



Universidade Federal da Paraíba

Centro de Tecnologia

*Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica
Mestrado - Doutorado*



**FORÇAS DE CORTE GERADAS POR
TORNEAMENTO – UM ESTUDO DE CASO
DAS LIGAS Cu-Al-Be E Cu-Al-Be-Nb-Ni
PASSÍVEIS DO EFEITO MEMÓRIA DE
FORMA**

Por

Francisco Valdenor Pereira da Silva

Tese de doutorado, apresentada na Universidade Federal da Paraíba para
obtenção do grau de Doutor.

João Pessoa – Paraíba

Fevereiro, 2014

FRANCISCO VALDENOR PEREIRA DA SILVA

**FORÇAS DE CORTE GERADAS POR
TORNEAMENTO – UM ESTUDO DE CASO
DAS LIGAS Cu-Al-Be E Cu-Al-Be-Nb-Ni
PASSÍVEIS DO EFEITO MEMÓRIA DE
FORMA**

Tese apresentada à banca examinadora do curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, da Universidade Federal da Paraíba, em cumprimento às exigências para a outorga do grau de doutor.

Orientadores:

Professor Dr. Silvio Romero de Barros

Professor Dr. Tadeu Antônio de Azevedo Melo

FORÇAS DE CORTE GERADAS POR TORNEAMENTO – UM ESTUDO DE CASO DAS LIGAS Cu-Al-Be E Cu-Al-Be-Nb-Ni PASSÍVEIS DO EFEITO MEMÓRIA DE FORMA

Por

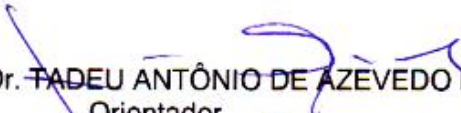
Francisco Valdenor Pereira da Silva

Tese aprovada em 04 de Fevereiro de 2014

Período letivo 2014.1



Prof. Dr. SILVIO ROMERO DE BARROS
Orientador



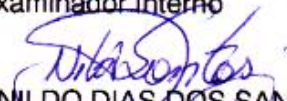
Prof. Dr. TADEU ANTÔNIO DE AZEVEDO MELO
Orientador



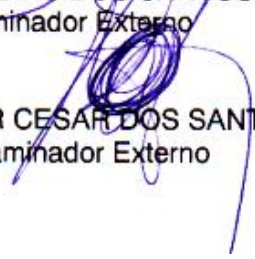
Prof. Dr. RODINEI MEDEIROS GOMES
Examinador Interno



Prof. Dr. JOSÉ HILTON FERREIRA DA SILVA
Examinador Interno



Prof. Dr. NILDO DIAS DOS SANTOS
Examinador Externo



Prof. Dr. NEILOR CESAR DOS SANTOS
Examinador Externo

DEDICATÓRIA

À meus pais, Manoel Vanô e Maria Odete.

À minha esposa Maria do Socorro.

À minhas filhas Letícia Maria e Cecília Maria.

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus, por iluminar meus caminhos e sobretudo por me ter dado a força de que precisei para dedicar-me à realização de mais este trabalho.

À minha família, pelo apoio e compreensão nas dificuldades enfrentadas durante à realização deste trabalho, meu reconhecimento.

Agradeço o empenho dos professores Silvio Romero de Barros – CEFET/RJ e Tadeu Antônio de Azevedo Melo – UFPB, meus competentes orientadores, por terem confiado em mim, delegando-me, nos momentos oportunos, a responsabilidade de levar a cabo este trabalho.

À professora Anna Carla Araújo, da COOPE/UFRJ, pelo apoio incondicional à realização da pesquisa no quesito usinagem, minha gratidão.

Ao professor Nildo Dias, do Instituto Federal do Ceará, pelo incentivo e apoio, declaro-me agradecido.

Aos demais colegas professores do Departamento da Indústria do Instituto federal do Ceará, pelos quais fui substituído nas minhas atividades docentes, declaro meus agradecimentos.

Aos docentes, funcionários e pesquisadores do Laboratório de Solidificação Rápida do curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal da Paraíba (LSR/PPGEM/UFPB), em especial os técnicos:, André Rozado, Breno Henrique, Rafael Caluete e Joelma Balbino, agradeço a inestimável contribuição para a realização deste trabalho.

Aos amigos, Ieverton Caiandre e Esdras Carvalho, meu sincero agradecimento.

Faço um agradecimento especial ao técnico Jackson da Silva Farias (LSR/UFPB) e ao professor José Paulo Vogel (LABUS/CEFET/RJ) pelo apoio incondicional a mim dispensado na execução das fundições e nos ensaios de usinagem.

Um agradecimento a empresa CBMN, em nome do engenheiro Rogério Guimarães, pela doação da liga NbNi.

Firmo-me deveras grato aos responsáveis pelo programa PIQDETEC/CAPES, pela concessão da bolsa de estudos que possibilitou a realização deste trabalho de doutoramento.

FORÇAS DE CORTE GERADAS POR TORNEAMENTO – UM ESTUDO DE CASO DAS LIGAS Cu-Al-Be E Cu-Al-Be-Nb-Ni PASSÍVEIS DO EFEITO MEMÓRIA DE FORMA

RESUMO

As ligas com memória de forma, mais especificamente as constituídas de CuAlBe, têm desempenhado um papel importante na fabricação de componentes eletromecânicos, sobretudo quando trabalhados a partir de solicitações térmicas e/ou tensões aplicadas. A princípio, neste presente trabalho de pesquisa, foram obtidas, por fundição a gás, amostras das ligas Cu-11,8%Al-0,60%Be; Cu-11,8%Al-0,55%Be; Cu-11,8%Al-0,55%Be-0,50%Nb-0,27%Ni (% em peso). Sequencialmente, temperou-se a metade delas, com o intuito de fazê-las adquirir o efeito memória de forma. Num terceiro momento, as referidas amostras passaram por ensaios de DSCs, visando levantar as curvas de temperatura de transformação de fases (da austenita: A_i/A_f e da martensita: M_i/M_f). No ensaio principal, realizado durante a usinagem por torneamento a seco, por meio de um dinamômetro piezoelétrico, definiram-se as forças de corte das amostras temperadas e não temperadas. Dando cumprimento à trilha metodológica, foram aplicadas cinco réplicas, com quatro níveis de velocidade de corte para cada uma das amostras ensaiadas. Os sinais oriundos do dinamômetro foram processados no LabVIEW e posteriormente tratados por uma programação feita em MatLAB. Ensaios secundários também foram realizados logo após a usinagem por torneamento a seco. No primeiro, por meio de um termopar tipo K, foram medidas as temperaturas de usinagem ao longo da passada; no segundo, por ensaio de circularidade, foi verificado se ocorreu ou não a retenção da martensita nas amostras das ligas com memória de forma. Constatou-se que a percentagem de berílio e de níquel presente nas ligas investigadas, bem como a introdução do nióbio como refinador de grãos foram decisivos para o alcance dos resultados obtidos.

Palavras-chave: Forças de corte, usinagem, ligas com memória de forma.

**FORÇAS DE CORTE GERADAS POR TORNEAMENTO – UM
ESTUDO DE CASO DAS LIGAS Cu-Al-Be E Cu-Al-Be-Nb-Ni
PASSÍVEIS DO EFEITO MEMÓRIA DE FORMA**

ABSTRACT

The shape memory alloy, more specifically constituted of CuAlBe, have played an important role in the manufacture of electromechanical components, especially when worked requests from thermal and/or applied stresses. At first, this present research work, were obtained, by casting the gas, samples of alloys Cu-11.8%Al-0.60%Be; Cu-11.8%Al-0.55%Be; Cu-11.8%Al-0.55%Be-0.50%Nb-0.27%Ni (wt%). Sequentially, quenched to half of them, with the intention of doing them acquire the shape memory effect. In a third moment, said samples passed assays DSCs, aiming raise the temperature curves of phase transformation (austenite: A_i/A_f and martensite: M_i/M_f). The main study, performed during machining by turning dry, using a piezoelectric dynamometer, were defined the cutting forces of samples tempered and not tempered. In compliance with the track methodology, were applied five replicates, with four levels of cutting speed for each of the samples tested. The signals from the dynamometer were processed in LabVIEW and further processed in by a program done on MatLAB. Secondary assays were also performed soon after machining by turning dry. In the first, by means of a K-type thermocouple, temperatures of machining were measured along the stride; on the second, by assay of circularity, it was verified if there was or no retention of the martensite in the samples of shape memory alloys. It was found that the percentage of beryllium and nickel present in the alloys investigated, as well as the introduction of niobium as a grain refiner were decisive for achieving the results.

Keywords: cutting forces, machining, shape memory alloys.

SUMÁRIO

DEDICATÓRIA	IV
AGRADECIMENTOS	V
RESUMO	VII
ABSTRACT	VIII
SUMÁRIO	IX
LISTA DE FIGURAS	XIII
LISTA DE TABELAS	XVII
LISTA DE QUADROS	XVIII
LISTA DE SÍMBOLOS	XX
CAPÍTULO I	1
INTRODUÇÃO	1
1.1 CONSIDERAÇÕES INICIAIS	1
1.2 PROBLEMÁTICA	3
1.3 OBJETIVO	3
1.3.1 Objetivo geral	3
1.3.2 Objetivos específicos	4

1.4 ESTRUTURA DO TRABALHO	4
CAPÍTULO II	6
FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA	6
2.1 CONSIDERAÇÕES INICIAIS	6
2.2 ligas com memória de forma – lmf	7
2.2.1 Transformação de fases em ligas com memória de forma	7
2.2.2 Mecanismo do efeito memória de forma e superelasticidade	11
2.3 LIGAS COM MEMÓRIA DE FORMA A BASE DE COBRE E ALUMÍNIO	16
2.3.1 Diagrama de fases do sistema binária CuAl	17
2.3.2 Algumas propriedades relacionadas às ligas CuAlBe passíveis do efeito memória de forma	18
2.4 PROCESSO DE USINAGEM POR TORNEAMENTO	21
2.4.1 Esforços de corte no processo de usinagem por torneamento	21
2.4.2 Fatores que influenciam os valores dos esforços de corte	23
2.4.3 Esforços de corte em ligas passíveis de memória de forma – o estado da arte	24
2.4.4 Avarias e desgastes em ferramentas de corte após usinagem de LMF	26
CAPÍTULO III	28
METODOLOGIAS EXPERIMENTAIS: OBTENÇÃO, CARACTERIZAÇÃO E ENSAIOS REALIZADOS	28
3.1 CONSIDERAÇÕES INICIAIS	28
3.2 OBTENÇÃO DAS LIGAS	29
3.2.1 Confeção da coquilha	29
3.2.2 Fusão dos constituintes para obtenção das ligas	30
3.2.3 Homogeneização e tratamento térmico das ligas	33
3.3 CARACTERIZAÇÃO DAS LIGAS FUNDIDAS	34
3.3.1 Calorimetria diferencial de varredura – DSC das ligas A, B e C	34
3.3.2 Micrografia das ligas A, B e C	35
3.4 LEVANTAMENTO DOS ESFORÇOS DE CORTE	35
3.4.1 Especificação do inserto	35
3.4.2 Equipamento e instrumentações utilizados nos ensaios de usinagem a seco	36

3.4.3 Metodologia aplicada para a usinagem das amostras	37
3.4.4 Tratamento dos sinais adquiridos	40
3.5 TEMPERATURA DAS AMOSTRAS DURANTE TORNEAMENTO A SECO	41
3.5.1 Equipamentos e instrumentações utilizados nos ensaios	41
3.5.2 Metodologia aplicada para a medição das temperaturas	42
3.6 VERIFICAÇÃO DA MARTENSITA RETIDA EM AMOSTRAS COM EMF	44
3.6.1 Equipamentos utilizados nos ensaios	44
3.6.2 Metodologia aplicada para a medição da circularidade	45
 CAPÍTULO IV	 47
RESULTADOS E DISCUSSÕES SOBRE A CARACTERIZAÇÃO E ENSAIOS REALIZADOS	47
4.1 CONSIDERAÇÕES INICIAIS	47
4.2 CARACTERIZAÇÃO DAS LIGAS ENSAIADAS	48
4.2.1 Temperaturas de transformação de fases entre as amostras temperadas	48
4.2.2 Análise micrográfica das amostras temperadas e não temperadas	51
4.3 FORÇAS RESULTANTES POR TORNEAMENTO A SECO	53
4.3.1 Resultados descritivos dos sinais pós-tratados	53
4.3.2 Forças resultantes durante a formação do cavaco	66
4.3.3 Pressão específica de corte (K_s) durante a formação do cavaco	69
4.3.4 Potência fornecida pelo motor elétrico (P_m) durante a formação do cavaco	72
4.3.5 Avaria e/ou desgaste da ferramenta após torneamento a seco	74
4.4 TEMPERATURA E ESFORÇOS DE CORTE - TORNEAMENTO A SECO	76
4.4.1 Temperaturas geradas durante torneamento a seco	77
4.4.2 Esforços de corte medidas durante o torneamento	78
4.4.3 Avaria e/ou desgaste após torneamento contínuo	80
4.5 MARTENSITA RETIDA - UMA ANÁLISE POR CIRCULARIDADE	81
 CAPÍTULO V	 84
CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	84
5.1 CONCLUSÕES	84
5.2 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	86

REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	88
ANEXOS	91
ANEXO I: LÓGICA DE PROGRAMAÇÃO EM MATLAB	91
ANEXO II: CERTIFICADO DE CALIBRAÇÃO	96
ANEXO III: FÓRMULAS PARA O CÁLCULO DAS FORÇAS RESULTANTES E PARA A ANÁLISE DESCRITIVA DE POSICIONAMENTO E VARIABILIDADE	97
ANEXO IV: MÉDIA DAS FORÇAS RESULTANTES, APÓS TORNEAMENTO A SECO, ENTRE AS RÉPLICAS DAS AMOSTRAS AT, ANT, BT, BNT, CT E CNT	99

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.01	Transformação de fases causada pela variação de temperatura (Fig. modificada LAGOUDAS: 06).....	8
Figura 2.02	Efeito memória de forma de uma liga com memória de forma sob tensão (fig. modificada LAGOUDAS: 07).....	9
Figura 2.03	Aumento das temperaturas de transformação de fase induzidas por uma carga aplicada (fig. modificada LAGOUDAS: 08).....	10
Figura 2.04	Caminho do carregamento pseudoelástico (fig. modificada LAGOUDAS: 09).....	10
Figura 2.05	Curvas – tensão <i>versus</i> deformação da liga com memória de forma: Cu-34,7Zn-3,0Sn (% em peso) ($M_i = -52^{\circ}\text{C}$, $M_f = -65^{\circ}\text{C}$, $A_i = -50^{\circ}\text{C}$, $A_f = -38^{\circ}\text{C}$) (fig. modificada FUNAKUBO:28).....	11
Figura 2.06	Curvas tensão-deformação como função da temperatura para uma liga Cu-14,1%Al-4,0%Ni, para os quais $M_s=242\text{K}$, $M_f=241\text{K}$, $A_s=266\text{K}$ e $A_f=291\text{K}$ (fig. modificada OTSUKA e WAYMAN: 28).....	14
Figura 2.07	Diagrama de fase da liga Cu-Al-Ni em temperatura <i>versus</i> tensão (fig. modificada OTSUKA e WAYMAN: 36).....	15
Figura 2.08	Estrutura de um cristal com várias martensitas induzidas por tensão em uma liga Cu-Al-Ni; os círculos abertos representam os átomos de Al e os fechados os de Cu (OTSUKA e WAYMAN: 35).....	15
Figura 2.09	Diagrama de fases do sistema binário CuAl (fig. modificada FUNAKUBO:118).....	18
Figura 2.10	Forças resultantes da ação da peça sobre a ferramenta de usinagem (fig. modificada DINIZ <i>et al</i> : 58).....	22
Figura 2.11	Forças de corte – variáveis: velocidade de corte e meio de refrigeração (peça de trabalho: β -NiTi LMF; parâmetros de corte: $f=0,05\text{mm/rot}$;	

	$a_p=0,2\text{mm}$; $l_c=100\text{mm}$; ferramenta de corte: HC TiCN/TiAlN) (fig. 25 modificada WEINERT e PETZOLDT: 2004).....	25
Figura 2.12	Variação das forças de corte médias com a velocidade de corte e com as condições de resfriamento/pre-aquecimento ($f=0,1$ mm/rot.; $a_p=0,5$ mm) (fig. modificada KAYNAK et al: 2013).....	25
Figura 2.13	Desgaste de entalhe após usinagem por torneamento a seco da liga NiTi – LMF (WEINERT e PETZOLDT: 2004).....	27
Figura 2.14	Desgaste da ferramenta em diferentes velocidades de corte e condições de refrigeração ($f=0,1$ mm/rot.; $a_p=0,5$ mm) (fig. modificada KAYNAK et al: 2013).....	27
Figura 3.01	Coquilha contendo oito cavidades interligadas.....	29
Figura 3.02	Elementos constituintes das ligas fundidas. (a) cobre picotado, (b) liga cobre/berílio, (c) liga nióbio/níquel e (d) alumínio em barra.....	31
Figura 3.03	Forno a gás utilizado para a fundição das ligas Cu-Al-Be e Cu-Al-Be-Nb-Ni.....	32
Figura 3.04	Corpo de prova fundido em um forno a gás.....	32
Figura 3.05	Forno elétrico tipo mufla para processamentos térmicos.....	33
Figura 3.06	(a) DSC – Calorimetria diferencial de varredura. (b) Software ta60 para configurar e adquirir dados do DSC.....	34
Figura 3.07	Equipamento e instrumentação utilizados para a usinagem e aquisição dos esforços de corte (a) torno horizontal. (b) conjunto: dinamômetro e amplificador de sinal. (c) placa de aquisição de dados. (d) software LabView SignalExpress.....	37
Figura 3.08	Fluxo sequencial para a aquisição e visualização gráfica dos sinais de força.....	37
Figura 3.09	Amostra utilizada para a aquisição das forças (F_z , F_y e F_x) ortogonais pelo dinamômetro.....	38
Figura 3.10	Em vista superior: disposição das forças (F_c , F_f e F_p) com relação ao dinamômetro.....	39
Figura 3.11	Equipamento e instrumentações utilizados para coletar a temperatura durante usinagem das amostras (a) centro de torneamento horizontal. (b) conjunto: termômetro digital e termopar tipo K.....	42
Figura 3.12	Aquisição das forças de corte em um torneamento a seco: $C_c = 100$ mm,	

	$P_c = 0,50 \text{ mm}$, $F_f = 0,091 \text{ mm/rot}$	44
Figura 3.13	Centro de metrologia tridimensional da Turrettini.....	45
Figura 3.14	Configuração do posicionamento do plano XY através do apalpador com mercúrio.....	46
Figura 4.01	DSC's das ligas: A (Cu-11,8Al-0,60Be % em peso), B (Cu-11,8Al-0,55Be % em peso) e C (Cu-11,8Al-0,55Be-0,50Nb-0,27Ni em peso).....	50
Figura 4.02	Micrografia das ligas: A, B e C. Coluna da esquerda – amostras temperadas (AT, BT e CT). Coluna da direita – amostras não temperadas (ANT, BNT e CNT).....	52
Figura 4.03	Forças experimentais adquiridas após usinagem por torneamento a seco da liga AT: réplica PA – nível I.....	53
Figura 4.04	Média por rotação das forças resultantes: máximas, médias e de pico a pico - amostra temperada da liga A (código AT – $V_c=150,79 \text{ m/min.}$): (A) médias por rotação da parte PA; (B) médias por rotação da parte PB; (C) médias por rotação da parte PC; (D) médias por rotação da parte PD.....	54
Figura 4.05	Média por rotação, entre as quatro réplicas, das forças resultantes: máximas, médias e de pico a pico, após usinagem da amostra temperada da liga A (código AT – $V_c=150,79 \text{ m/min.}$).....	55
Figura 4.06	Forças resultantes adquiridas após usinagem por torneamento a seco da liga AT: réplicas PA, PB, PC e PD - Nível II.....	64
Figura 4.07	Média por rotação, entre as quatro réplicas, das forças resultantes: máximas, médias e de pico a pico, após usinagem da amostra AT – nível II ($V_c=145,77 \text{ m/min.}$).....	64
Figura 4.08	Forças resultantes adquiridas após usinagem por torneamento a seco da liga ANT: réplicas PA, PB, PC e PD - Nível III.....	65
Figura 4.09	Média por rotação, entre as quatro réplicas, das forças resultantes: máximas, médias e de pico a pico, após usinagem da amostra ANT – nível III ($V_c=140,74 \text{ m/min.}$).....	65
Figura 4.10	Forças resultantes: máxima, mínima e de pico a pico - liga AT: linha contínua, liga ANT: linha tracejada.....	66

Figura 4.11	Forças resultantes: máxima, mínima e de pico a pico - liga BT: linha contínua, liga BNT: linha tracejada.....	67
Figura 4.12	Forças resultantes: máxima, mínima e de pico a pico - liga CT: linha contínua, liga CNT: linha tracejada.....	67
Figura 4.13	Pressões específicas de corte (K_s) para cada nível de velocidade de corte – amostras: AT e ANT.....	70
Figura 4.14	Pressões específicas de corte (K_s) para cada nível de velocidade de corte – amostras: BT e BNT.....	71
Figura 4.15	Pressões específicas de corte (K_s) para cada nível de velocidade de corte – amostras: CT e CNT.....	71
Figura 4.16	Potência fornecida pelo motor elétrico (P_m) durante a usinagem por torneamento a seco – amostras: AT, ANT, BT, BNT CT e CNT.....	73
Figura 4.17	Inserto utilizado no torneamento a seco das amostras. (a) usinagem da amostra AT; (b) usinagem da amostra ANT; (c) usinagem da amostra BT; (d) usinagem da amostra BNT; (e) usinagem da amostra CT; (f) usinagem da amostra CNT.....	76
Figura 4.18	Temperatura de usinagem durante torneamento a seco – amostras: AT, ANT, BT, BNT, CT e CNT.....	77
Figura 4.19	Forças resultantes médias ao longo de um comprimento de corte de 100 mm – amostras: AT, ANT, BT, BNT, CT e CNT.....	79
Figura 4.20	Inserto utilizado no torneamento a seco contínuo (C_c total de 100mm) das amostras - (a) amostra AT; (b) amostra ANT; (c) amostra BT; (d) amostra BNT; (e) amostra CT; (f) amostra CNT.....	80
Figura 4.21	Gráficos de medições de circularidade – a/b: amostra AT, c/d: amostra BT, e/f: amostra CT.....	82

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.01	Tipos e propriedades das ligas a base de cobre exibindo um completo EMF (Tab. modificada FUNAKUBO: 117).....	17
Tabela 2.02	Tipos de avarias e desgastes ocorridas em ferramentas de corte (DINIZ et al: 107, 108 e 109).....	26
Tabela 3.01	Percentagem em peso dos constituintes fundidos para a obtenção das ligas.....	30
Tabela 3.02	Descrição do suporte e do inserto utilizados para os ensaios de usinagem por torneamento a seco.....	36
Tabela 3.03	Codificação das ligas temperadas e não temperadas: T - temperada e NT - não temperada.....	38
Tabela 3.04	Condições de corte.....	40
Tabela 3.05	Planejamento experimental: réplicas PA, PB, PC e PD.....	40
Tabela 3.06	Algoritmo aplicado à lógica de programação para o cálculo das variáveis de saída.....	41
Tabela 3.07	Intervalos para as medições da temperatura superficial das amostras após usinagem. T – temperatura, V_{cc} – Velocidade de corte constante, P_c - profundidade de corte, F_f – Velocidade de avanço, C_c – comprimento do curso de usinagem.....	43
Tabela 3.08	Frequência para os ensaios de circularidade da liga AT.....	46
Tabela 4.01	Relação entre a concentração de Ni e os pontos de transformação de fases da liga CuAlNi (FUNAKUBO:124).....	49

