 0,242 mm/rot.**, a_p = 2 mm

4.6.3. Influência da velocidade de corte sobre a interface

A Fig. 4.86 explicita o comportamento da temperatura com a velocidade de corte para todos os materiais ensaiados e servirá de base para algumas explicações nesta seção. As Figs 4.87 a 4.91 mostram fotos da superfície de saída ferramenta (na região onde provavelmente ocorreu o contato com o cavaco), mostram ainda algumas fotos da raiz do cavaco obtida no MEV.

Entre as velocidades de corte de 4 e 11 m/min, a aderência do material do cavaco na ferramenta é fraca (Fig. 4.87). Nesta região as temperaturas envolvidas são relativamente baixas (Fig. 4.86) e como a aderência depende da pressão e da temperatura, uma das condições necessárias não foi atendida. No entanto, a imagem da raiz do cavaco formada (Fig. 4.87 na velocidade de 4 m/min) sugere a formação de APC que permaneceu solidária à raiz do cavaco.

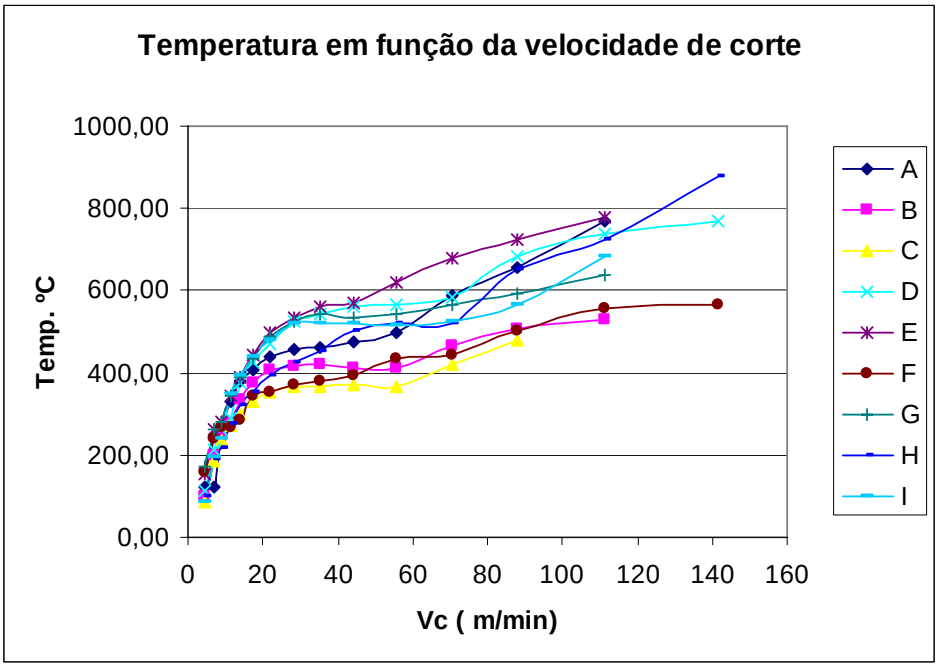


Figura 4.86 - Curva de temperatura de usinagem em função da velocidade de corte para todos os materiais ensaiados (ferramenta de aço rápido conforme item 3.4.4.; f = 0,138 mm/rot.; a_p = 2 mm)

Entre 17 e 70 m/min, inclusive, ocorre maior aderência de material da peça na ferramenta (Figs. 4.88 e 4.89). Desta vez a curva de temperatura (Fig. 4.86) acusa um elevado aumento de temperatura propiciando as condições favoráveis à ocorrência da aderência.

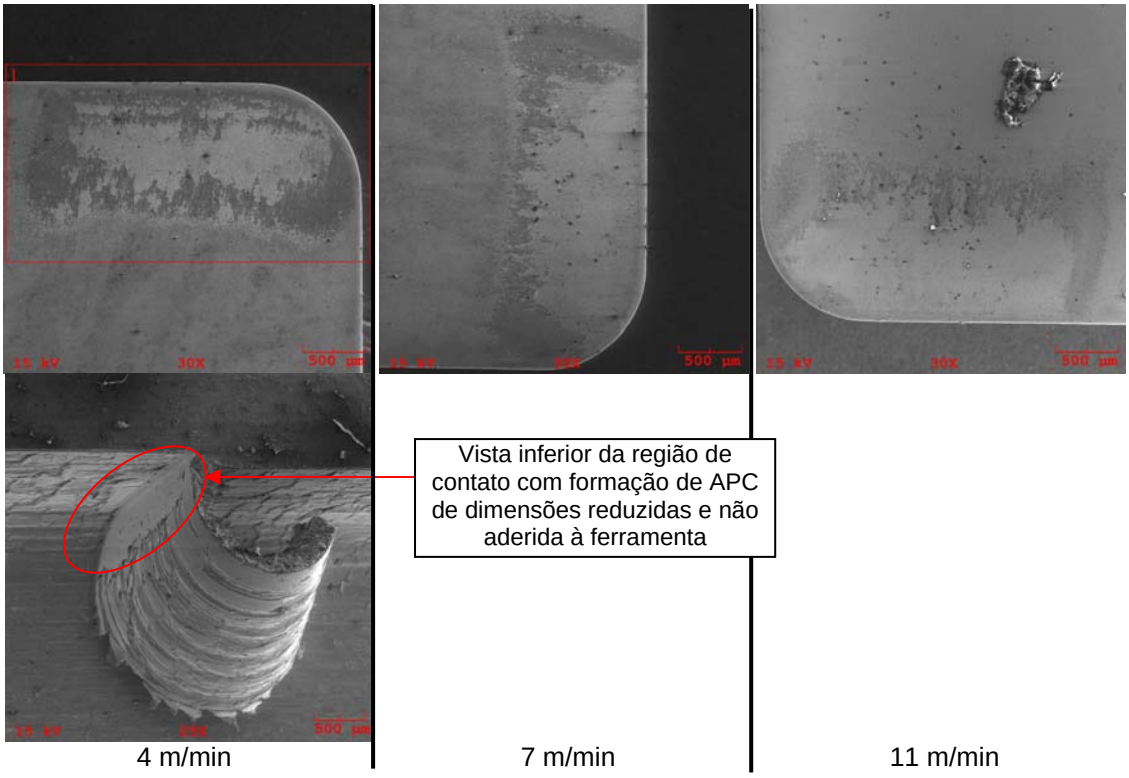


Figura 4.87 - Superfície de saída e raiz do cavaco para diferentes velocidades de corte (ferramenta P30 sem revestimento; Material H; f = 0,138 mm/rot.; a_p = 2 mm)

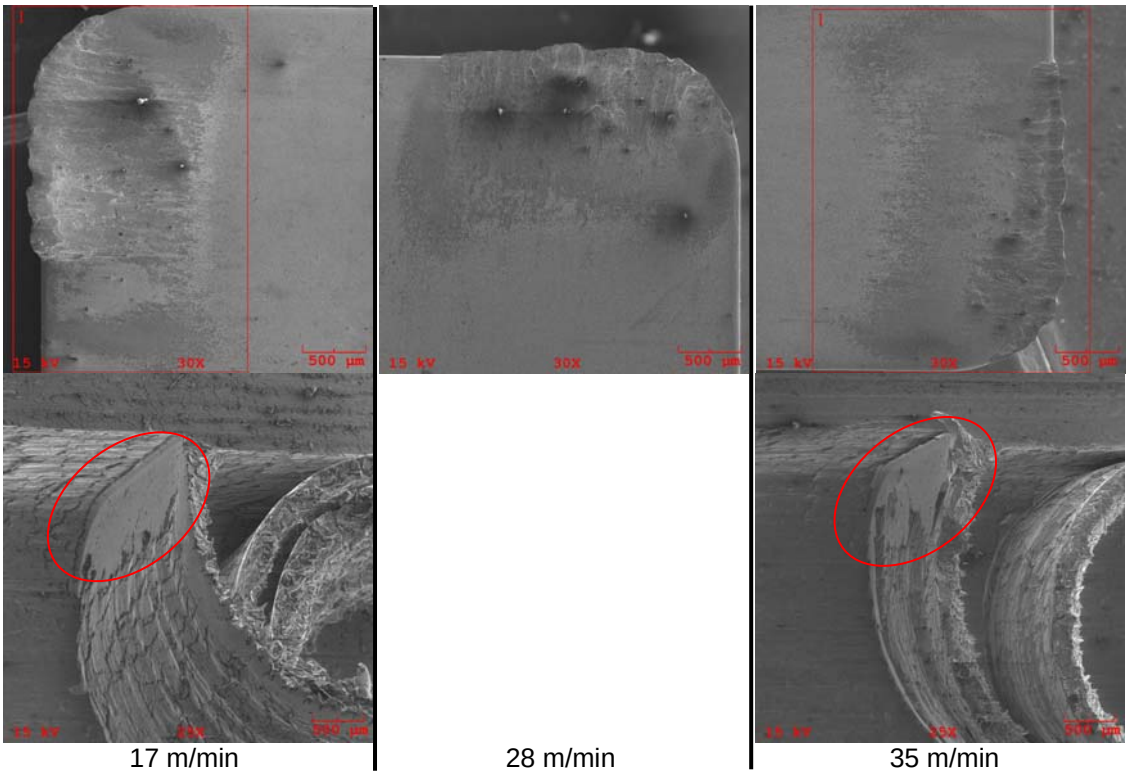
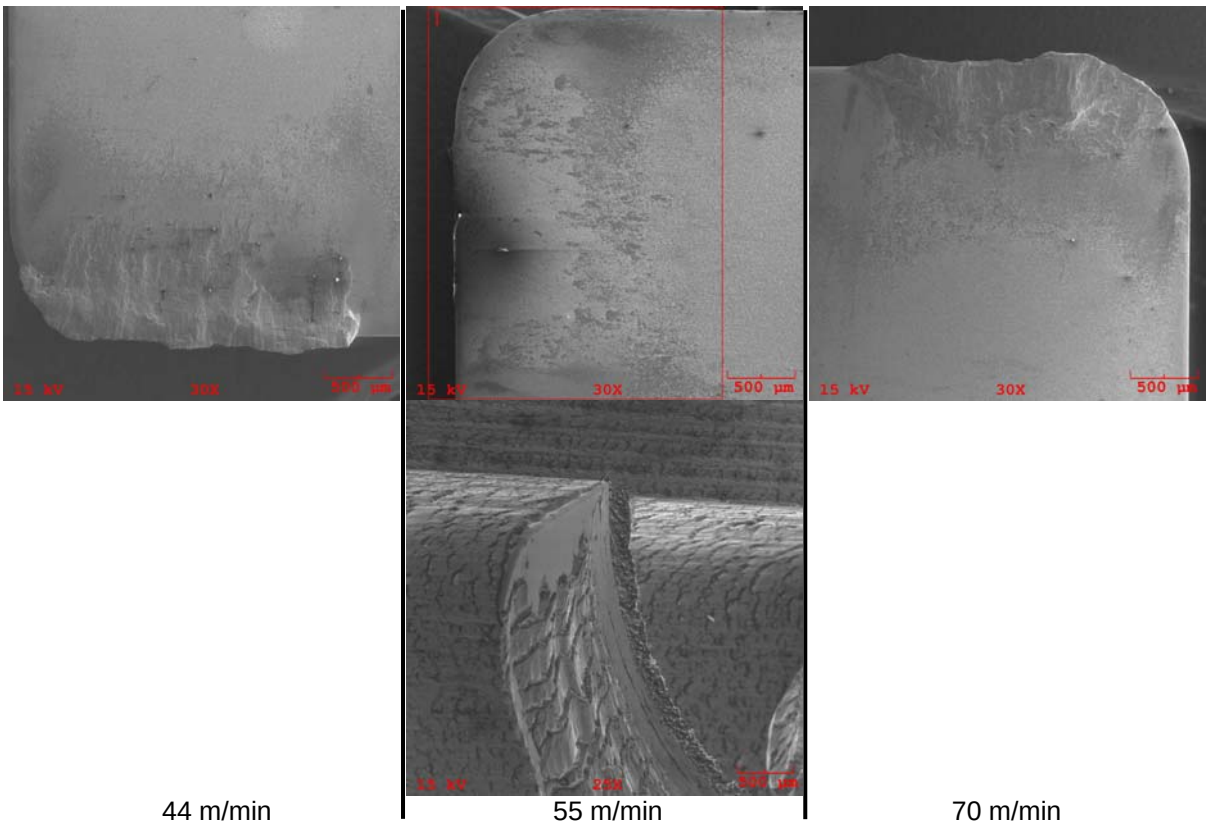