LISTA DE QUADROS

Quadro 4.01	Temperaturas de início e final de transformação de fases da martensita e austenita das ligas AT, BT e CT.....	48
Quadro 4.02	Média somatória das forças resultantes, por rotação da peça, entre as réplicas de mesmo nível.....	55
Quadro 4.03	Resultado descritivo entre as médias das forças resultantes por um período de dez rotações da amostra AT.....	57
Quadro 4.04	Resultado descritivo entre as médias das forças resultantes por um período de dez rotações da amostra ANT.....	58
Quadro 4.05	Resultado descritivo entre as médias das forças resultantes por um período de dez rotações da amostra BT.....	59
Quadro 4.06	Resultado descritivo entre as médias das forças resultantes por um período de dez rotações da amostra BNT.....	60
Quadro 4.07	Resultado descritivo entre as médias das forças resultantes por um período de dez rotações da amostra CT.....	61
Quadro 4.08	Resultado descritivo entre as médias das forças resultantes por um período de dez rotações da amostra CNT.....	62
Quadro 4.09	Forças resultantes (N): máximas, mínimas e de pico a pico das ligas A, B e C (temperadas e não temperadas).....	68
Quadro. 4.10	Pressões específicas de corte, mínimas e máximas, adquiridas durante usinagem por torneamento a seco – Amostras: AT, ANT, BT, BNT, CT e CNT (valores inteiros).....	71
Quadro 4.11	Potência fornecida pelo motor elétrico (P_m), dado em KW, para a formação do cavaco – Amostras: AT, ANT, BT, BNT, CT e CNT.....	73

Quadro 4.12	Temperaturas de corte geradas durante a usinagem por torneamento a seco das amostras: AT, ANT, BT, BNT, CT e CNT.....	78
Quadro 4.13	Forças resultantes médias (N) calculadas em função das forças de corte medidas no nível I - Amostras: AT, ANT, BT, BNT, CT e CNT.....	79
Quadro 4.14	Medidas de circularidade – amostras:AT, BT e CT.....	83

LISTA DE SÍMBOLOS

A_i^σ – Início da austenita sob tensão

M_f^σ – Final da martensita sob tensão

A_f^σ – Final da austenita sob tensão

M_i^σ – Início da martensita sob tensão

l_c – Comprimento de corte

ΔH – Entalpia da transformação por unidade de volume

ΔS – Entropia da transformação por unidade de volume

18R – Fase martensítica

A – Austenita

A_f – Final da formação austenítica

Ag – Prata

Al – Alumínio

a_p – profundidade de corte em mm

A_i – Início da formação austenítica

Au – Ouro

Be – Berílio

Cd – Cádmio

CFC – Cúbica de face centrada

Cl – Cloro

Cu – Cobre

DO_3 – Fase austenítica

DSC – Calorimetria diferencial de varredura

EMF – Efeito memória de forma

EMFR – Efeito memória de forma reversível

f – avanço em mm/rot

F_{ap} – Força de apoio

F_c – Força de corte

Fe – Ferro

F_f – Força de avanço

F_p – Força de penetração

F_u – Força de usinagem

HSM – Usinagem de alta velocidade

K – Temperatura em Kelvin

LMF – Ligas com memória de forma

M – Martensita

M_f – Final da formação martensítica

MF – Memória de forma

MIT – Martensita Induzida por Tensão

Mn – Manganês

M_i – Início da formação martensítica

n – rotação da peça

Na – Sódio

Nb – Nióbio

Ni – Níquel

PE – Comportamento pseudoelástico

Pt – Platina

PVD – Deposição física de vapor

SE – Superelasticidade

SMA – Shape memory alloy

SME – Effect of shape memory

Ti – Titânio

TM – Transformação martensítica

TR – Transformação reversa

V_c – Velocidade de corte em m/min

VPH – Variante do plano de hábito

Zn – Zinco

β – Fase estável da austenita

β_1 – Fase metaestável da austenita

β_1' – Fase estável da martensita induzida

β_1'' – Fase metaestável da martensita induzida

γ_a – Ângulo de saída axial da ferramenta

γ_r – Ângulo de saída radial da ferramenta

σ – Tensão

σ^{Af} – Tensão para final da formação da austenita

σ^{Ai} – Tensão para início de formação da austenita

σ_f – Tensão final de reorientação.

σ^{Mf} – Tensão para final de formação da martensita

σ^{Mi} – Tensão para início de formação da martensita

σ_i - Tensão inicial de reorientação.

ε – Deformação

CAPÍTULO I

INTRODUÇÃO

1.1 CONSIDERAÇÕES INICIAIS

Historicamente, os materiais têm desempenhado um papel importante como elementos estruturais. Diferentes técnicas de formação de ligas, bem como os processos de fundição e forjamentos têm evoluído desde a idade do bronze e do ferro. Com o avanço da pesquisa tecnológica, compreende-se atualmente como se formam os arranjos cristalinos, geradores da(s) fase(s) presente(s) no material, as quais, segundo VLACK (1977), detêm um arranjo atômico próprio. Estudar os efeitos da microestrutura desses materiais e das técnicas de processamento a eles aplicadas no campo da ciência favorece o desenvolvimento de novos materiais.

Somando-se a isso, nas últimas décadas, intensificou-se a necessidade de novos materiais de engenharia, com propriedades diferenciadas (mecânica, térmicas, elétrica, etc), os quais se prestam a aplicações nos mais variados setores industriais, principalmente aqueles que requerem o desenvolvimento de materiais dotados de requisitos estruturais rigorosos. Nessa direção, aparece um novo ramo de materiais chamados de multifuncionais, dentre os quais se destaca um subgrupo que, pela sua capacidade de detecção e atuação, é conhecido como materiais ativos. Nesse subgrupo, encontram-se as ligas SMAs (*Shape memory Alloy*).

Ao descobrir a martensita no aço, em 1890, Adolf Martins deu um passo importante para a posterior descoberta das ligas com memória de forma – LMF ou SMA. Em tais ligas, ao contrário do que ocorre com o aço, a martensita submetida a altas temperaturas é reversível, ou seja, a estrutura volta a sua forma original, fenômeno denominado efeito memória de forma.

Os materiais ou ligas com efeito memória de forma (EMF), de natureza funcional não convencional, apresentam uma faixa de aplicação muito ampla, dadas as suas propriedades termoelásticas, quais sejam efeito memória de forma (EMF), efeito memória de forma reversível (EMFR), pseudoelasticidade, os quais envolvem a superelasticidade da liga e também seu comportamento tipo borracha e um alto grau de amortecimento.

Essas ligas também possuem um comportamento superelástico quando deformadas a uma temperatura superior à de transformação de fases, de modo que existem dois tipos de fases martensíticas: uma induzida por tensão e outra gerada pela variação da temperatura. A segunda transforma-se imediatamente, enquanto a primeira se transforma rapidamente quando se aplica uma força.

A transformação martensítica (TM) é responsável pelo efeito memória de forma (EMF) em um grupo de ligas CuAlBe. No sistema CuAl, a fase estável é a β a altas temperaturas, embora possa ser mantida em temperaturas abaixo da região de estabilidade, através de resfriamento rápido. A liga CuAlBe é derivada do sistema Cu-Al. Segundo citações de MONTECINOS *et al.* (2010), após a aplicação de tratamento térmico de têmpera às ligas que contêm mais de 11% em peso de Al, a fase β torna-se ordenada e, em seguida, transforma-se em martensita, conforme a literatura atinente ao assunto, há três tipos de transformações para ligas monocristalinas: de austenita β para martensita 18R, de austenita β para martensita 2H e de austenita β para martensita 18R + 2H.

A fase martensítica é a 18R para ligas com menos de 13% em peso de Al, podendo sua transformação (TM) ser induzida por resfriamento ou por aplicação de tensão mecânica.

A aplicação da tensão mecânica induz à martensita 18R, resultando numa mudança macroscópica de forma. Sob condições adequadas, a histerese mecânica é formada pela remoção da carga aplicada e a deformação, quase totalmente recuperada, o que caracteriza o comportamento pseudoelástico (PE), conforme cita MONTECINOS *et al.* (2010).

1.2 PROBLEMÁTICA

As pesquisas que envolvem ligas com memória de forma já se apresentam sobejamente fundamentadas, especialmente no que tange aos itens ciclagem térmica, resistência mecânica e corrosão, bem como ao entendimento das fases presentes em função da temperatura e/ou das cargas aplicações. Ainda assim, os processos de fabricação, principalmente na área de usinagem, requerem extrema acurácia, sobretudo quando se pretende alcançar uma produção em larga escala de componentes mecânicos, utilizando materiais com efeito memória de forma. Desse modo, uma compreensão mais abrangente do comportamento desses materiais durante sua usinagem, especialmente no que se refere aos esforços de corte gerados durante o processo, ao desgaste da ferramenta de corte, ao grau de acabamento superficial do material, à potência exigida da máquina operatriz e à precisão dimensional é imprescindível.

Raras são as pesquisas focadas no comportamento de materiais passíveis do efeito memória de forma num processo de usinagem. Na verdade, alguns trabalhos foram levados a efeito nessa área, conquanto tenham se restringido ao estudo das forças de corte geradas durante a usinagem das ligas com memória de forma NiTi, bem como à análise do desgaste da ferramenta de corte utilizada. Não foi encontrado na literatura, até no presente momento, trabalhos relacionando tal processo de fabricação com as ligas a base de CuAl.

Dessa constatação, nasce a problemática dessa tese: Qual o comportamento das ligas CuAlBe e CuAlBeNbNi, passíveis de memória de forma, quando submetidas a um processo de usinagem por torneamento a seco?

1.3 OBJETIVO

1.3.1 Objetivo geral

O objetivo geral deste trabalho de pesquisa consiste em levantar, avaliar e comparar as forças resultantes (máximas, médias e de pico a pico) após a usinagem por torneamento a seco das ligas CuAlBe e CuAlBeNbNi passíveis do efeito memória de forma e ainda, num segundo momento, por meio de uma nova usinagem, levantar e analisar a temperatura de usinagem, a pressão específica de corte, a potência exigida do motor e a martensita retida, obtida por ensaio de circularidade.

1.3.2 Objetivos específicos

Definiram-se como objetivos específicos desta pesquisa:

1. Obter amostras das ligas de CuAlBe e CuAlBeNbNi pelo processo de fundição de seus constituintes.
2. Aplicar tratamento térmico à metade das amostras para que adquiram o EMF.
3. Caracterizar as ligas fundidas por DSCs e micrografias.
4. Levantar, com uma aplicação de parâmetros de corte bem definidos em um processo de torneamento a seco, as forças resultantes (máximas, médias e de pico a pico).
5. Correlacionar, por meio de uma análise descritiva dos resultados obtidos no item 4, as características microestruturais das amostras ensaiadas.
6. Levantar as temperaturas de usinagem durante torneamento a seco de amostras com e sem o EMF das ligas CuAlBe e CuAlBeNbNi.
7. Comparar os resultados obtidos no item 6 com as amostras de igual liga, com e sem o EMF.
8. Calcular, a partir dos dados do item 4, a pressão específica de corte e a potência solicitada à usinagem, estabelecendo uma correlação desses resultados com as características microestruturais das amostras ensaiadas.
9. Verificar, por ensaio de circularidade, se houve a formação de martensita retida após a usinagem contínua por torneamento a seco.

1.4 ESTRUTURA DO TRABALHO

Esta tese está estruturada em cinco capítulos, organizados da seguinte forma:

O capítulo I – *Introdução* abrange as considerações iniciais, a problemática, o objetivo e a estrutura do trabalho.

No capítulo II – *Fundamentação teórica*, a título de embasamento, abordou-se a teoria alusiva às ligas com memória de forma, com destaque para os conceitos de transformações de fases, o mecanismo do efeito memória de forma e a superelasticidade. Em seguida, deu-se ênfase ao diagrama de fases do sistema binário CuAl, bem como a algumas propriedades relacionadas às ligas CuAlBe passíveis do efeito memória de forma. Neste mesmo capítulo, buscou-se contextualizar os esforços de corte gerados durante um

processo de torneamento, destacando os fatores que influíram nos resultados. Finalizou-se a discussão com o enfoque das forças de corte e avarias e/ou desgaste em usinagens de ligas com MF – o estado da arte.

No capítulo III – *Metodologias experimentais: obtenção, caracterização e ensaios realizados*, descreveram-se todas as etapas do desenvolvimento da pesquisa, quais sejam a obtenção das ligas pelo processo de fundição; a caracterização das ligas fundidas, a partir de ensaios de DSCs e micrografias; o planejamento para a obtenção dos esforços de corte por torneamento a seco; o levantamento da temperatura das amostras durante torneamento a seco e, por último, a verificação da martensita retida em amostras com EMF, caso em que se aplicou o ensaio de circularidade.