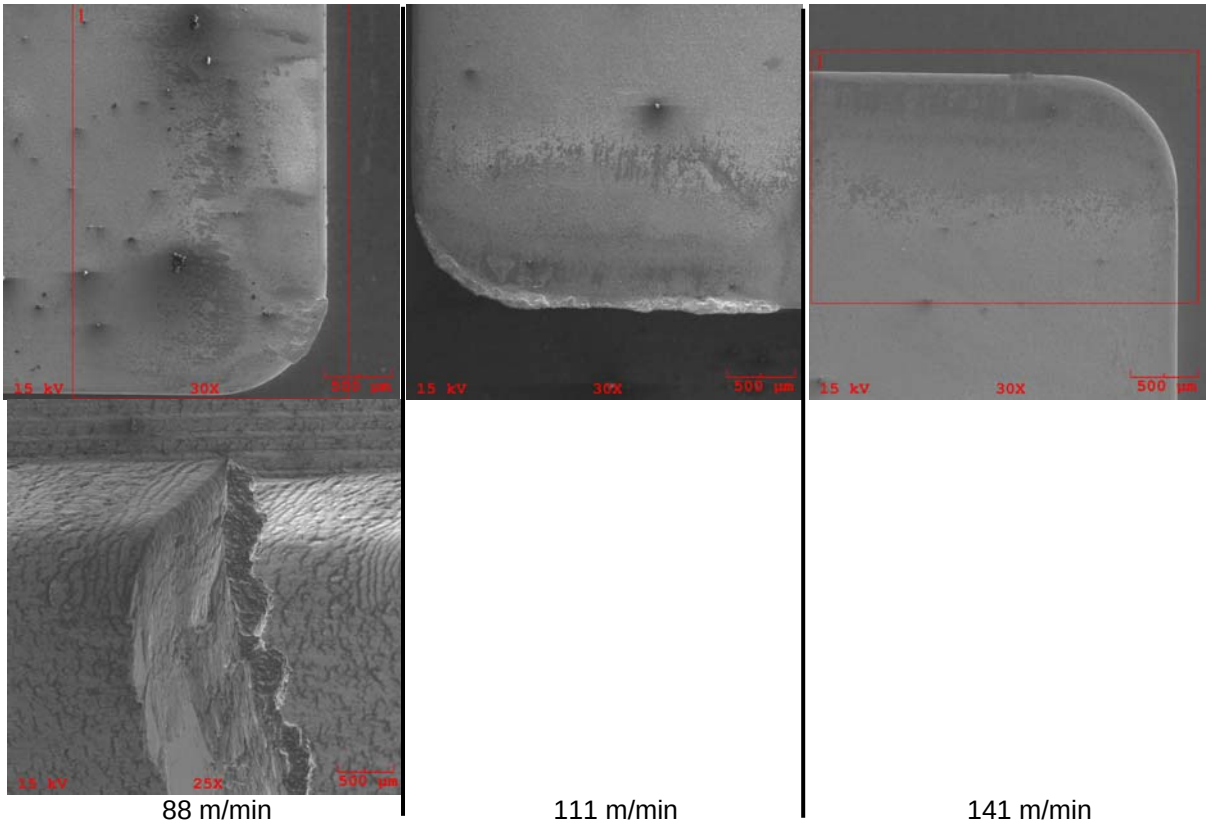
Figura 4.88 - Superfície de saída e raiz do cavaco para diferentes velocidades de corte (ferramenta P30 sem revestimento; Material H; f = 0,138 mm/rot.; a_p = 2 mm)



44 m/min 55 m/min 70 m/min

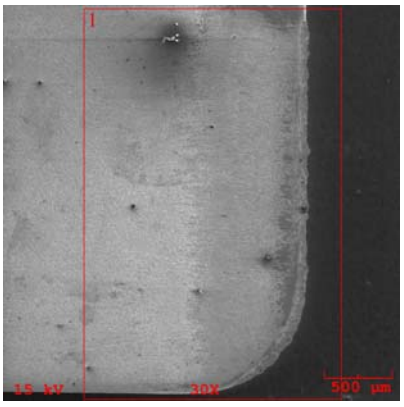
Figura 4.89 - Superfície de saída e raiz do cavaco para diferentes velocidades de corte (ferramenta P30 sem revestimento; Material H; f = 0,138 mm/rot.; a_p = 2 mm)

A partir de 88 m/min a aresta postiça de corte deixa de ser evidente (Figs. 4.90 e 4.91) e a zona de aderência se constitui novamente de uma película de material da peça de pequena espessura aderida à ferramenta (Figs. 4.90 e 4.91). A partir deste valor de velocidade a temperatura de corte do material H ultrapassa os 600 °C. Assim a diminuição da resistência mecânica devido à temperatura é maior que o ganho de resistência proporcionado pelo encruamento e a APC passa a ter tamanhos diminutos ou ser inexistente (TRENT; WRIGHT, 2000).



88 m/min 111 m/min 141 m/min

Figura 4.90 - Superfície de saída e raiz do cavaco para diferentes velocidades de corte (ferramenta P30 sem revestimento; Material H; f = 0,138 mm/rot.; a_p = 2 mm)



v_c = 219 m/min

Figura 4.91 - Superfície de saída da ferramenta (ferramenta P30 sem revestimento; Material H; f = 0,138 mm/rot.; a_p = 2 mm)

Resumindo:

- Até velocidades de corte da ordem de 11 m/min a aderência do material da peça na ferramenta é pequena. A APC, apesar de existir com pequenas dimensões, eventualmente não apresenta forma característica estável, normal às condições de maiores velocidades de corte.

- Entre 17 e 70 m/min o material da peça se adere mais fortemente à ferramenta. As dimensões da APC também aumentam e as temperaturas desenvolvidas estão entre 380 e 580 °C. O balanço entre temperatura e encruamento propicia aderência e aresta postiça de corte estáveis.
- A partir de 88 m/min a quantidade de material aderido à ferramenta diminui muito e as dimensões da APC são bem reduzidas. Isto se deve ao desenvolvimento de temperaturas acima dos 600 °C.

4.6.4. Análise da raiz do cavaco para os diversos materiais

Devido à grande quantidade de materiais ensaiados e a baixa rigidez do dispositivo *quick stop*, estas análises foram feitas apenas para as condições de corte usadas tab. 3.10 para uma profundidade de corte de 2 mm. O avanço foi mantido fixo em 0,138 mm/rot. A partir de 141 m/min foi extremamente difícil obter amostras da raiz do cavaco, sendo este o motivo da falta de algumas imagens nas figs. 4.96 e 4.99.

Em 35 m/min (Fig. 4.92) todos os materiais possuem características semelhantes de formação do cavaco e o mesmo se forma de maneira contínua e com formação de APC. A Fig. 4.93 apresenta micrografias dos aspectos característicos das arestas postiças de corte formadas nesta velocidade. Nela pode ser percebida a deformação imposta pela ferramenta ao cavaco e à própria APC. Os limites da APC estão sempre associados à microtrincas na interface de partículas de segunda fase conforme explanado na revisão bibliográfica. No caso dos materiais analisados, a matriz é a ferrita e as partículas de segunda fase são a perlita e as inclusões de sulfeto de manganês e chumbo.

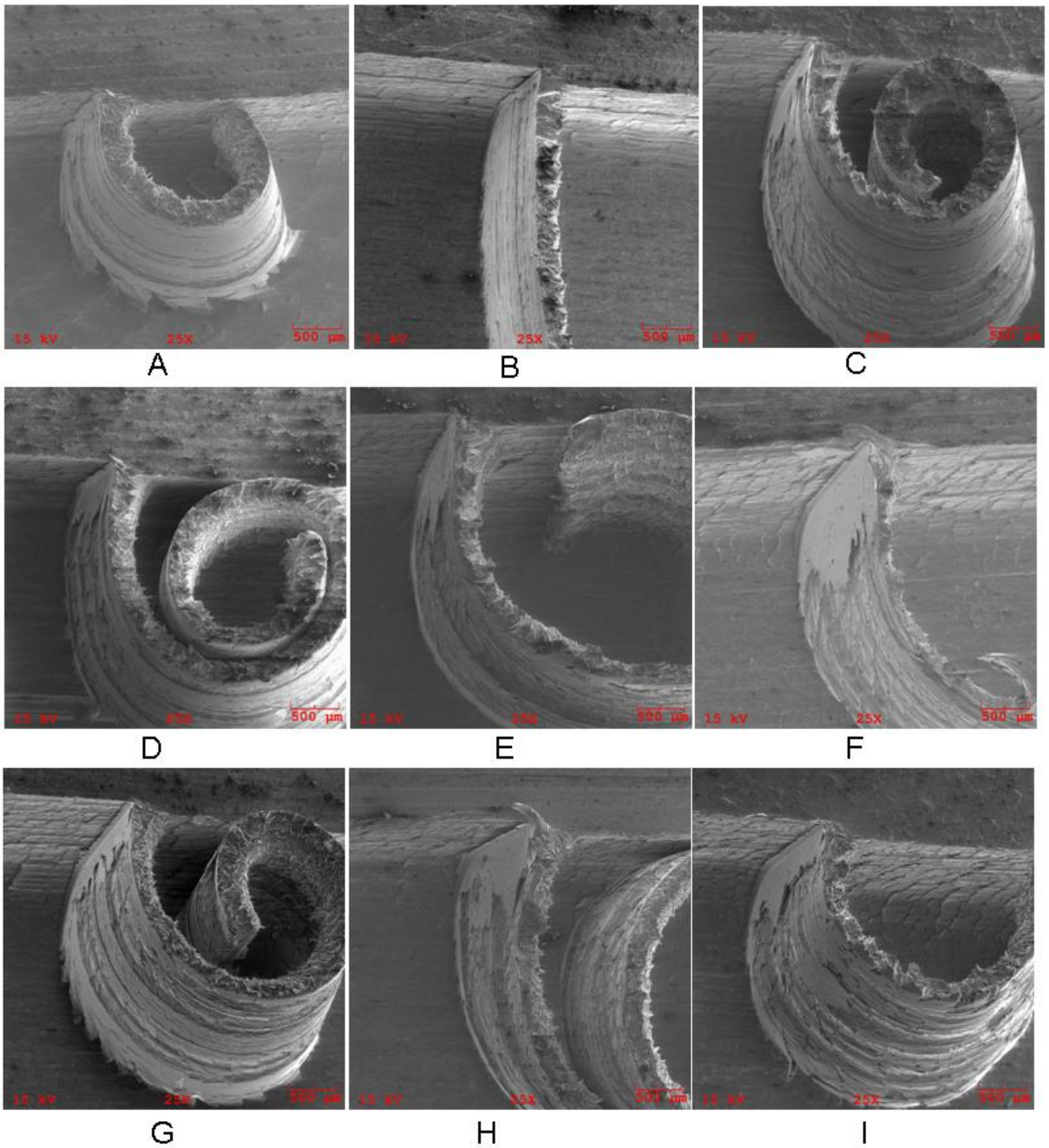


Figura 4.92 - Aspecto da raiz do cavaco para todos os materiais a 35 m/min

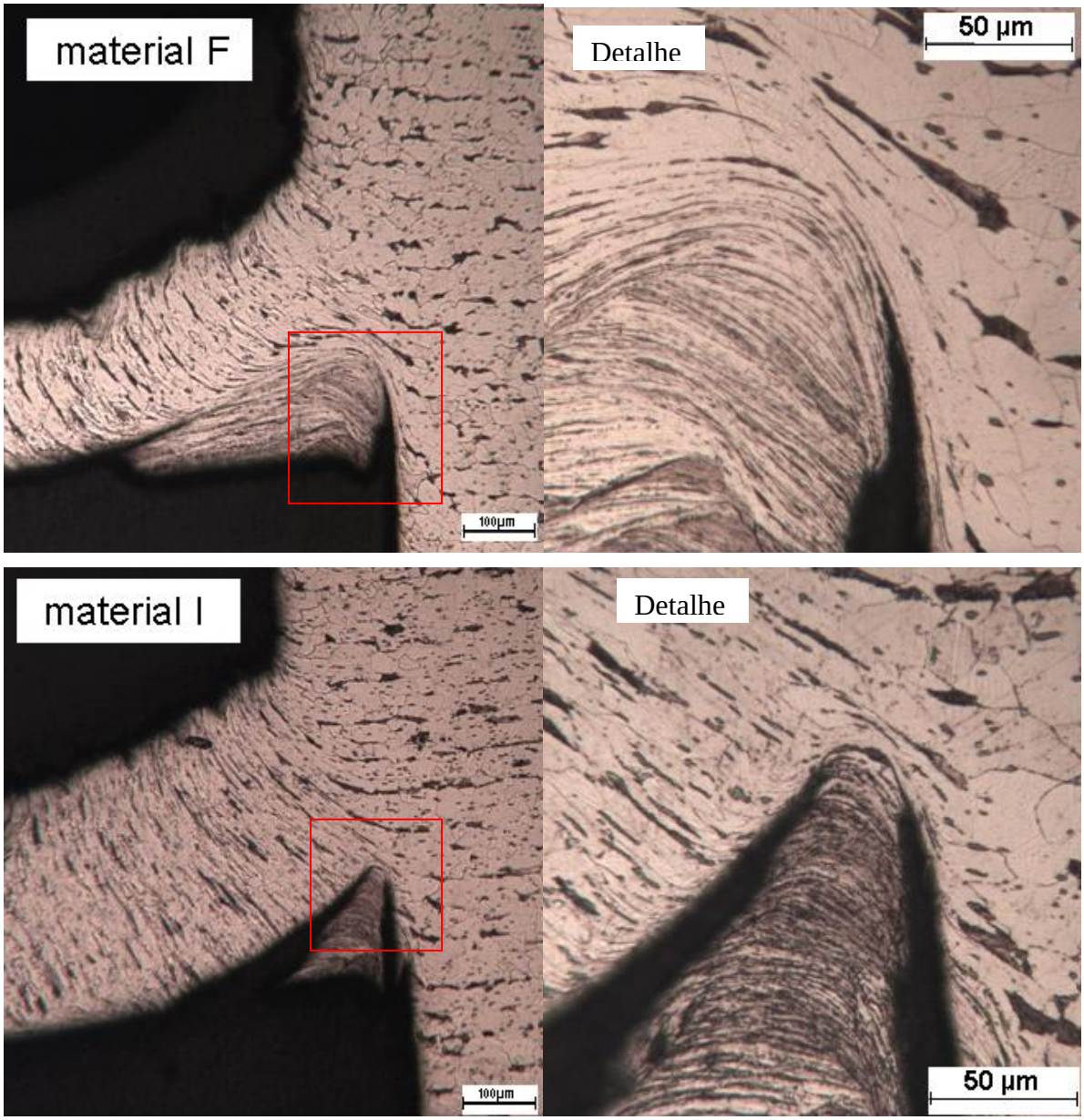


Figura 4.93 - Micrografia da raiz do cavaco mostrando o aspecto característico de APC formada em 35 m/min. Micrografias de perpendiculares à direção de avanço

A partir de 88 m/min (Fig. 4.94) as lamelas de cavaco ficam mais evidentes em função até da diminuição da APC. Também contribui para a formação das lamelas o aumento da vibração ocasionado por maiores velocidades. As dimensões da APC são severamente reduzidas (Fig. 4.95) ficando concentrada na região da aresta de corte da ferramenta.

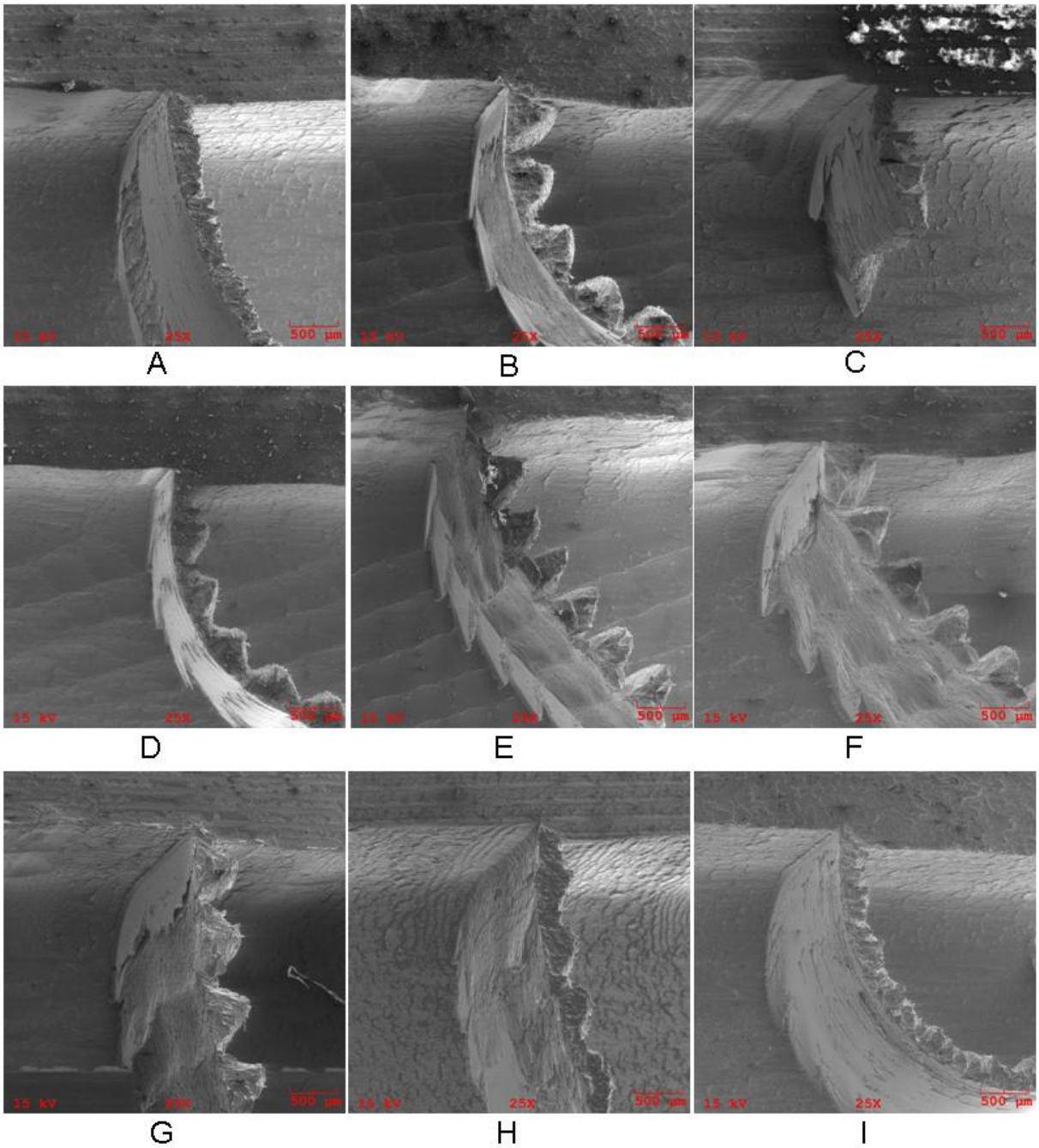


Figura 4.94 - Aspecto da raiz do cavaco para todos os materiais a 88 m/min

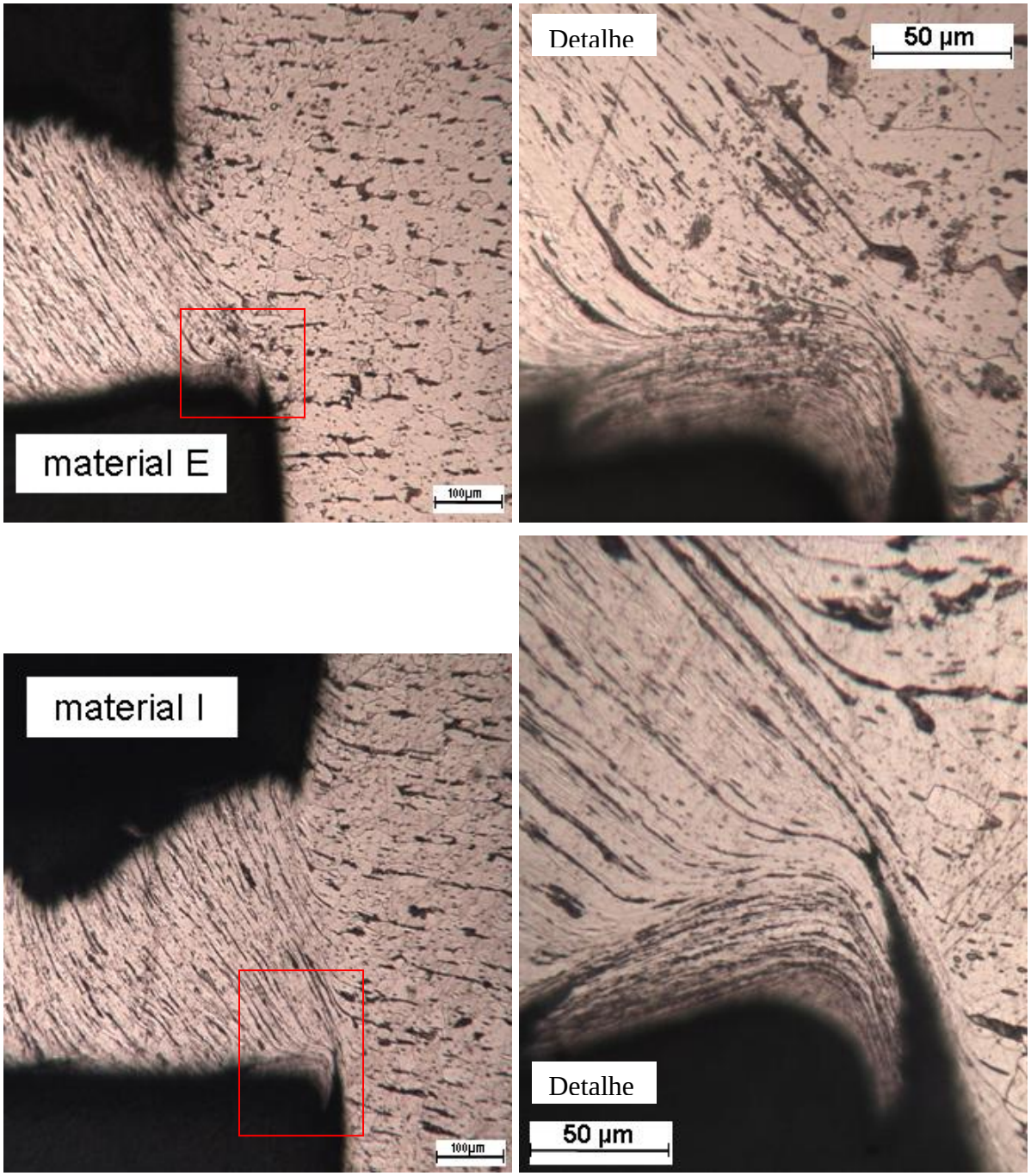


Figura 4.95 - Micrografia da raiz do cavaco mostrando o aspecto característico da raiz do cavaco formada em 88 m/min

Na velocidade de corte de 141 m/min (Fig. 4.96) o aspecto geral do cavaco formado é semelhante ao da velocidade de 88 m/min, porém, a APC é quase inexistente (Fig. 4.97). Nesta velocidade pode ocorrer o aparecimento de pequenas bolhas de material fundido na superfície inferior da raiz do cavaco (Fig. 4.96-I). Análise pontual por EDS (Fig. 4.98) revelou se tratar de carbono com certo percentual de ferro.