No capítulo IV – *Resultados e discussões sobre a caracterização e ensaios realizados*, tratou-se inicialmente de mostrar a caracterização das ligas ensaiadas quanto aos itens *temperaturas de transformação de fases e micrografias das estruturas cristalinas*. Em seguida, a partir dos sinais coletados pelo dinamômetro piezoelétrico durante o torneamento a seco das amostras investigadas, procedeu-se à análise dos resultados quantitativos e descritivos dos sinais pós-tratados das forças resultantes (máximas, médias e de pico a pico); das forças resultantes durante a formação do cavaco; da pressão específica de corte; da potência exigida do motor elétrico e, por fim, do tipo de avaria ocorrida nas ferramentas de corte. Nesse mesmo segmento do trabalho, está descrita a comparação das amostras ensaiadas e das temperaturas de usinagem durante um torneamento contínuo e a seco.

Do capítulo V – *Conclusões e sugestões para trabalhos futuros*, constam as conclusões da pesquisa a partir dos resultados obtidos, com foco na estabilidade da(s) fase(s) presente(s) das amostras com EMF e na capacidade delas de contribuir para uma maior resistência à formação do cavaco. Compõe ainda esse capítulo uma análise dos resultados da comparação entre as amostras temperadas e não temperadas da mesma liga. Finalizando, são sugeridos alguns trabalhos complementares a esta tese.

CAPÍTULO II

FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

2.1 CONSIDERAÇÕES INICIAIS

Este capítulo é parte da revisão bibliográfica como um dos pré-requisitos para o desenvolvimento da pesquisa sobre as forças de corte - F_c , de penetração - F_p e de avanço - F_f , bem como sobre as temperaturas de usinagem, adquiridas por meio do torneamento a seco de amostras constituídas de Cu-Al-Be e Cu-Al-Be-Nb-Ni, das quais, metade foi submetida a tratamento térmico por têmpera para a obtenção do efeito memória de forma – EMF.

A princípio, com o propósito de encontrar uma fundamentação sobre as ligas a serem trabalhadas, buscou-se entender como se comportam as ligas com memória de forma (LMF), mais conhecida como *shape memory alloy* (SMA), suas temperaturas de transformação de fases, as fases presentes, bem como o efeito pseudoelástico comum nestes tipos de liga.

Dando segmento à pesquisa, o foco recaiu sobre a teoria que envolve a usinagem, tópico em que se buscou-se a explanação de alguns conceitos e definições acerca dessa tecnologia, conteúdo deveras necessário ao desenvolvimento deste trabalho de investigação científica. Melhor explicando, foram especialmente pesquisados os parâmetros de usinagem, os materiais para ferramentas de usinagem e os critérios para a formação do cavaco.

Em seguida, apresentam-se as propriedades termomecânicas, levantadas em pesquisas anteriores, referentes às ligas com memória de forma a base de Cu-Al-Be.

Por último, foram levantados dados sobre usinagens de SMAs, destacando as forças de corte geradas e o desgaste das ferramentas de corte em situações adversas de usinagem das ligas à base de NiTi (o estado da arte).

2.2 LIGAS COM MEMÓRIA DE FORMA – LMF

Segundo OTSUKA e WAYMAN (1998) e LAGODAS (2008), as ligas com memória de forma exibem uma propriedade única, qual seja a capacidade de recuperar a sua forma original após ter sofrido uma deformação, decorrente da aplicação de altas cargas, fenômeno denominado de efeito memória de forma – EMF. Sobre isso, LAGODAS (2008) diz ainda que “... sob condições específicas, SMAs podem absorver e dissipar energia mecânica por sofrer uma mudança de forma reversível histerético quando submetidas a cargas cíclicas aplicadas mecanicamente”.

2.2.1 Transformação de fases em ligas com memória de forma

Dentro de uma faixa histerética de temperatura, as ligas com memória de forma possuem duas fases distintas: a austenita (A) e a martensita (M), respectivamente de alta e baixa temperaturas.

Usualmente, segundo LAGODAS (2008) e OTSUKA e WAYMAN (1998), a austenita, conhecida como a fase parente, possui uma estrutura cúbica, e a martensítica, definida como a fase-produto, uma estrutura cristalina que pode ser, dependendo da composição da liga, tetragonal, ortorrômbica ou monoclinica, mantendo-se, em todos os casos, as características de baixa simetria.

A transformação martensítica (TM) não ocorre por difusão atômica, mas sim pela movimentação de forma cooperada dos átomos do cristal, cuja consequência é um mecanismo de cisalhamento. Uma vez formados, os cristais martensíticos possuem orientações diferenciadas chamadas de variantes, sendo que, no caso da liga Ni-Ti, por exemplo, essas variações podem chegar a 24 (vinte e quatro).

Segundo LAGODAS (2008), essas variantes podem ser formadas de duas maneiras: a primeira, de nome **martensítica maclada**, é formada durante o abaixamento da

temperatura, por uma combinação de autoacomodação das variantes martensíticas; a segunda, chamada de **martensítica reorientada**, é causada pela aplicação de uma tensão não necessariamente em baixa temperatura.

A Figura 2.01 mostra a transformação da austenita em martensita maclada, como decorrência da redução de temperatura. Observa-se que, na temperatura correspondente ao ponto M_i , inicia-se a formação da martensita, processo que alcança seu término na temperatura do ponto M_f . Entre esses dois pontos, a SMA é composta de duas fases: a martensita maclada e a austenita. Ao contrário, com o aumento da temperatura, a SMA, totalmente maclada, inicia sua transformação em austenita no ponto A_i e completa sua transformação de fase no ponto A_f , momento em que o material encontra-se totalmente austenítico. Observa-se que as gamas de temperaturas no aquecimento e resfriamento não coincidem, havendo assim uma zona de histerese. Dependendo do sistema metálico, essa região poderá ser maior ou menor. A tabela 2.01 (página 16) traz algumas faixas de histerese de algumas ligas com memória de forma.

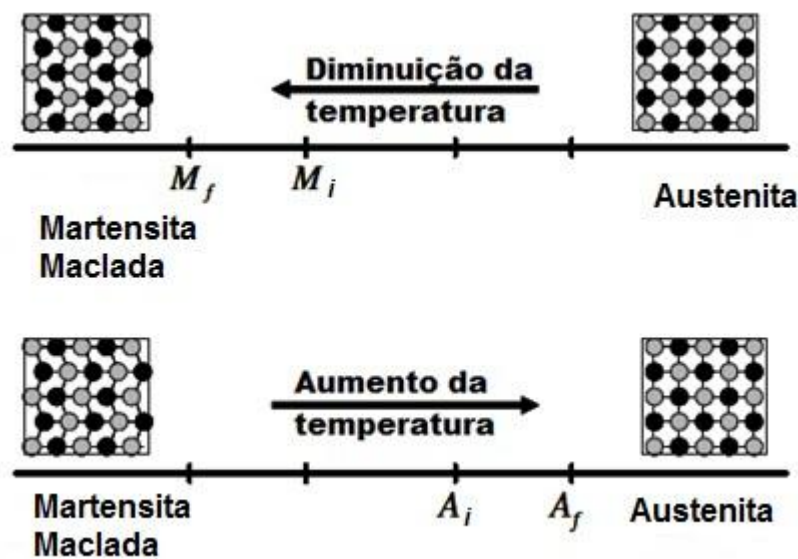


Figura 2.01 - Transformação de fases causada pela variação de temperatura (Fig. modificada LAGOUDAS: 06).

A formação da martensita reorientada ocorre por meio de uma tensão de indução. Como mostrado na Figura 2.02, pode-se observar uma tensão inicial, σ_i , causada pela aplicação de uma carga em um material totalmente martensítico. Nesse instante, ocorrerá uma reorientação de certo número de variantes, fazendo com que ocorra uma deformação

não permanente do material, estado esse finalizado com uma tensão σ_f . Completando o raciocínio, ao cessar a carga, o material continuará deformado até ser aquecido a uma temperatura acima de A_f , quando ocorre a transformação da martensita reorientada em austenita, momento em que o material recupera totalmente a sua forma original. Ao contrário, a diminuição da temperatura leva a formação de martensita maclada, sem mudança de forma.

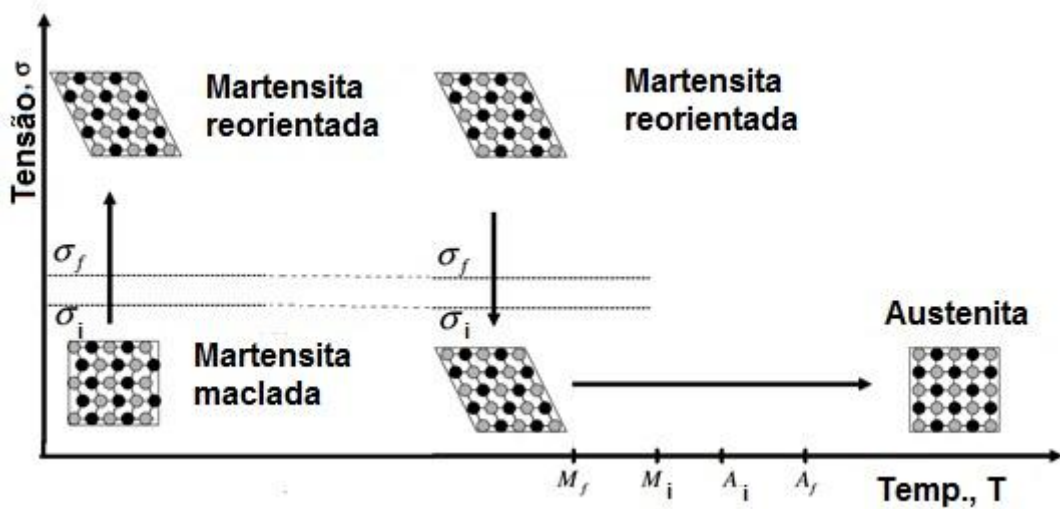


Figura 2.02 - Efeito memória de forma de uma liga com memória de forma sob tensão (fig. modificada LAGOUDAS: 07).

Para LAGOUDAS (2008), uma característica importante das SMAs é que as temperaturas de transformação de fases aumentam com o incremento da aplicação de carga, seja ela de tração ou de compressão. De forma esquemática, esse fato é mostrado, na Figura 2.03, onde se demonstra que ao aplicar uma carga de tração uniaxial correspondente à tensão σ , novas temperaturas de transformação de fases vão surgindo, em compasso com o aumento da carga. Tais temperaturas estão representadas por M_f^σ , M_i^σ , A_i^σ e A_f^σ para *final da martensita sob tensão*, *início da martensita sob tensão*, *início da austenita sob tensão* e *final da austenita sob tensão*, respectivamente.

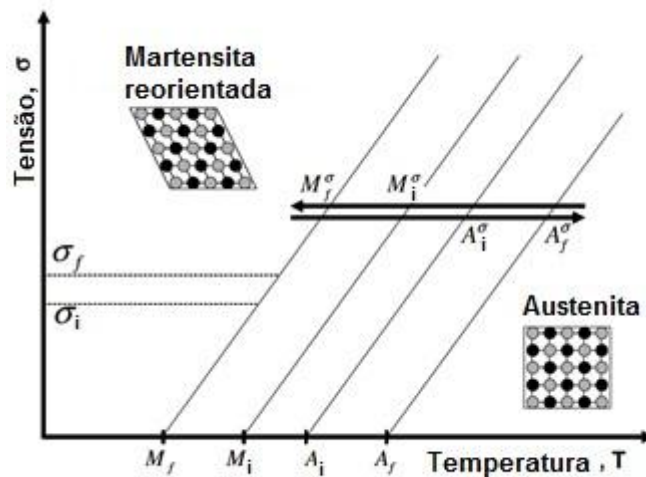


Figura 2.03 – Aumento das temperaturas de transformação de fase induzidas por uma carga aplicada (fig. modificada LAGOUDAS: 08).

Além disso, mesmo quando o material está totalmente austenítico, a aplicação de uma carga, suficientemente elevada gera a formação da martensita reorientada, criada a partir da austenita. Cessando a carga e estando o material em uma temperatura acima de A_f , uma completa recuperação da geometria original é observada na estrutura austenítica, comportamento denominado de efeito pseudoelástico, o qual, independentemente da causa, pode-se ter uma tensão, parentemente plástica, de até 7% (FUNAKUBO, 1987). Sob a forma de esquema, um caminho de carregamento demonstrando o efeito pseudoelástico está representado na Figura 2.04.