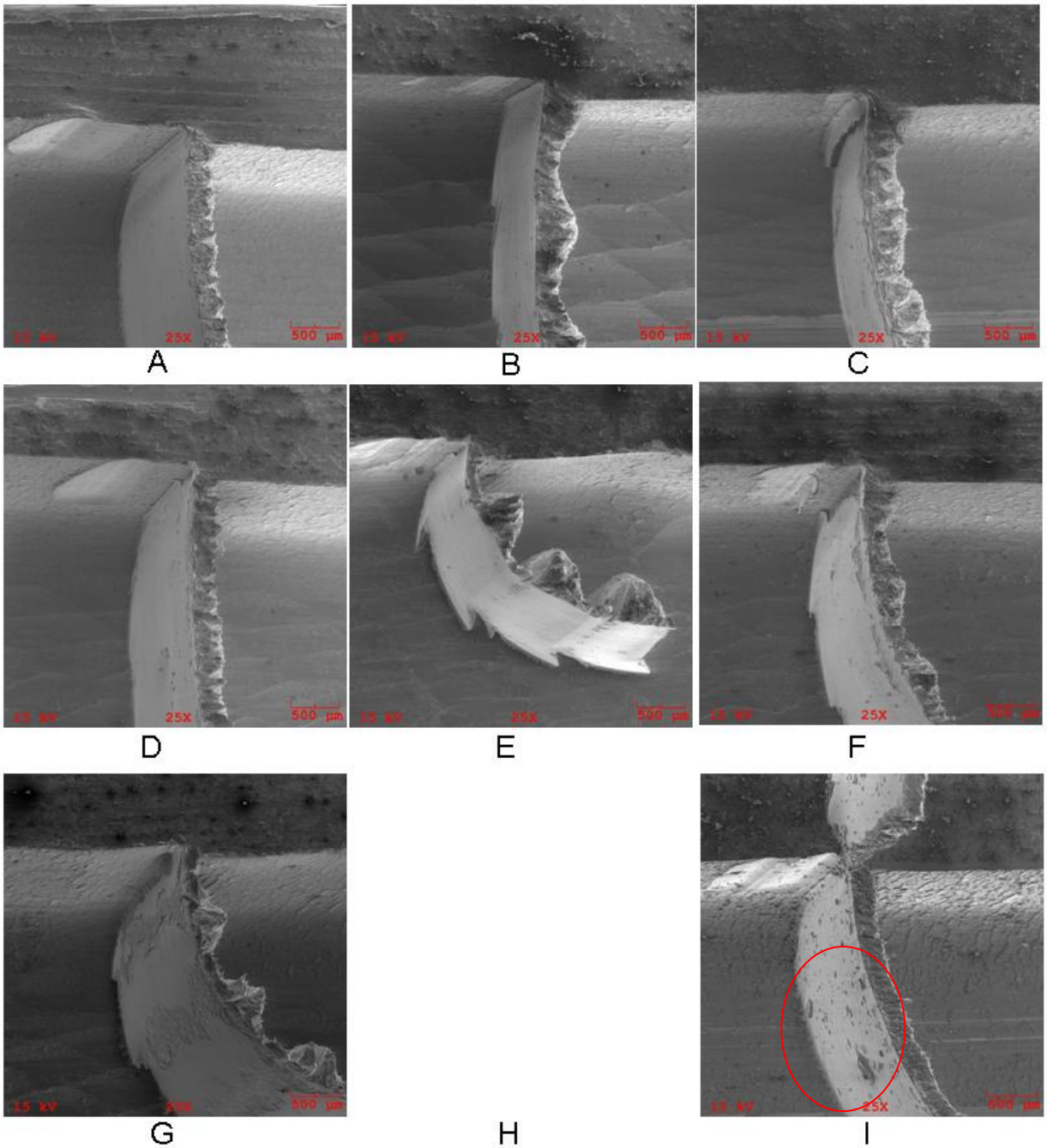


Figura 4.96 – Aspecto da raiz do cavaco para diversos materiais a 141 m/min. Ferramenta sem revestimento

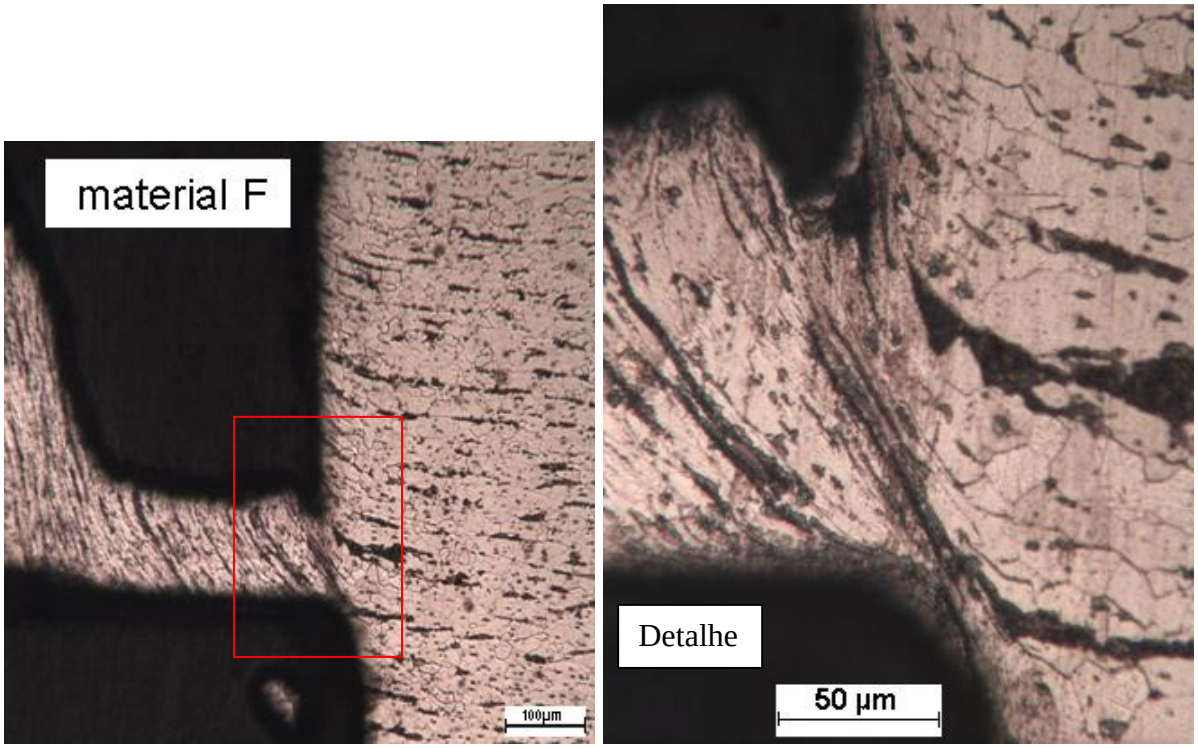


Figura 4.97 – Micrografia da raiz do cavaco formada em 141 m/min

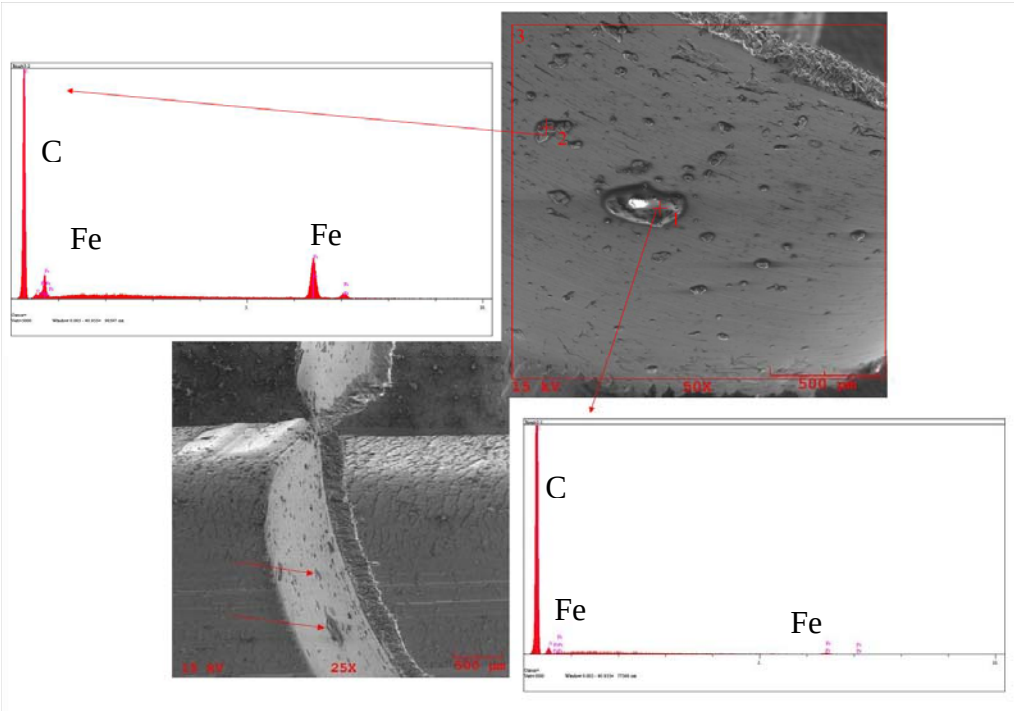


Figura 4.98 - Imagem detalhada da figura 4.96-I com análise pontual por EDS evidenciando que a composição das partículas fundidas é essencialmente carbono (em grande quantidade e ferro)

A 219,9 m/min (Figs. 4.99 e 4.100) a característica da raiz do cavaco também é semelhante a 88 e a 141 m/min. As altas temparaturas envolvidas também provocam o aparecimento de partículas de material fundido conforme pode ser visto na figura 4.99-D.

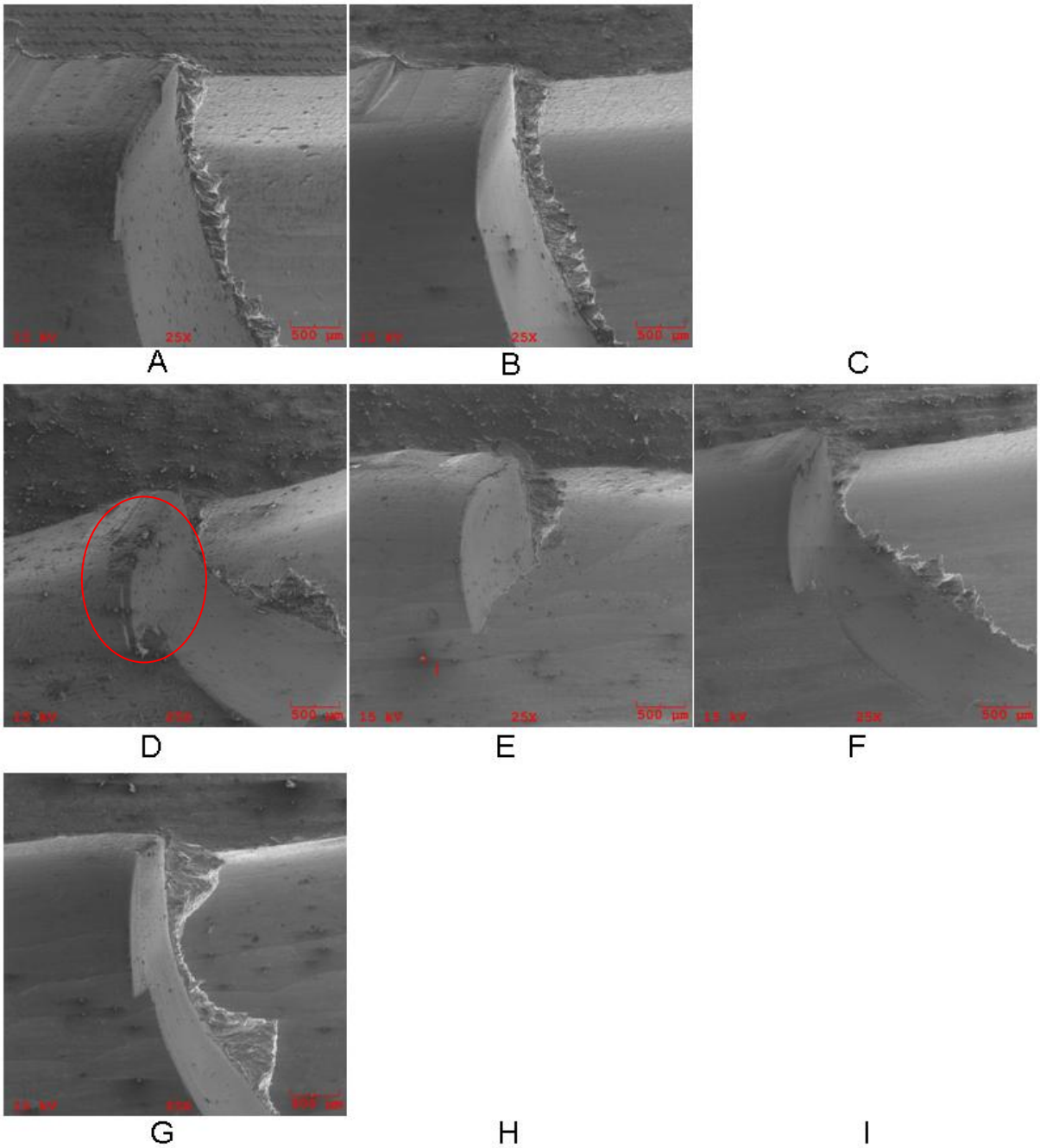


Figura 4.99 - Aspecto da raiz do cavaco para diversos materiais a 219 m/min. Ferramenta sem revestimento

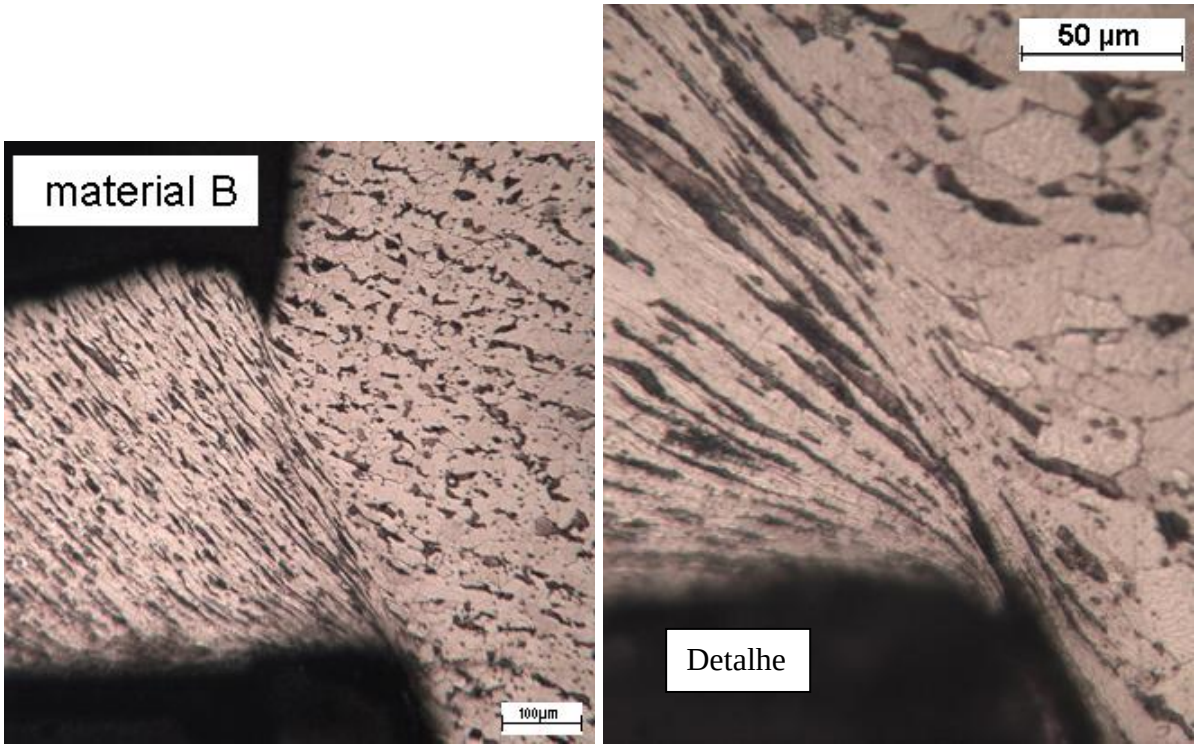


Figura 4.100 – Micrografia da raiz do cavaco formado em 219 m/min

Análise detalhada da figura 4.99-D é apresentada na figura 4.101. As partículas de material fundido de cor clara foram identificadas como chumbo pela análise de EDS. O material escuro envolvendo algumas partículas é o carbono.

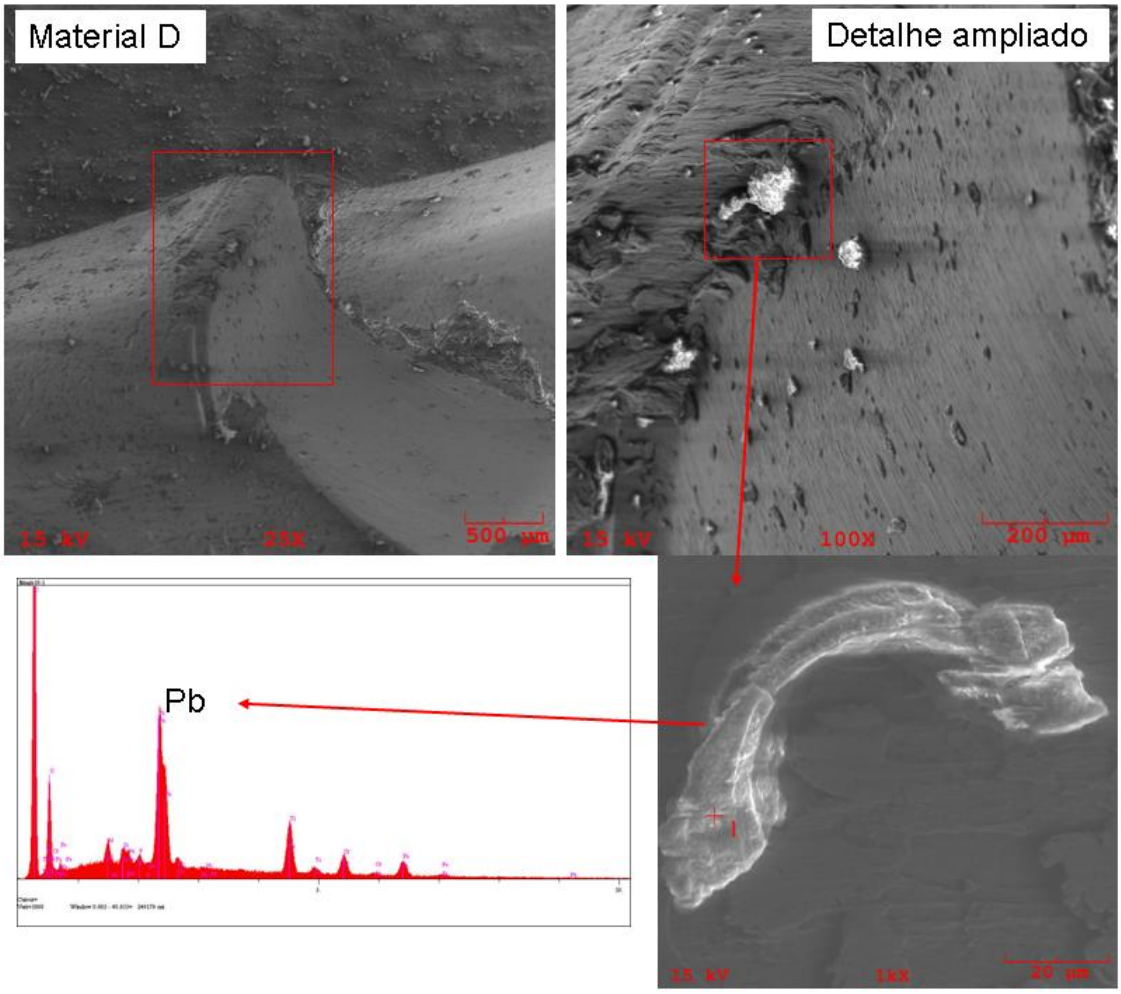


Figura 4.101 - Imagem detalhada da figura 4.99-D com análise pontual por EDS evidenciando que a composição das partículas fundidas é chumbo, carbono e ferro.

Em resumo:

- Em 35 m/min o cavaco se forma de maneira contínua com o aparecimento de APC para todos os materiais. A APC formada tem grande influência sobre a forma da raiz do cavaco e os seus limites são ditados pelas interfaces das partículas de segunda fase.
- Em 88 m/min começa-se a perceber a formação de lamelas nítidas de cavaco parcialmente contínuo. A APC também se forma em algumas situações, porém, suas dimensões são bem reduzidas em comparação com 35 m/min. As microtrincas que originam a APC também estão associadas às interfaces de partículas de segunda fase.
- Em 141 m/min a APC deixa de ocorrer. O cavaco é mais contínuo mas, pode apresentar lamelas bem definidas geradas durante o processo de usinagem.

Apareceram partículas de material fundido que, após análise via EDS foram caracterizadas com compostas essencialmente de carbono e ferro.

- Em 219 m/min a raiz do cavaco têm geometria semelhante à apresentada em 141 m/min. Não há formação de APC. Também há formação de particulado fundido aderido à raiz do cavaco. A análise por EDS dos particulados mais claros revelou se tratar de chumbo proveniente do material da peça.