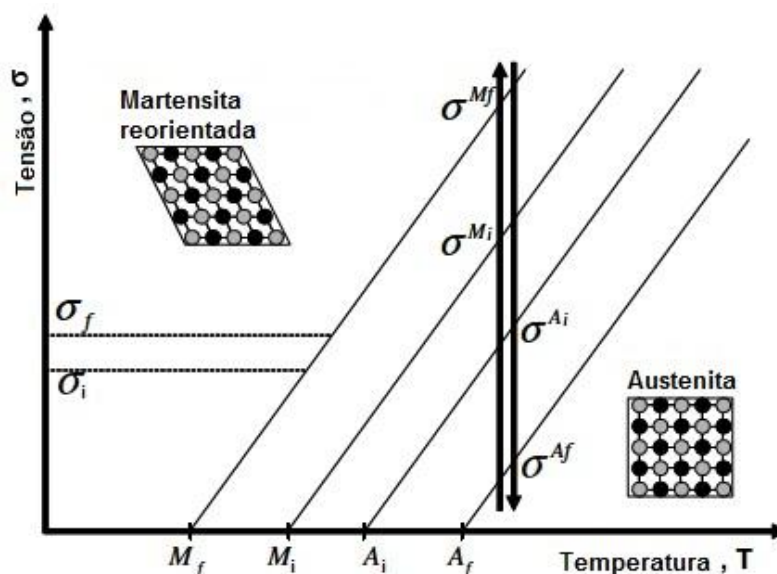


Figura 2.04 - Caminho do carregamento pseudoelástico (fig. modificada LAGOUDAS: 09).

Os níveis de tensão do início e do término do processo de transformação martensítica são indicados por σ^{Mi} e σ^{Mf} , respectivamente. Já a transformação inversa para a austenita durante o descarregamento é indicada por σ^{Ai} e σ^{Af} , para o início e final da transformação, respectivamente.

2.2.2 Mecanismo do efeito memória de forma e superelasticidade

A Figura 2.05 mostra o comportamento da deformação de uma amostra sob tensão em várias temperaturas. Observa-se que, quando a amostra é tensionada em temperaturas abaixo de M_f , entre M_f e A_i e também entre A_i e A_f , a deformação, aparentemente permanente, poderá ser desfeita (transformação reversa – TR) pelo aquecimento a uma temperatura acima de A_f , como indicado pelas linhas pontilhadas dos gráficos abaixo. A esse fenômeno, como já mencionado anteriormente, dá-se o nome de efeito memória de forma – EMF ou SME (*effect of shape memory*) (FUNAKUBO, 1987). Contudo, para o mesmo autor, a transformação reversa não traz sempre a geometria original da amostra. Para que a recuperação seja completa, faz-se necessário que: **1.** A transformação martensítica seja cristalograficamente reversível. **2.** A deformação por escorregamento não faça parte do processo de deformação. FUNAKUBO (1987) diz ainda que “ em resumo, se a deformação por escorregamento for induzida em um cristal, este resultado pode não desaparecer, mesmo quando a amostra for aquecida”.

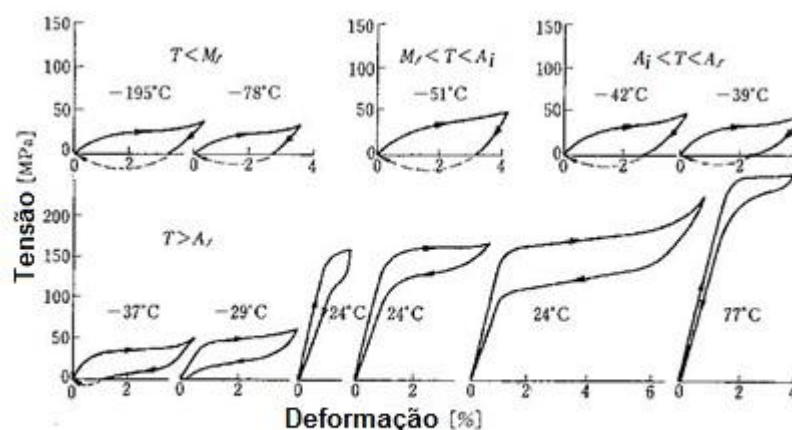


Figura 2.05 – Curvas – tensão *versus* deformação da liga com memória de forma: Cu-34,7Zn-3,0Sn (% em peso) ($M_i = -52^\circ\text{C}$, $M_f = -65^\circ\text{C}$, $A_i = -50^\circ\text{C}$, $A_f = -38^\circ\text{C}$) (fig. modificada FUNAKUBO:28)

Assim, quando uma carga é aplicada a uma amostra com temperatura acima de A_f , esta deverá gerar uma tensão de tal intensidade que a sua forma original seja recuperada tão somente pelo descarregamento da carga aplicada que causou a deformação. A este efeito dá-se o nome de superelasticidade ou simplesmente SE. Segundo FUNAKUBO (1987), isso acontece com uma determinada fase parente, de orientação idêntica à que existia antes da deformação, criada por variantes correspondentes, de acordo com as estruturas semelhantes entre a fase parente original e cada variante.

De uma forma ou de outra, a aplicação de uma tensão uniaxial sempre facilitará a TM (OTSUKA e WAYMAN, 1998). Com isto, pode-se esperar a transformação martensítica induzida por tensão (MIT) acima de M_i como mostrado nos vários gráficos: tensão *versus* deformação da Figura 2.06.

Na mesma figura, observa-se que a tensão crítica necessária para induzir a formação da martensita aumenta com o aumento da temperatura, o que, segundo OTSUKA e WAYMAN (1998), é justificado pelo fato de a fase parente, a austenita, ser mais estável em temperaturas mais altas, sendo assim necessária a aplicação de tensões maiores para a formação de martensita induzida. Ao contrário, em temperaturas mais baixas, essa fase torna-se metaestável. Tal fato é acordado pela relação de Clausius-Clapeyron mostrada a seguir, onde σ é a tensão uniaxial, ε , a deformação, ΔS , a entropia da transformação por unidade de volume e ΔH , a entalpia da transformação por unidade de volume.

$$\frac{d\sigma}{dT} = -\frac{\Delta S}{\varepsilon} = -\frac{\Delta H^*}{\varepsilon T} \quad (2.1)$$

Por meio da Figura 2.06a, observam-se ainda dois tipos de curvas tensão *versus* deformação. As primeiras correspondem à fase β_1 (estrutura ordenada do tipo DO₃) transformando-se na fase γ'_1 (estrutura ordenada do tipo 2H); as demais correspondem aos das temperaturas acima de A_f e dizem respeito à fase β_1 , transformando-se na fase β'_1 (estrutura do tipo 18R). Conclui-se ainda que, entre as temperaturas histeréticas(gráficos que correspondem às temperaturas entre 283 e 295K) ocorrem ambas as transformações.

Nos dois casos, essas transformações resultam em uma diferenciação na razão entre a tensão crítica e suas respectivas temperaturas, o que leva à obtenção de duas retas com inclinações diferentes, como mostra a figura 2.06b.

Na Figura 2.06a, observam-se ainda gráficos com laços superelásticos não lineares, o que denota o efeito da SE realizado pela MIT sobre carregamento e a sua TR sobre um descarregamento. Assim, entende-se que a SE ocorre quando uma amostra sofre tensão acima de A_f , uma vez que a martensita induzida por tensão é estável e, na ausência desta, instável (OTSUKA e WAYMAN, 1998).

Para explicar melhor essas fases, FERNANDES (2003) acrescenta que a fase β possui uma estrutura CFC e que esta não é estável na maior parte dos sistemas em que as temperaturas são propícias a transformações martensíticas. Por exemplo, no sistema Cu-Al, a fase β ordena-se, assumindo uma fase DO_3 somente na gama de temperaturas em que esta é metaestável.

Verificando-se a tensão crítica correspondente a cada temperatura da faixa, que vai da temperatura do ponto M_i ao ponto A_f , pode-se então gerar um diagrama de fases como mostrado na figura 2.07, em que se podem notar duas fases martensíticas β'_1 (sistema com seis germinações (FUNAKUBO, 1987)) e β''_1 , as quais possuem estruturas diferentes, como mostrado na figura 2.08.

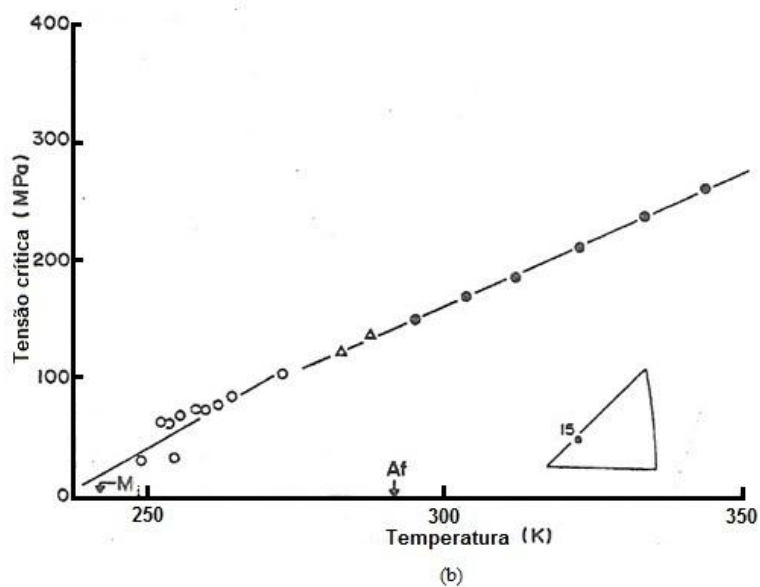
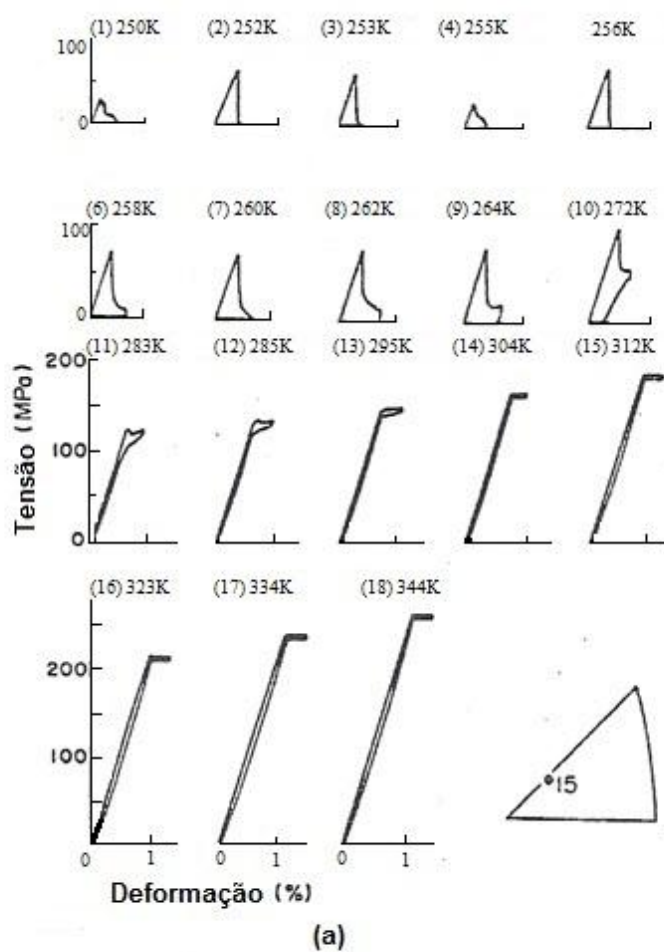


Figura 2.06 - Curvas tensão-deformação como função da temperatura para uma liga Cu-14,1%Al-4,0%Ni, para os quais $M_s=242\text{K}$, $M_f=241\text{K}$, $A_s=266\text{K}$ e $A_f=291\text{K}$ (fig. modificada OTSUKA e WAYMAN: 28)