CAPÍTULO V

CONCLUSÕES

- As influências dos elementos residuais sobre a dureza dos materiais testados, apesar de significativas do ponto de vista estatístico, não são suficientes para explicar qualquer diferença de usinabilidade entre os diversos materiais analisados.
- Os elementos residuais analisados (cromo, níquel e cobre) têm influência sobre o fator de forma, a quantidade de inclusões por unidade de área, e o percentual de área das inclusões. Este efeito é exercido ora pelo elemento isolado e ora através de suas interações.
- Os diferentes níveis de elementos residuais estudados não promoveram alterações significativas na forma dos cavacos obtidos.
- A influência das condições de corte (velocidade, profundidade e avanço) sobre a forma dos cavacos obedeceu ao descrito pela literatura, ou seja: a forma dos cavacos mudou de curta para longa com o aumento da velocidade de corte; de longa para curta com o aumento do avanço e de aproximadamente curta para longa com o aumento da profundiade de corte.
- O aumento do teor de cobre aumenta o grau de recalque do cavaco em baixas velocidades de corte.
- A influência do cromo e do níquel sobre o grau de recalque em baixas velocidades de corte se dá através de suas interações.
- Em altas velocidades o grau de recalque é influenciado pelo avanço e pela interação entre avanço e velocidade de corte. Os elementos residuais influenciam através da interação entre níquel e cromo.

- O avanço e a velocidade de corte têm influência significativa sobre a rugosidade superficial em baixas velocidades de corte. Seus efeitos ocorrem de acordo com o previsto pela literatura, ou seja: o aumento da velocidade de corte provoca uma diminuição da rugosidade; o aumento do avanço provoca aumenta da rugosidade. A profundidade de corte também é significativa e seu aumento provoca uma diminuição da rugosidade.
- Em baixas velocidades de corte o cromo e o níquel influenciam a rugosidade através de sua interação.
- Em altas velocidades de corte o avanço e a velocidade de corte influem na rugosidade superficial. A influência do cromo e do níquel também se dá através de sua interação.
- Em baixas velocidades de corte as principais influências sobre as forças de corte são das condições de corte. O cobre tem o efeito de aumentar as forças de corte. O cromo e o níquel agem através de sua interação.
- Em altas velocidades de corte a profundidade e o avanço, bem como sua interação, têm efeito significativo sobre a força de corte. A velocidade de corte age indiretamente através de sua interação com o avanço. O cobre é significativo, mas, com efeito inverso ao apresentado na região de baixa velocidade. O cromo e o níquel são significativos através de interações entre si e com o cobre.
- A velocidade de corte aumenta fortemente a temperatura de usinagem. O avanço também tem efeito importante, embora bem menor que o da velocidade de corte.
- Os elementos residuais têm efeito conjugado maior sobre a temperatura do que as condições de corte. No entanto, estes efeitos podem estar mascarados pela curva de calibração.
- As ferramentas não revestidas apresentam maior aderência de material da peça na superfície de saída que as ferramentas não revestidas.
- O principal material aderido à superfície das ferramentas na região de contato é o sulfeto de manganês.
- Algumas partículas de chumbo estão presentes à superfície de saída das ferramentas.
- O aumento do avanço tem o efeito de aumentar a zona de aderência na ferramenta.
- A velocidade de corte tem forte influência sobre a aderência de material da peça sobre a superfície de saída da ferramenta. Em baixas velocidades de corte esta aderência é baixa, em médias velocidades a aderência aumenta e em altas velocidades a aderência volta a diminuir.

- A formação de APC é semelhante e tem as mesmas condicionantes para todos os materiais estudados.
- Os limites da APC estão associados à interface de partículas de segunda fase do material.
- A diferenciação das lamelas de cavaco é bem evidente a partir de 88 m/min.
- Com 141 m/min aparecem partículas de um composto de carbono e ferro aderidos à raiz inferior do cavaco.
- Partículas isoladas de chumbo que afloram da superfície do material e do cavaco são perceptíveis a 219 m/min.
- A usinabilidade do aço de corte fácil ao chumbo é influenciada por variações na quantidade dos elementos químicos residuais cromo, níquel e cobre.

CAPÍTULO VI

SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Estudar a influência dos elementos químicos residuais sobre a condutividade dos aços de corte fácil.
- Determinar a influência dos elementos residuais sobre a curva de calibração do termopar ferramenta-peça.
- Determinar a influência das inclusões sobre as propriedades elétricas dos aços de corte fácil.
- Determinar a variação do teor de cobre ao longo da seção transversal de barras de aço 12L14 obtidas a partir de lingotamento contínuo.
- Determinar a influência de outros elementos residuais na usinabilidade do aço SAE12L14.
- Investigar o comportamento (distribuição) dos elementos residuais na matriz do aço e suas interações.
- Estudar, do ponto de vista metalúrgico, os diferentes resultados estatísticos obtidos.
- Estudar métodos de redução dos níveis de elementos residuais nos aços analisados.
- Verificar de que maneira os elementos químicos residuais afetam o comportamento de outros processos de usinagem tais como a furação, o brochamento e o fresamento.
- Estudar o efeito do fluído de corte em conjunto com o efeito dos elementos residuais.
- Investigar alternativas para o uso do chumbo nos aços de corte fácil.

CAPÍTULO VII

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABNT (Associação Brasileira de Normas Técnicas). NBR 6152: Materiais Metálicos – Determinação das Propriedades Mecânicas à Tração. Outubro de 1992.

ABORN, R. H. Role of Additives in the Machinability of Steel. In: International Symposium on Influence of Metallurgy on Machinability of Steel. September 26 to 28, 1977 – Tokyo, Japan.

AKASAWA, T.; SAKURAI, H.; NAKAMURA, M.; TANAKA, T.; TAKANO, K. Effects of free-cutting additives on the machinability of austenitic stainless steels. **Journal of Materials Processing Technology.** p. 143–144, 2003, 66–71.

ALMEIDA, M. C. **Estudo do Efeito dos Elementos Residuais (Cr, Ni e Cu) na Usinabilidade do Aço-de-corte-fácil, SAE 12L14.** 2005. 126 f. Dissertação de Mestrado. UNIFEI – Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Itajubá, MG.

ANOUM.1968. The Role of Metallurgy, Particularly Bismuth, Selenium and Tellurium in the Machinability of Steels. 1968.

APPLE, C. A. The Relationship between Inclusions and the Machinability of Steel. **Mechanical Working and Steel Processing Proceedings,** p. 415-429, 1989.

ARAKI, T., YAMAMOTO, W.: Tetsuo-e, v. 57, p. 1912, 1971.

ASM Handbook: Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys, 1990, Volume 1.

ASTAKHOV, V. P. **Metal Cutting Mechanics**. 1 ed. Boca Raton, Florida: CRC Press, 1998. 297p.

ASTAKHOV, V. P.; SHVETS, S. V. The assessment of plastic deformation in metal cutting. **Journal of Materials Processing Technology.** v. 146, p. 193–202, 2004.

ASTAKHOV, V. P.; SHVETS, S. V.; OSMAN, M.O.M. Chip structure classification based on mechanics of its formation. **Journal of Materials Processing Technology**. v. 71, p. 247-257, 1997.

AUTM Licensing Survey: FY 1999. A Survey Summary of Technology Licensing (and Related) Performance for U.S. and Canadian Academic and Non-profit Institutions, and Patent Management Firms. p. 12. 1999. Disponível na home page: http://www.autm.net/surveys/99/survey99A.pdf.

AYLWARD, P. T. Machinability as Influenced by the Composition, Microstructure, and Cold Extrusion of Steel. Society of Automotive Engineers, INC. International Automotive Engineering Congress. Detroit, Mich. January 8-12, 1973.

BAKER, T. J., CHARLES, J. A. Morphology of Manganese Sulphide in Steel. **Journal of Iron and Steel Institute.** P. 702-706.. September 1972.

BANDYOPADHYAY, B. P. Mechanism of Formation of Built-up Edge, **Precision Engineering**. v. 6(3), p. 148-151, Jul. 1984.

BARRETOS, M. S. **Influência das inclusões metálicas de bismuto na tenacidade e fadiga de um aço SAE 1045 com usinabilidade melhorada.** 1999. Dissertação de Mestrado. Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Escola de Engenharia. Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais. Porto Alegre.

BARRETOS, M. S.; BAS, J.; CAPPUCIO, G. V.; EVANGELISTA, N. Aço de Corte Livre com Inclusões Metálicas: Uma Tecnologia Corfac. In: 54º CONGRESSO ANUAL DA ABM, 54, 1999, São Paulo. **Anais em CD-ROM**.

BARRETOS, M.; MACHADO, S.; EVANGELISTA, N.; BAS, J. Influência das inclusões nas propriedades dos aços de construção mecânica de usinabilidade melhorada. In: Anais do 55º CONGRESSO ANUAL DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA E E MATERIAIS. [CDROM]. Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais - São Paulo : Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2000. 2133-2143p.

BAS, J. A usinabilidade dos aços especiais. Relatório Interno Gerdau S. A. Charqueadas, RS 1995.

BAS, J. Aços especiais de usinabilidade melhorada. **Máquinas e Metais.** Editora Aranda. Ano XXXVII, nº 442. Março de 2001.

BELLOT, J. Aciers pour construction mecanique – Problemes de mise em forme par usinage. CESSID – Centre d'etudes supériures de la sidérurgie française. Mai, 1978.

BERTRAND, C., DEL SOLAR, M. - Can We Survive Without Leaded Steels? - 4th. International Conference on Behaviour of Materials in Machining – UK – 1998.

BICKEL, E. Einleitungsreferat zu den hochfrequenten Zeitlupenaufnahmen (Spandildung) des Werkzaugmaschinen-Laboratoriums ETH Zürich. **Lês annales du CIRP.** Zurique, 3: 90-1, 1954.

BOX, G. E; HUNTER, J. S.. Statistics for Experiments, Printed in the United States of America, 1978.

BOX, G. E, WILSON, K. B, On the experimental attainment of optimum condition, J Roy Statisti Soc B 13, citado por Myers, R.H, 1951.

CARVALHO, S. R. **Determinação do campo de temperatura em ferramentas de corte durante um processo de usinagem por torneamento.** Tese de Doutorado. UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA. FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA. 2005.

CHIAVERINI, V. **Aços e Ferros Fundidos.** Associação Brasileira de Metais, São Paulo, 1981.

COOK, N. H. Chip formation in Machining Titanium. Proc. Symp. On Mach Grinding Titanium, **Watertown Arsenal**, n. 72, Massachussets, p. 1-7, March 1953,.

DeARDO, A. J. Lecture V: New Machinability-Enhanced Bar and Rod Steels. University of Pittsburgh, 2002.

DeARDO, A. J. et al. Free-machining steels containing tin antimony and/or arsenic. United States Patent. March 13, 2001.

DeARDO, A. J.; GARCIA, C. I. TIN-Bearing Free-machining Steel. United States Patent nº 5961747. Oct. 5, 1999.

DIN “Krafte und Leistungen”, DIN 6584 (ENT WRF), Berlim, Buethvertrieb Gmbh, oct, 1963.

DINIZ, A. E.; MARCONDES, F. C.; COPPINI, N. L.. **Tecnologia da Usinagem dos Metais.** Art Liber Editora. 2ª Edição. São Paulo. ISBN 8587296019. 2000. 242p.

ECHEVARRÍA, E.; CORCUERA, P. M. Influencia de la Composición Química en la Maquinabilidad. Acenor Aceros Especiales, 1987.

ECHEVARRÍA, E.; CORCUERA, P. M. PR-2/1 - Influencia de los elementos residuales en la maquinabilidad y el coste de los aceros de facil maquinabilidad. Acenor Aceros Especiales, 1987b.

EVANGELISTA LUIZ, N. “Comparação entre o ensaio de usinabilidade de curta duração e o ensaio de longa duração”. Dissertação de mestrado. Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porto Alegre, Dezembro de 2001.

EVANGELISTA LUIZ, N. “Investigação com vistas ao desenvolvimento de aços de corte livre alternativos sem adição de chumbo”. Plano de Tese. Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica. Universidade Federal de Uberlândia. Julho de 2003.