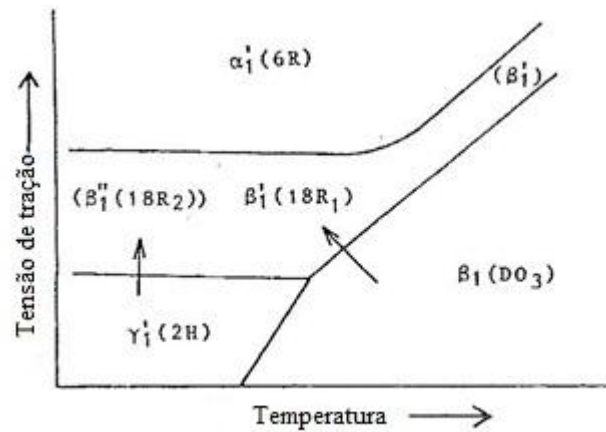


Figura 2.07 - Diagrama de fase da liga Cu-Al-Ni em temperatura *versus* tensão (fig. modificada OTSUKA e WAYMAN: 36)

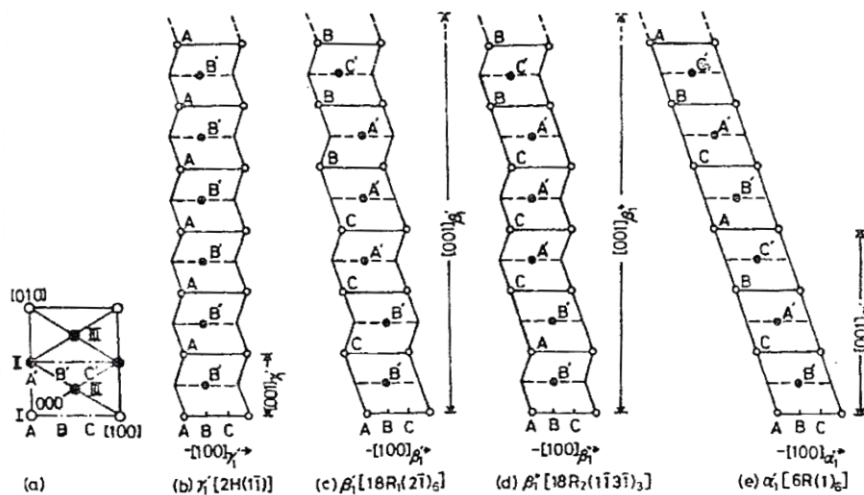


Figura 2.08 - Estrutura de um cristal com várias martensitas induzidas por tensão em uma liga Cu-Al-Ni; os círculos abertos representam os átomos de Al e os fechados os de Cu (OTSUKA e WAYMAN: 35)

Na Figura 2.07, percebe-se que o produto resultante da fase γ_1' é a martensita induzida β_1'' , enquanto a martensita β_1' vem da austenita β_1 . Para OTSUKA e WAYMAN (1998), β_1' é a fase estável e β_1'' , uma outra fase, considerada metaestável, resultante da conexão com o mecanismo de transformação.

A Figura 2.08 mostra ainda a transformação martensita-para-martensita, tendo como resultado a fase martensítica α_1' , que poderá ser originada tanto em deformações do

tipo SE quanto nas do tipo EMF. Tal fase, também evidenciada na Figura 2.07, é decorrente da temperatura, tanto da fase β'_1 quanto da fase β''_1 .

Por fim, segundo OTSUKA e WAYMAN (1998), a martensita maclada ou auto-acomodada, desenvolvida unicamente pelo abaixamento da temperatura, é formada por dois ou quatro variantes no plano de hábito (fronteira entre a austenita e a martensita). Cada uma dessas VPH (variante do plano de hábito) contém limites de deslocamento como sendo uma estrutura de deformação invariante. Assim, na questão do deslocamento, cada martensita criada está limitada pela outra.

Ao se aplicar uma determinada tensão na amostra que contém martensitas macladas, certa variante é favorecida, em função da direção e do sentido da referida tensão. Como consequência disso, ocorre o crescimento dessa variante em detrimento das demais, podendo favorecer, em virtude da aplicação de uma tensão suficientemente alta, a uma deformação máxima dessa amostra.

2.3 LIGAS COM MEMÓRIA DE FORMA A BASE DE COBRE E ALUMÍNIO

O efeito memória de forma, como já descrito, tem sido amplamente difundido ao longo do tempo. Descoberto no início dos anos 50, por meio da liga AuCd, a chance de uma aplicação prática desse efeito só veio a ocorrer em 1963, através da liga NiTi, haja vista o favorecimento de suas propriedades a essas aplicações, tais como resistência mecânica, ductilidade e resistência à corrosão. Outras ligas com memória de forma foram descobertas posteriormente (CuAlNi, CuZnAl, CuAlBe, Fe₃Pt, NiAl, AgCd), mas apenas aquelas à base de cobre puderam ser utilizadas na prática como as de NiTi (FUNAKUBO, 1987). Atualmente, as ligas à base de cobre têm sido mais atrativas, em virtude de os seus custos serem dez vezes menos do que as de NiTi. Na verdade, até os dias atuais, o grande número de ligas com memória de forma descobertas são à base de cobre. A Tab. 2.01 lista os tipos e características físicas dessas ligas, as quais exibem um completo EMF.

Tabela 2.01 – Tipos e propriedades das ligas a base de cobre exibindo um completo EMF
(Tab. modificada FUNAKUBO: 117)

liga	Composição (wt: % em peso) (at: % atômica)	M_s (°C)	Histereses	Fator de anisotropia elástica	Estrutura do cristal da fase parente
CuAlNi	14~14.5wt%Al 3~4.5wt%Ni	-140 ~ 100	~35	~13	DO ₃
CuAlBe	9~12wt%Al 0.6~1.0wt%Be	-30 ~ -40	~6		
CuAuZn	23~28at%Au 45~47at%Zn	-190 ~ 40	~6	~19	Heusler
CuSn	~15at%Sn	-120 ~ 30		~8	DO ₃
CuZn	38.5~41.5wt%Zn	-180 ~ -10	~10	~9	B2
CuZnX (X=Si, Sn, Al)	few at%X	-180 ~ 100	~10	~15	B2
CuZnY (Y=Ga, Al)	few at%Y	-180 ~ 100	~10	~15	DO ₃

Para FUNAKUBO (1987), as propriedades que devem ser ainda bem mais elucidadas para que ocorra uma maior aplicação prática das ligas à base de cobre são: **1.** a estabilidade do EMF sob deformações repetidas e a ciclagem térmica que ocorrem durante seu uso; **2.** A resistência à fadiga; **3.** A resistência à fratura; **4.** a ductilidade; **5.** a tecnologia para o refino dos grãos; **6.** o efeito do envelhecimento. Assim, segundo CHENTOUF *et al.* (2010), compreender as mudanças microestruturais causadas por variações térmicas e / ou tensões internas pressupõe a aplicação industrial significativa das ligas à base de CuAlBe.

2.3.1 Diagrama de fases do sistema binária CuAl

Considerando o diagrama de fases do sistema binário Cu-Al (figura 2.09), com uma composição correspondente ao ponto eutetóide (11,8% em peso de Al), a uma temperatura acima de 565°C, observa-se a presença de uma única fase, a β , de estrutura CCC. Abaixo do ponto eutetóide, com o abaixamento da temperatura e em condições de equilíbrio térmico, a fase β transforma-se em duas outras fases, a fase α , de estrutura CFC, e a γ_2 (Cu₉Al₄) a qual, do ponto de vista mecânico, segundo GONZALEZ (2002) e FUNAKUBO (1987), caracteriza-se como extremamente frágil.

Considere-se, no entanto, que, quando a amostra é resfriada rapidamente, a partir da região da fase β , o estado eutetóide é impedido de acontecer. Assim, a fase β evolui para uma estrutura ordenada, conhecida como DO_3 (fase metaestável β_1), chamada também de fase parente austenítica. Segundo MONTECINOS *et al.* (2011), essa fase pode ainda, com a diminuição da temperatura, mudar para uma fase-produto, chamada de martensita, a qual, no caso do sistema binário CuAl, é denominada de 18R.

MONTECINOS *et al.* (2010) e BALO e CEYLAN (2002) dizem que a adição de pequenas concentrações de berílio a um sistema CuAl próximo ao ponto eutetóide gera uma diminuição acentuada da temperatura para o início da formação da martensita (M_i). BELKAHLA *et al.* (1993) completam a assertiva, dizendo que, em temperaturas elevadas, na região limite da fase β , adicionando-se 0,05% de Be em peso ocorre um decréscimo dessa temperatura, algo em torno de 50°C.

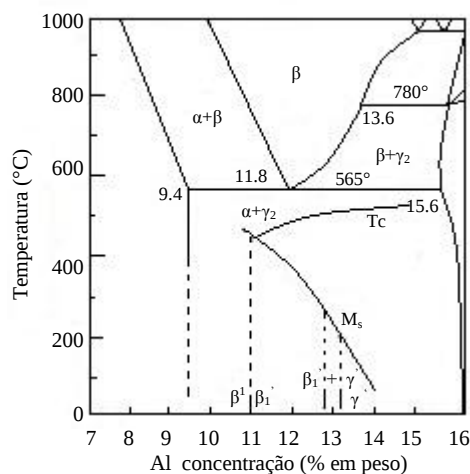


Figura 2.09 – Diagrama de fases do sistema binário CuAl (fig. modificada FUNAKUBO:118)

2.3.2 Algumas propriedades relacionadas às ligas CuAlBe passíveis do efeito memória de forma

Como já foi comentado, a presença de berílio na liga CuAl faz com que haja a diminuição das temperaturas de transformação de fases. Isso acontece, segundo DUNNE *et al.* (2004), em virtude de o Be agir como um retardador no ordenamento da fase parente DO_3 durante o tratamento térmico por têmpera. Mesmo assim, faz-se ainda necessária uma alta taxa de resfriamento durante a têmpera para que ocorra uma maior estabilidade da fase produto 18R.

Embora a taxa de resfriamento rápido seja uma condição necessária, a taxa relativamente baixa de aquecimento, compreendendo o período da faixa de transformação reversa, é fundamental para permitir o desenvolvimento dinâmico de ordem e desordem entre as fases austenítica e martensítica. O contrário disso pode atrasar a reversão dos volumes da martensita que se formaram primeiro da fase parente relativamente desordenada (DUNNE *et al.*, 2004).

Estudos revelam que, nas LMFs à base de CuAlBe, pode ocorrer, em função da temperatura de têmpera e da percentagem dos constituintes, a formação de precipitados γ_2 (Cu_9Al_4). Por exemplo, segundo CUNIBERTI *et al.* (2009), em um resfriamento contínuo da liga Cu-22,66%Al-2,98%Be (em peso atômico) a nucleação de γ_2 ocorre em um intervalo de temperatura compreendido entre 580-557°C. Com o aumento desses precipitados, aumenta-se também a tensão de indução da TM. Para induzir termicamente a TM, tal precipitado não poderá exceder 14% do volume total da liga.

ARAYA *et al.* (2008), estudando o comportamento mecânico da liga Cu-11,8%Al-0,50%Be (% em peso) sob tensões cíclicas, em temperaturas e granulometrias diferenciadas, constataram que: **1.** O material obteve, de acordo com os parâmetros utilizados (temperaturas: 6, 20, 25 e 60°C; frequências: 0,03, 0,1 e 1Hz; amplitude de deformação: 0,8, 1,5 e 2,2%), um comportamento superelástico. **2.** As tensões de transformação para frente (TM) diminuiram com o decréscimo da temperatura, a amplitude da deformação e a diminuição do tamanho dos grãos.

Outras pesquisas buscaram relacionar a variação da temperatura e do tamanho de grãos à absorção de energia (tenacidade) nas ligas CuAlBe e CuAlBeNbNi. Por ensaio de impacto (método *charpy*), DE ALBUQUERQUE *et al.* (2010) estudaram a absorção da energia até o rompimento de amostras de CuAlBe com e sem memória de forma e refinadores de grãos (este último pela adição da liga NbNi). De acordo com essa pesquisa, as amostras com e sem a presença de nióbio apresentaram fragilidade nos testes de impacto. Contudo, o ensaio realizado a -50°C na liga CuAlBeNbNi com EMF e associado à transformação de fases apresentou o maior valor de tenacidade.

Por outro lado, ensaios estáticos realizados em ligas à base de CuAlBe, tendo como variável a temperatura, foram também investigados. Por meio de ensaios de tração, DE OLIVEIRA *et al.* (2010) investigaram a resistência mecânica de duas amostras de LMF em diferentes temperaturas, sendo uma de Cu-11,8%Al-0,6%Be e outra de Cu-11,8%Al-0,65%Be (% em peso). Constatou-se que a tensão crítica (tensão necessária para a indução

da martensita) aumentou com o aumento da temperatura (faixa aplicada: 123K a 423K (-150 a 150°C)) em ambas as amostras. Para tensões abaixo da crítica, ambas as amostras sofreram uma deformação linear com declives de 2,0Mpa/K e 2,5Mpa/K para as ligas com 0,60 e 0,65% de berílio, respectivamente.

Com tensões acima da crítica, dá-se início à formação da martensita induzida (causada pela tensão aplicada ao material) que provoca uma relação não linear entre a deformação e a carga aplicada. Ao cessar a carga que causou a deformação, um ciclo de histerese é formado, levando a amostra a uma completa recuperação de sua deformação. Trata-se, portanto, de um comportamento pseudoelástico. FRANÇA *et al.* (2010) verificou que a quantidade de martensita residual, após ocorrer o descarregamento da amostra, aumenta à medida que a deformação do material é mantida por um longo período de tempo.

Alguns elementos de liga são adicionados à liga CuAlBe para o refinamento de seus grãos. Demonstrou-se em testes, segundo ALBUQUERQUE (2010), que amostras de CuAlBe refinadas com NbNi absorveram uma maior energia até sua completa ruptura, se comparadas às que não possuíam refinadores.

Além dos elementos refinadores de grãos, processos de fabricação podem também ser utilizados para tal finalidade. ZHANG *et al.* (2011) pesquisaram as propriedades da LMF Cu-11,42%Al-0,35%Be-0,18%B (% em peso) após tê-la submetida ao refino de seus grãos por meio de uma extrusão a quente (600°C), com posterior tratamento térmico. O teste mostrou que os grãos com a fase α distribuída em seus contornos passaram de 227 μ m para 42 μ m de diâmetro, com suas fronteiras totalmente isentas da fase α . Foi também constatado por meio de ensaios de tração que as amostras de grãos refinados obtiveram 3,2% de alongamento (2,7% para amostras ensaiadas após sua fundição) e uma resistência à tração de 703Mpa (460Mpa para amostras ensaiadas após sua fundição).

Propriedades corrosivas também foram investigadas nas ligas de CuAlBe. MONTECINOS e SIMISON (2013) estudaram o comportamento eletroquímico das ligas Cu-11,41%Al-0,50%Be e Cu-11,40%Al-0,55%Be (% em peso) imersos em uma solução contendo 3,5% de NaCl, esta última com diferentes microestruturas: fase β , ($\beta + \gamma_2$) e $\beta + (\alpha' + \gamma_2)$. Os pesquisadores concluíram que: 1. Pequenas concentrações de berílio têm um efeito benéfico à formação de um filme pseudopassivo em amostras contendo a fase β . Caso essa concentração aumente, faz-se necessário aplicar uma pequena densidade de corrente. 2. A formação de crateras produzidas pela desaluminização foi observada em

todas as amostras após ensaios de polarização anódica. Tal efeito, no entanto, ocorreu com maior intensidade em amostras com precipitados de γ_2 . Na amostra com estrutura $\beta + \gamma_2$, a corrosão se deu preferencialmente na forma de um filme de Al_2O_3 no precipitado γ_2 .

No quesito aplicabilidade das ligas de CuAlBe (com memória de forma), tais materiais têm ocupado um espaço significativo ao longo dos anos. Para BRITO *et al.* (2011), o baixo preço, o alto controle da composição química, a boa ductilidade e a pseudoelasticidade favorecem sua utilização, se comparadas a outras ligas (CuAlNi, CuAlZn e CuAlMn). Podem-se citar como exemplo de aplicação atuadores eletromecânicos e união de tubulações em baixas temperaturas.

OLIVEIRA (2009) pesquisou as propriedades mecânicas das ligas CuAlNi e CuAlBe, ambas com efeito memória de forma, para serem utilizadas como atuadores mecânicos. Foi por ele constatado que a liga CuAlBe, com 0,60%Be, possui as propriedades mecânicas necessárias para serem utilizadas como atuadores mecânicos, desde que a temperatura de trabalho seja superior a da ambiente ($\sim 30^\circ\text{C}$) e inferior a 150°C . Quanto à liga CuAlNi, os atuadores mecânicos fabricados com este material não devem trabalhar em temperaturas iguais ou inferiores a 30°C .

2.4 PROCESSO DE USINAGEM POR TORNEAMENTO

Segundo FERRARESI (1977), “... aplicar alguns tipos de operações de usinagem confere à peça, pela remoção do cavaco (a porção de material da peça retirada pela ferramenta de corte), a forma, ou as dimensões, ou o acabamento, ou ainda uma combinação de qualquer um destes três itens...”.

Para um processo de usinagem, por exemplo, o torneamento, as condições de corte desempenham um papel importante na utilização eficiente de uma máquina-ferramenta. Para MENG *et al.* (2000), essa condição se intensifica mais ainda em usinagens de desbastes, pois, em virtude de uma maior remoção do material, o custo total de fabricação está focado nesse tipo de operação.

2.4.1 Esforços de corte no processo de usinagem por torneamento

Durante a usinagem, toda a ação que a peça faz sobre a ferramenta é considerada como esforços de corte. Destas, acarreta uma resultante que atua sobre a cunha cortante

denominada de força de usinagem (F_u). Segundo DINIZ *et al.* (2010), não se trabalha com essa força, mas sim com suas componentes em direções e sentidos predeterminados. A Figura 2.10 mostra a distribuição dessas componentes no processo de usinagem por torneamento.

Segundo a Norma ABNT – NBR ISO 3002-1:2013, que define os conceitos de forças para todos os processos de usinagem, a força de usinagem é projetada em duas componentes: a F_t (força ativa) e a F_p (passiva ou de profundidade). A primeira ainda é decomposta em outras duas, quais sejam a de avanço – F_f e a de corte – F_c . Aplicando relações trigonométricas às forças da Figura 2.10, chega-se à Eq. (2.2) para o cálculo da força de usinagem.

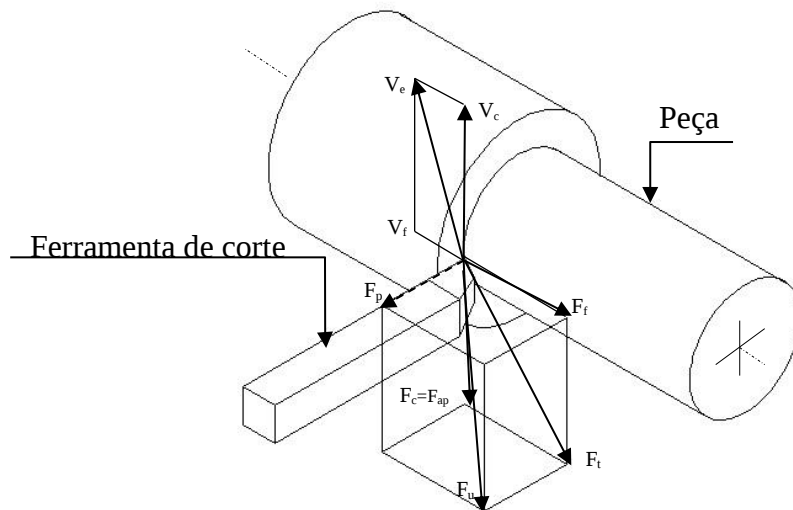


Figura 2.10 - Forças resultantes da ação da peça sobre a ferramenta de usinagem (fig. modificada DINIZ *et al.*: 58)

$$F_u = \sqrt{(F_c)^2 + (F_p)^2 + (F_f)^2} \quad (2.2)$$

Para a medição desses esforços de corte, pesquisadores recorrem ao uso de dinamômetros piezoelétricos. Para medir os esforços de corte em uma liga inconel 718, geradas durante o torneamento em altas velocidades de corte, PAWADE *et al.* (2007) utilizaram um dinamômetro piezoelétrico da KISTLER, modelo 9257, com três componentes de força. Outros pesquisadores, no entanto, em virtude de necessidades bem particulares, buscaram desenvolver seus próprios dinamômetros, por exemplo, TOTIS e SORTINO (2011) e YALDIZ e ÜNSAÇAR (2006) projetaram dinamômetros capazes de

mensurar até três componentes de forças simultaneamente. O protótipo do primeiro pesquisador foi concebido modularmente para ser utilizado em modernos tornos CNCs com porta-ferramentas indexadas ou com torres rotativas. No segundo caso, a escolha do material (aço AISI 4140) para a fabricação dos anéis de torque do dinamômetro dependeu dos seguintes fatores: rigidez, alta frequência natural, resistência à corrosão e condutividade térmica elevada.

YALDIZ *et al.* (2007) desenvolveram um dinamômetro capaz de mensurar, ao mesmo tempo, o esforço de torque e as três componentes de força (componentes estas necessárias em uma operação, por exemplo, de fresamento). Tal equipamento foi dimensionado para medir até 5000N, com uma sensibilidade de $\pm 5\text{N}$.

2.4.2 Fatores que influenciam os valores dos esforços de corte

Comumente, o que influencia diretamente os valores dos esforços de corte são os parâmetros de corte (n , a_p , f e V_c) adotados na usinagem do material. Segundo STEMMER (1993), a seção do cavaco ($a_f \cdot f$) é o fator de maior influência nos valores destes esforços e, conseqüentemente, na potência necessária para a usinagem.

Entretanto, outras abordagens devem ser levadas em consideração para o estudo dos esforços de corte. Para DINIZ *et al.* (2010) e STEMMER (1993), o material da peça, o material e a geometria da ferramenta e as condições de usinagem influenciam o comportamento e nos valores dos esforços de corte. Para o material da peça, em relação a sua microestrutura e encruabilidade, a dureza se sobrepõe aos resultados dos esforços de corte. Quanto à ferramenta, tais esforços independem do seu material, condição que não se aplica a sua geometria, cujos valores desses esforços de corte são grandemente influenciados pelos ângulos de saída axial (γ_a) e radial (γ_r). Tal influência é bem marcante na usinagem de materiais dúcteis, os quais se deformam acentuadamente antes de se romperem. Segundo DINIZ *et al.* (2010), “para estas matérias, uma diminuição no ângulo de saída do cavaco, além de mudar mais fortemente a direção do fluxo do cavaco e, com isso, diminuir o ângulo de cisalhamento e aumentar a deformação, também faz com que este se espalhe mais sobre a superfície de saída da ferramenta, aumentando o atrito ferramenta-cavaco”. Para materiais frágeis, os valores desses ângulos têm pouca influência nos esforços de corte, visto que, quando da ruptura do material, ocorre pouca deformação.

FANG e WU (2009), relatam que, na usinagem de materiais realizada com a tecnologia HSM (usinagem de alta velocidade), independentemente de sua composição, os resultados dos esforços de corte são significativamente bem distintas daqueles que ocorrem em operações de usinagem tradicionais. Contudo, o pesquisador conclui que, em seus experimentos de usinagem com materiais aeroespaciais (liga de titânio: Ti-6Al-4V e a liga inconel 718), também empregando a tecnologia HSM, os resultados obtidos para as forças de corte foram regidos pelas interações entre os materiais de trabalho, a geometria da ferramenta e as condições de corte.

2.4.3 Esforços de corte em ligas passíveis de memória de forma – o estado da arte

Pouco se têm pesquisado os esforços de corte gerados durante a usinagem de ligas com memória de forma, à exceção das ligas à base de NiTi que, nos últimos anos, têm sido objeto de pesquisas, focadas basicamente no propósito de relacionar, de forma qualitativa, os esforços de corte e o desgaste da ferramenta em ligas passíveis do efeito memória de forma.

WEINERT e PETZOLDT (2004) , por meio de um duplo processo de torneamento, primeiro a seco, depois com a aplicação de fluido emulsionado à liga β -NiTi SMA, pesquisaram a variação das forças de corte em alguns níveis de velocidade de corte. Como se observa na figura 2.11, as forças de corte, principalmente na usinagem a seco, iniciam-se com valores elevados que vão diminuindo à proporção que a velocidade de corte vai aumentando. Numa faixa intermediária, ocorre uma estabilização das forças de corte, a qual volta a aumentar significativamente após os 140m/min. Deduz-se que, com o aumento da temperatura de usinagem, decorrente do aumento da velocidade de corte, a fase austenítica (fase mais dura) tende a ficar mais estável, dificultando, conseqüentemente, a formação do cavaco. Contudo, ao se aplicar fluido emulsionado, essa hipótese não ficou bem evidenciada.