EVANGELISTA LUIZ, N.; NAVES, V. T. G.; MACHADO, A. R.; VILARINHO, L. O. Determinação da velocidade de retração em dispositos *quick stop* usando filmagem em alta velocidade. IV CONEM (Congresso Nacional de Engenharia Mecânica). 22 a 25 de Agosto de 2006 Recife-PE

FANG, N.; DEWHURST, P. Slip-line modeling of built-up edge formation in machining. **International Journal of Mechanical Sciences.** 47 1080 (2005) 1079–1098.

FERNANDES, M.; CHEUNG, N.; GARCIA, A. Investigation of nonmetallic inclusions in continuously cast. **Materials Characterization** 48 (2002) 255– 261.

FERRARESI, D. **Fundamentos da Usinagem dos Metais**, Editora Edgard Blücher Ltda, São Paulo, 1977, 751 p.

FERRARI, A. V. F. A evolução dos tornos automáticos: do came ao CNC. Material didático produzido sob o patrocínio da Ergomat Ind. e Com. Ltda. 2003. 24p. Disponível em: < http://www.ergomat.com.br/maquina_frameset.htm > Acesso em: 28 set. 2005.

FISCHER, C. A.“Automatestähle, Analyse und Bearbeitbarkeit. QZ 23 (1978) 10 p. 258-262.

FUKUZUMI, et al. Sulfur-containing free-cutting steel. United States Patent *6,737,019.* May 18, 2004

GARVEY, T. M.; TATA, H. J. Factors affecting the machinability of low-carbon free-macchining steels. Mechanical working of steel II. 1965. p 99-132.

GIANFRANCESCO, E.; PALADINO, M. New quality control systems in manufactoring free cutting steels. Machinability testing and utilization of machining data. Amecan Society for metals. 1979. p 104-116

GRUM, J.; KISIN, M. Influence of microstructure on surface integrity in turning—part I: the influence of the size of the soft phase in a microstructure on surface-roughness formation. **International Journal of Machine Tools & Manufacture.** n. 43, p. 1535–1543, 2003.

GRZESIK W. The role of coatings in controlling the cutting process when turning with coated indexable inserts. Journal of Materials Processing Technology 79 (1998) 133–143.

HASTINGS, W. F.; MATHEW, P.; OXLEY, P. L. B. A machining theory for predicting chip geometry, cutting forces etc, from work material properties and cutting conditions. Proc. R. Soc. London, A371, p. 569-587, 1980.

HAYAISHI, et al. Free-cutting steel. United States Patent *6,649,125.* November 18, 2003

HERMAN, J.C.; LEROY, V. “Influence of Residual Elements on Stell Processing and Mechanical Properties” 38TH MWSP CONF. PROC., ISS, VOL. XXXIV, 1997 pp 545.

HOLAPPA, L. E. K.; HELLE, A. S. Inclusion Control in High-Performance Steels. Journal of Materials Processing Technology 53 (1995) 177-186.

HOLOWATY. Low-sulfur, lead-free alloy. United States Patent *4,786,466 e 4,865,805.* September 12, 1989

HUNDY, B. B. “Residual elements in carbon steels” Metallurgical developments in carbon steels. Iron and Steel Inst. 1963 p. 75-84.

ISO (International Standard Organization). Geometrical product specification (GPS). Surface texture. Profile method. Terms, definitions and surface texture parameters, ISO 4287. 2000.

ISO (International Standard Organization). Tool Life Testing with Single-Point Turning Tools. ISO 3685, 1993.

ISO (International Standard Organization) “Tool Life Testing with Single-Point Turning Tools”, ISO 3685, 1977.

JIANG, L.; CUI, K.; HÄNNINEN, H. Effects of the composition, shape factor and area fraction of sulfide inclusions on the machinability of re-sulfurized free-machining steel. **Journal of Materials Processing Technology.** n. 58, p. 160-165, 1996.

JIAO, Y.; LEI, S.; PEI, Z.J.; LEE, E.S. Fuzzy adaptive networks in machining process modeling: surface roughness prediction for turning operations. **International Journal of Machine Tools & Manufacture.** n. 44, p. 1643–1651, 2004.

KATAYAMA, S.; HASHIMURA, M. Effect of carbon, phosphorus and nitrogen contents in steel on machined surface and cutting force. **ISIJ International.** v.. 30, n. 6, p. 457-463, (1990).

KATAYAMA, S.; Toda, M. Machinability of medium carbon graphitic steel. **Journal of Materials Processing Technology.** 62 (1996) 358-362.

KATO, et al. Free cutting steel containing sulfide inclusion particles with controlled aspect, size and distribution. United States Patent 4,279,646. July 21, 1981.

KISTLER. Piezo-instrumentation kistler Quartz 3-component dynamometer type 9265-B, Kistler Instruments A. G. Switerland. 1991.

KRIMMEL, O.; MARTINSEN, K.; TENNESSEN, K.; RASCH. Machinability Evaluation of Brass for large Volume Production. 4th International Conference on Behavior of Materials in Machining. Pg. 228-237. IOM Communications Ltd. ISBN 1-86125-086-X. 12-13 November. Avon-upon-Avon, UK. 1998.

KLAUS, F. Etat actuel dês connaissances sur l'usinabilité dês aciers. Stahl und Eisen 16 decembre 1965, 85, n°, p 1669-1686.

KLUJSZO, L. A. C.; SOARES, R. B. Elementos que melhoram a usinabilidade dos aços. Revista Máquinas e Metais. Aranda Editora, Ano XLI n° 471, Abril 2005. 76-99 p.

KLUJSZO, L. A. C.; SOARES, R. B. Novos desenvolvimentos de aços de usinabilidade melhorada. In: USINAGEM 2004 – FEIRA E CONGRESSO, de 27 a 29 de Outubro de 2004. São Paulo – Brasil. **Anais** em CD-room.

KOMANDURI, R. and Von TURKOVICH, B.F. "New Observations on the Mechanisms of Chip Formation when Machining Titanium Alloys", Wear, vol. 69, 1981, pp. 179-188.

KOMANDURI, R.; HOU, Z.B. A review of the experimental techniques for the measurement of heat and temperatures generated in some manufacturing processes and tribology. Tribology International 34 (2001) 653–682.

Lê MAIRE, J. C.; BACKOFEN, W. A. Adiabatic Instability in Orthogonal Cutting of Steel. **Metal Trans.** v. 3, p. 477-481, 1972.

LESHOCK, C. E.; SHIN, Y. C. Investigation on cutting temperature in turning by a tool-work thermocoupe technique, Journal of manufacturing science and engeneering, Vol. 119, 1997, p. 502-508.

LESKOVAR, P.; GRUM, J. The metallurgical aspects of machining. CIRP reports and news, pp. 537-550. Annals of the CIRP vol. 35/2/1986.

LIU, X. L.; WEN, D. H.; LI, Z. J.; XIAO, L.; YAN, F. G. Cutting temperature and tool wear of hard turning hardened bearing steel. Journal of Materials Processing Technology 129 (2002) 200-206.

LONGBOTTOM, J. M.; LANHAM, J. D. Cutting temperature mesurement while machining – a review. Aircraft Engineering an Aerospace Technology: An Intenational Journal. 77/2 (2005) 122-130.

LOURENÇO, C. J. **A Usinabilidade do Aço Inoxidável Austenítico ABNT 304.** Dissertação de mestrado, FEMEC – UFU, Uberlândia – MG, Maio de 1996.

MACHADO, Á. R.; Da SILVA, M. B. **Usinagem dos Metais.** Laboratório de Ensino e Pesquisa em Usinagem. Faculdade de Engenharia Mecânica. Universidade Federal de Uberlândia. Versão 8. Abril de 2004. 257p.

MACLENTOK, F. A.; ARGON, A. S. **Mechanical Behavior of Materials.** Addison-Wesley, 1966.

MANDELBROT, BB. The fractal geometry of nature. New York: WH Freeman; 1982.

MECANOFABRIL. Catálogo eletrônico. Disponível em: < http://www.mecano.com.br/produtos.htm> Acesso em 03/10/2005.

MELO, A. C. A. **Estimação da Temperatura de Corte Utilizando Problemas Inversos em Condução de Calor.** Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Uberlândia, 1998, Uberlândia, MG.

MILOVIC, E.; BRACAMONTE, J. L., WISE, M. L. H. L'usinabilité dês aciers a bas carbone. 22 èmes Journees dês aciers speciaux. 1983. p 20-1 a 20-4.

MILOVIK, R.; WALLBANK, J. The Machining of Low Carbon Free Cutting Steels with High Speed Steel Tools, The Machinability of Engineering Materials, ASM, p. 23-41, 1983.

MORAIS, W. A. Apostila do curso "Metalurgia Física e Mecânica Aplicada" da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais (ABM), versão 2006.

MOTOGOMERY, D.C, Design and Anlysis of Experiments, 5º edição, Ed John Wiley & Sons, 2000.

MURPHY, D. W. Evaluation de l'usinabilité des aciers de décolletage. Metal Progress Juillet 1964, 86, n° 1 p 85-89.

MURPHY, D. W.; AYLWARD, P. T. Machinability of Steel. Bethlehem Steel Corp., publicação n.° 2026-653. 1973.

MURRY, G. Quelques aspects de l'etude de l'usinabilitédes aciers. C.I.T. n° 4, 1970, p. 1071-1087.

MYERS, R. H., **Response Surface Methodology.** Ann Arbos, Mich, Edwards Brothers (Distrbuton), Virginia, 1976.

NASCIMENTO, M. **Aplicação de Modelos Estatísticos para Verificar a Influência dos Elementos Residuais (Cr, Ni e Cu) na Usinabilidade dos Aços de Corte-Fácil.** Mestrado. UFU, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, FEMEC, Uberlândia, MG, 21.02.2006.

NAVES, V. T. G. et al. INFLUÊNCIA DOS ELEMENTOS QUÍMICOS RESIDUAIS (Cr, Cu e Mo) E DAS CONDIÇÕES DE CORTE NAS COMPONENTES DAS FORÇAS DE USINAGEM QUANDO DA USINAGEM DE AÇOS DE LIVRE CORTE AO Pb E AO Bi. V ENCONTRO INTERNO DE INICIAÇÃO CIENTÍFICA. IX SEMINÁRIO DE INICIAÇÃO CIENTÍFICA. Universidade Federal de Uberlândia. 2005.

NAVES, V. T. G.; EVANGELISTA LUIZ, N.; MACHADO, A. R.; DANTAS, N. O. “Calibração de um Sistema Termopar Ferramenta-peça para Medição de Temperatura de Usinagem”. 16º POSMEC – Simpósio de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. Universidade Federal de Uberlândia. Faculdade de Engenharia Mecânica. Uberlândia. 2006.

NAYLOR, D. J. Free Machining Steels. 1990.

OIKAWA, et al. Medium-carbon steel having dispersed fine graphite structure and method for the manufacture thereof. United States Patent *6,174,384.* January 16, 2001.

OXLEY, P. L. B. Mechanics of Machining: An Analytical Approach to Assessing Machinability. Ellis Horwood, Chichester, UK, 1989.

PAIVA, A. P.. (2004). **Estudo da Minimização de Erro nas Medições de Concentração de Emulsões por titração Karl-Ficher utilizando-se Projeto de Experimentos.** Itajubá, 196p. Dissertação (Mestrado) – Universidade Federal de Itajubá (2004).

PALMER, F. R., US Pats. 1,846,140; 2,009,713; 2,009,714; 2,009,715; 2,009,716. 1932-1935.

PICKERING, F. B. **Phisical Metallurgy and the Design of Steels.** Applied Science Publihers Ltd. London, 1978. ISBN 0853347522.

PIELET, et al. Controlling dissolved oxygen content in molten steel. United States Patent *4,746,361* May 24, 1988.

PIELET, et al. Steel product with globular manganese sulfide inclusions. United States Patent 4,881,990. November 21, 1989

PIISPANEN, V. Lastunmuodostumisen Teoriaa, *Teknillinen Aiakauslehti* **27** (1937) (9), p. 315–322.

PIMENTEL, M. F. **Influência da composição química e da microestrutura na usinabilidade do aço de corte fácil com adição de chumbo (SAE 12L14).** Dissertação de Mestrado. Universidade Estadual Paulista. Guaratinguetá, SP. Brasil. 2006.

PRAY, H., PEOPLES, R. S., FINK, F. W. Addition of Bismuth for Producing Free-Machining Stainless Steel Proc. ASTM 41 (1941) 646-655 and U. S. Patent 2,273,731 Feb. 17, 1941.

PRVAN, T.; STREET, D. J. An annotated bibliography of application papers using certain classes of fractional factorial and related designs. **Journal of Statistical Planning and Inference.** n. 106, p. 245-269, 2002.

QI, H. S.*;* MILLS, B. Formation of a transfer layer at the tool-chip interface during machining. **Wear.** n. 245, p. 136-147, 2000.

QURESHI, A. J.; KOENIGSBERGER, F. An investigation into the problem of measuring the temperature distribution on the rake face of a cutting tool. **Annals of the CIRP.** v. XIV, p. 189-199, 1966.

RAMAN, S.; LONGSTREET, A.; GUHA, D. A fractal view of tool–chip interfacial friction in machining. **Wear.** n. 253, p. 1111–1120, 2002.

RAMANUJACHAR, K.; SUBRAMANIAN, S. V. Micromechanisms of tool year in machining free cutting steels. **Wear.** n. 197, p. 45-55, 1996.

REH, B.; VOIGT, W.; FINGER, U.; SCHULTZ, W. Entwicklung eines mikrolegierten automatenstahls. **Neue Hütte.** Heft 12, p. 451-454, 1979.

REH, B.; VOIGT, W.; FINGER, U.; SCHULTZ, W. Neuere erkentnisse bei der entwicklung von hochlestungsautomatenstahls. **Neue Hütte.** Heft 4, p. 121-124, 1982.

REIS, L. L. G.; SILVA Jr., W. M. S.; MACHADO, A. R. Effect of Cutting Speed and Cutting Fluid on the BUE Geometry of a SAE 12L14 Free Machining Steel. **Journal of The Brazilian Society of Mechanical Science and Engineering**. 2007.

ROPER, Jr., et al. Process for making resulfurized machinable steel. United States Patent *4,373,967.* February 15, 1983

SAE. SAE J404 - Rev. Jun2000 - Chemical Compositions of SAE Alloy Steels. 2000.

SANDVIK. Catálogo eletrônico. Disponível em: < http://www.coroguide.com/main.asp?LangID=POR > Acesso em: 13 jan. 2006.

SATA, T.; MURATA, R.; AKASAWA, T. Review of Recent Research and Development on Machinability of Steel in Japan. International Symposium on Influence of Metallurgy on Machinability of Steel, September 26 to 28, 1977 – Tokyo, Japan pp 357-379

SHAW, M. C.; DIRK, S. O.; SMITH, P. A.; COOK, N. H.; LOEWEN, E. G.; YANG, C. T. Machining Titanium. MIT Report. Massachussets Institute of Technology, 1954.

SHAW, M.C.; BER, A.; MAMIN, P.A. Friction Characteristics of Sliding Surfaces Undergoing Subsurface Plastic Flow. Trans ASMS. **J. Basic Eng**. v. 82, p. 342-346, Jun. 1960.

SIDJANIN, L.; KOVAC, P. Fracture Mechanisms in Chip Formation Processes. **Materials Science and Technology.** V. 13, p. 439-444. May, 1997

SMITH, G. T. **Advanced Machining - The Handbook of Cutting Technology.** IFS Publications, 1989, ISBN 1-85423-022-6.

SOMEKAWA, M. M.; KAISO, M.; MATSUSHIMA, Y. Free Cutting non-leaded Steels. **Kobelco Technology Review.** n. 24, p. 09-13, Oct. 2001.

STEPHENSON, D. A. (1992), Tool-work thermocouple temperature measurements: theory and implementation issues. Proceedings of Winter Annual Meeting of ASME. Anaheim, CA, Novembre 1992, p. 81-85.

SUBRAMANIAN, S. V.; GEKONDE, H. O.; ZHANG, X.; GAO, J. Design of steels for high speed machining. **Iron and Steelmaking.** v. 26, n. 5, p. 333-338. ISSN 0301-9233. 1999.

SUBRAMANIAN, S. V.; KAY, D. A. R. Microstructural engineering for enhanced machinabilitity. 38th MWSP conf. Proc., pp. 124-132, ISS, Vol. XXXIV, 1997.

THIVELLIER, et al. Free machining steel. United States Patent *4,004,922.* January 25, 1977

TOLLEY, J.; CHARLES, J. A. Influence of microstructure on machinability of wrought steels. **Metals Technology**, p. 248-253, May-June 1976.

TRENT, E. M.; WRIGHT, P. K. **Metal Cutting.** 4th Edition, Butterworth-Heinnemann. ISBN 0-7506-7069-X. 446, 2000. 446p.

TRENT, E.M. “Cutting Steel and Iron with Cemented Carbide Toolks - Part II: Conditions of Seizure at the Tool/Work Interface”, Journal of the Iron and Steel Institute, Nov. 1963, pp. 923-932.

TRENT, E.M. “Metal Cutting”, 2nd Edition, Butterworths, London, 1984, 245 pags.

TROIANI, F. Aços ressulfurados de corte fácil. Disponível em: < http://www.usinagem-brasil.com.br/construtordepaginas/htm/1_1_3511.htm> Acesso em: 27 set. 2005.

VOLVO. The Volvo Laboratory for Mfg Research, Trollhattan, Sweden, The Volvo Standard Machinability Test, Std. 1018.712, 1989.

WALLACE, P.W.; BOOTHROYD, D.G. Tool Force and Tool Chip Friction in Orthogonal Machining. **Mech. Eng. Sce.** v. 6(1), p. 74-87, 1964.

WERKEMA, M. C. C.; AGUIAR, S. **Planejamento e Análise de Experimentos: Como identificar as principais variáveis influentes em um processo.** Belo Horizonte., MG. Fundação Cristiano Ottoni, Escola de Engenharia da UFMG, 1996.

WILLIANS, J. E.; ROLLANSON, E. C. Metallurgical and Practical Machining Parameters Affecting Built-up Edge Formation in Metal Cutting. **J. Inst. Metals.** v. 98, p. 144-153, 1970.

WISE, M. L. H., MILOVIC, R. Ranges of Application of free-cutting steels and recommended tool materials. **Materials and Science Technology.** v. 4, p. 933, October 1988.

WRIGHT, P.K.; HORNE, J.G.; TABOR, D. Boundary conditions at the tool–chip interface in machining: comparison between seizure and sliding friction, Wear 54 (1979) 371–390.

YAGUCHI, et al. Free machining steel for use in machine structure of excellent mechanical characteristics. United States Patent *6,579,385.* Jun 17, 2003

YAGUCHI, H. Efect of soft additives (Bi, Pb) on formation of bult-up-edge. The Bulletin of the Bismuth Institute (59), 1990.

YAMAGUCHI, et al. Grain refined free-machining steel. United States Patent *4,042,380.* August 16, 1977.

YOKOKAWA, et al. Free-cutting graphitic steel. United States Patent *4,061,494.* December 6, 1977

ZOREV, N.M. Interelationship Between Shear Processes Ocurring Along Tool Face and on Shear Plane in Metal Cutting. Proc. Int. Prod. Eng. Res. Conf., Pittsburgh, Pensylvania, USA, Sep. 1963, p. 42-49.

ANEXO I

Planejamento fatorial em dois níveis

Tabela I.1 - Planejamento 2^6 para ensaios de usinagem.

Ensaio	Material	Cr	Ni	Cu	Vc	f	Ap	Variável resposta
1	I	1	1	1	1	1	1	Força de Usinagem Temperatura de usinagem Rugosidade superficial Grau de recalque do cavaco
2	C	-1	1	1	1	1	1	
3	A	1	-1	1	1	1	1	
4	F	-1	-1	1	1	1	1	
5	G	1	1	-1	1	1	1	
6	B	-1	1	-1	1	1	1	
7	E	1	-1	-1	1	1	1	
8	D	-1	-1	-1	1	1	1	
9	I	1	1	1	-1	1	1	
10	C	-1	1	1	-1	1	1	
11	A	1	-1	1	-1	1	1	
12	F	-1	-1	1	-1	1	1	
13	G	1	1	-1	-1	1	1	
14	B	-1	1	-1	-1	1	1	
15	E	1	-1	-1	-1	1	1	
16	D	-1	-1	-1	-1	1	1	
17	I	1	1	1	1	-1	1	
18	C	-1	1	1	1	-1	1	
19	A	1	-1	1	1	-1	1	
20	F	-1	-1	1	1	-1	1	
21	G	1	1	-1	1	-1	1	

Ensaio	Material	Cr	Ni	Cu	Vc	f	Ap	Variável resposta
22	B	-1	1	-1	1	-1	1	Força de Usinagem Temperatura de usinagem Rugosidade superficial Grau de recalque do cavaco
23	E	1	-1	-1	1	-1	1	
24	D	-1	-1	-1	1	-1	1	
25	I	1	1	1	-1	-1	1	
26	C	-1	1	1	-1	-1	1	
27	A	1	-1	1	-1	-1	1	
28	F	-1	-1	1	-1	-1	1	
29	G	1	1	-1	-1	-1	1	
30	B	-1	1	-1	-1	-1	1	
31	E	1	-1	-1	-1	-1	1	
32	D	-1	-1	-1	-1	-1	1	
33	I	1	1	1	1	1	-1	
34	C	-1	1	1	1	1	-1	
35	A	1	-1	1	1	1	-1	
36	F	-1	-1	1	1	1	-1	
37	G	1	1	-1	1	1	-1	
38	B	-1	1	-1	1	1	-1	
39	E	1	-1	-1	1	1	-1	
40	D	-1	-1	-1	1	1	-1	
41	I	1	1	1	-1	1	-1	
42	C	-1	1	1	-1	1	-1	
43	A	1	-1	1	-1	1	-1	
44	F	-1	-1	1	-1	1	-1	
45	G	1	1	-1	-1	1	-1	
46	B	-1	1	-1	-1	1	-1	
47	E	1	-1	-1	-1	1	-1	
48	D	-1	-1	-1	-1	1	-1	
49	I	1	1	1	1	-1	-1	
50	C	-1	1	1	1	-1	-1	
51	A	1	-1	1	1	-1	-1	
52	F	-1	-1	1	1	-1	-1	
53	G	1	1	-1	1	-1	-1	
54	B	-1	1	-1	1	-1	-1	

Ensaio	Material	Cr	Ni	Cu	Vc	f	Ap	Variável resposta
55	E	1	-1	-1	1	-1	-1	Força de Usinagem Temperatura de usinagem Rugosidade superficial Grau de recalque do cavaco
56	D	-1	-1	-1	1	-1	-1	
57	I	1	1	1	-1	-1	-1	
58	C	-1	1	1	-1	-1	-1	
59	A	1	-1	1	-1	-1	-1	
60	F	-1	-1	1	-1	-1	-1	
61	G	1	1	-1	-1	-1	-1	
62	B	-1	1	-1	-1	-1	-1	
63	E	1	-1	-1	-1	-1	-1	
64	D	-1	-1	-1	-1	-1	-1	