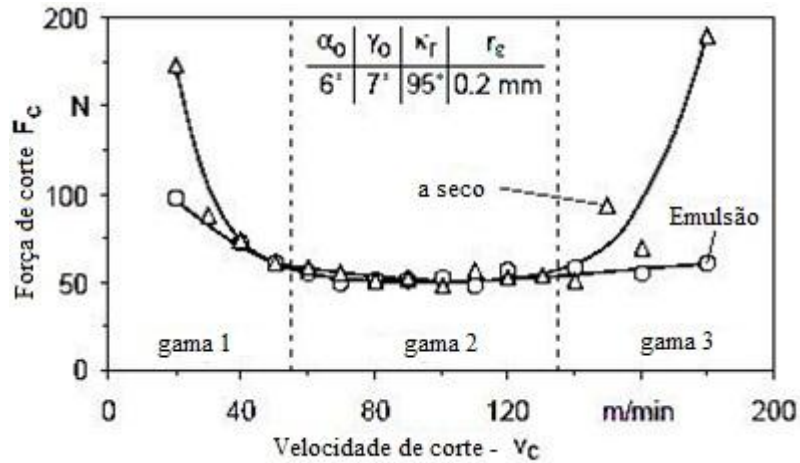


Figura 2.11 – Forças de corte – variáveis: velocidade de corte e meio de refrigeração (peça de trabalho: β -NiTi LMF; parâmetros de corte: $f=0,05\text{mm/rot}$; $a_p=0,2\text{mm}$; $l_c=100\text{mm}$; ferramenta de corte: HC TiCN/TiAlN) (fig. modificada WEINERT e PETZOLDT: 2004)

KAYNAK *et al.* (2013) estudaram o desgaste da ferramenta de corte (metal duro com revestimento PVD (deposição física de vapor) de TiB₂) e as componentes dos esforços de corte durante a usinagem por torneamento da liga Ni_{49,9}Ti_{50,1} (em %) com memória de forma (temperaturas de transformação de fases: $M_s=73^\circ\text{C}$; $M_f=49^\circ\text{C}$; $A_s=86^\circ\text{C}$ e $A_f=109^\circ\text{C}$) em três condições, quais sejam: a a seco, com preaquecimento e pelo método de resfriamento criogênico. Para cada velocidade de corte, a figura 2.12 traz, sob a forma de gráfico, as forças de corte médias entre as três condições aplicadas. Constata-se que, em função dessas condições impostas à usinagem, as fases sólidas presentes (martensítica e/ou austenítica) ditam os resultados quanto aos valores das forças de corte (ver o próximo tópico para o desgaste da ferramenta).

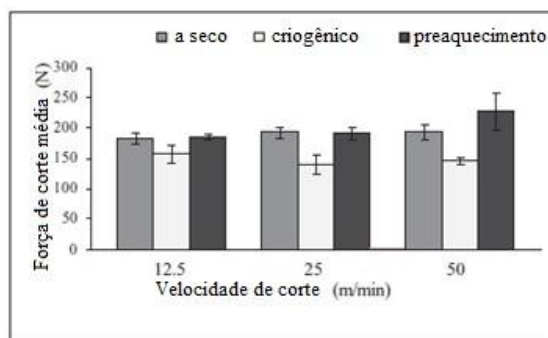


Figura 2.12 – Variação das forças de corte médias com a velocidade de corte e com as condições de resfriamento/pre-aquecimento ($f=0,1\text{ mm/rot.}$; $a_p=0,5\text{ mm}$) (fig. modificada KAYNAK *et al.*: 2013)

2.4.4 Avarias e desgastes em ferramentas de corte após usinagem de LMF

A princípio é importante diferenciar avaria de desgaste. Segundo DINIZ *et al.* (2010), “desgaste é a perda contínua e microscópica de partículas da ferramenta devido à ação do corte. As demais ocorrências são denominadas de avarias”. Vários são os tipos de avarias e desgastes. A tabela 2.02 traz os nomes de cada uma com suas respectivas denominações.

Tabela 2.02 – Tipos de avarias e desgastes ocorridas em ferramentas de corte (DINIZ et al: 107, 108 e 109)

Tipo	Nome	Denominação/causa
desgaste	desgaste de flanco	causado pelo contato entre a superfície de folga da ferramenta e a peça
	desgaste de entalhe	é um tipo de desgaste que origina-se na superfície de saída à superfície de folga da ferramenta
avaría	deformação plástica da aresta de corte	pressão aplicada a ponta da ferramenta e altas temperaturas de usinagem
	lascamento	partículas do material da ferramenta são retiradas subitamente
	trincas	são avarias provocadas pela variação da temperatura de usinagem e/ou dos esforços mecânicos

A avaria do tipo lascamento compara-se a um desgaste abrasivo e, segundo STEMMER (1993), pode ser aumentada com o número de inclusões e partículas duras, por exemplo, carbonetos e óxidos. A presença de alumínio em ligas passíveis de memória de forma e a consequente formação de partículas duras e abrasivas de Al_2O_3 é essencialmente nociva à vida útil da ferramenta, tal como se comprovou nos resultados experimentais (Ver capítulo IV).

Pesquisas relacionadas ao desgaste da ferramenta já foram realizadas em usinagens de liga NiTi passíveis do efeito memória de forma. WEINERT e PETZOLDT (2004) constataram que, no torneamento a seco dessa liga (ver detalhe no tópico 2.4.3), o desgaste da ferramenta de corte (material da ferramenta: metal duro) foi a do tipo entalhe, como se observa na figura 2.13. Percebe-se que, em velocidades de corte mais baixa, o desgaste fica mais acentuado.

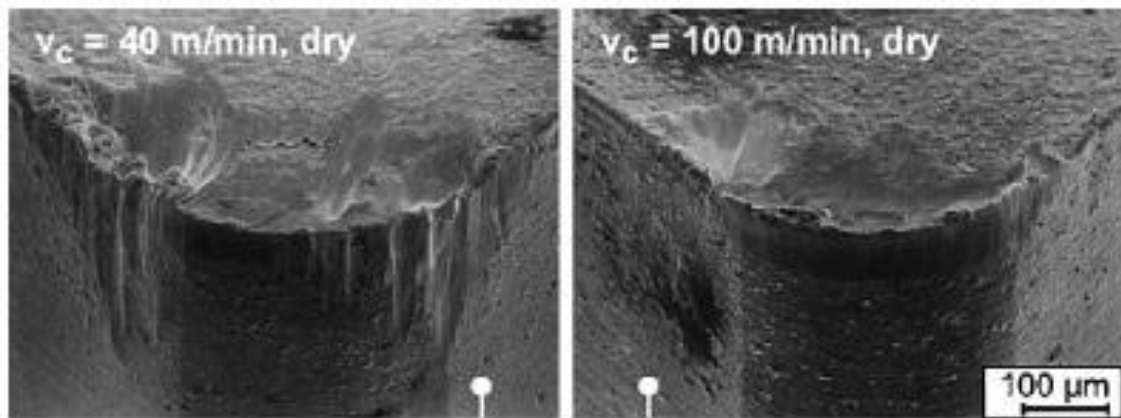


Figura 2.13 – Desgaste de entalhe após usinagem por torneamento a seco da liga NiTi - LMF (WEINERT e PETZOLDT: 2004)

Como a velocidade de corte é o parâmetro-chave que regula o desgaste da ferramenta, KAYNAK *et al.* (2013), constataram em seus experimentos (ver detalhe no tópico 2.4.3) que, em velocidades de corte mais baixa (12,5 m/min), o desgaste da ferramenta foi uniforme, independentemente das condições imposta à refrigeração da ferramenta. Entretanto, em velocidades de corte mais altas, o desgaste da ferramenta ocorreu de forma mais intensa nas usinagens a seco e com preaquecimento do material com se vê na figura 2.14. Nestes dois casos, prevaleceu o desgaste do tipo entalhe.

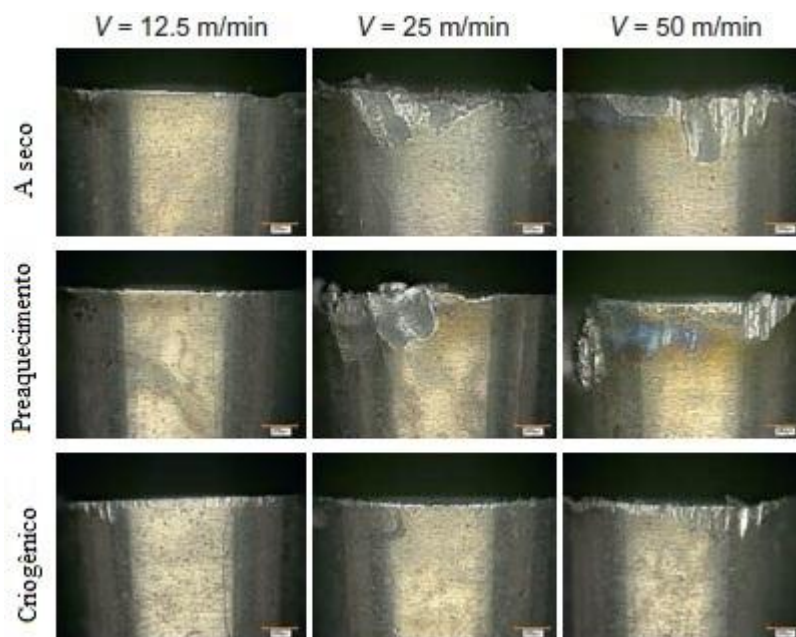


Figura 2.14 – Desgaste da ferramenta em diferentes velocidades de corte e condições de refrigeração ($f=0,1$ mm/rot.; $a_p=0,5$ mm) (fig. modificada KAYNAK *et al.*: 2013)

CAPÍTULO III

METODOLOGIAS EXPERIMENTAIS: OBTENÇÃO, CARACTERIZAÇÃO E ENSAIOS REALIZADOS

3.1 CONSIDERAÇÕES INICIAIS

Vários estudos, a partir de métodos experimentais, podem ser realizados para caracterizar novos materiais, seja para alcançar uma compreensão microestrutural, seja para uma análise comportamental desses materiais quando submetidos a algum tipo de processo de fabricação.

Ainda que haja na literatura, autores que recomendam critérios diferenciados para a metodologia de desenvolvimento de tais experimentos, neste trabalho, buscou-se, *a priori*, caracterizar a influência dos constituintes envolvidos na formação das ligas, a que se seguiu uma análise das forças reativas, englobando as temperaturas geradas e as formações de martensitas retidas, quando essas ligas forem submetidas a um processo de fabricação por usinagem.

O presente capítulo trata da metodologia empregada em todas as etapas da pesquisa, tendo sido o caminho metodológico dividido em cinco passos, com o propósito deliberado de facilitar a compreensão:

1. obtenção das ligas;
2. caracterização das ligas fundidas;
3. levantamento dos esforços de corte por torneamento a seco;

4. temperatura das amostras durante torneamento a seco;
5. verificação da martensita retida em amostras com EFM;

3.2 OBTENÇÃO DAS LIGAS

Por se tratar de uma pesquisa de usinagem por torneamento, foi necessária a fabricação de uma coquilha capaz de fornecer às amostras fundidas uma geometria funcional para os ensaios. Além disso, procedimentos posteriores à fundição foram necessários, de modo que algumas das amostras adquirissem o efeito memória de forma - EMF. A fabricação da coquilha e os procedimentos pós-fundição estão descritos abaixo.

3.2.1 Confecção da coquilha

Para a fundição dos corpos de prova, fabricou-se, por meio de uma máquina dotada de tecnologia CNC- modelo Discovery 1000 da ROMI, uma coquilha em aço ABNT 1020, como mostrada na Figura 3.01. Nessa coquilha, observam-se duas placas, as quais, ao serem fechadas por parafusos, formam cavidades com geometrias baseadas nas operações de usinagem que serão aplicadas às amostras fundidas oriundas do vazamento em tal molde. Além disso, em virtude da interligação entre as cavidades, o preenchimento delas por meio do canal de vazamento ocorre por igual, fazendo com que a solidificação das amostras ocorra ao mesmo tempo.

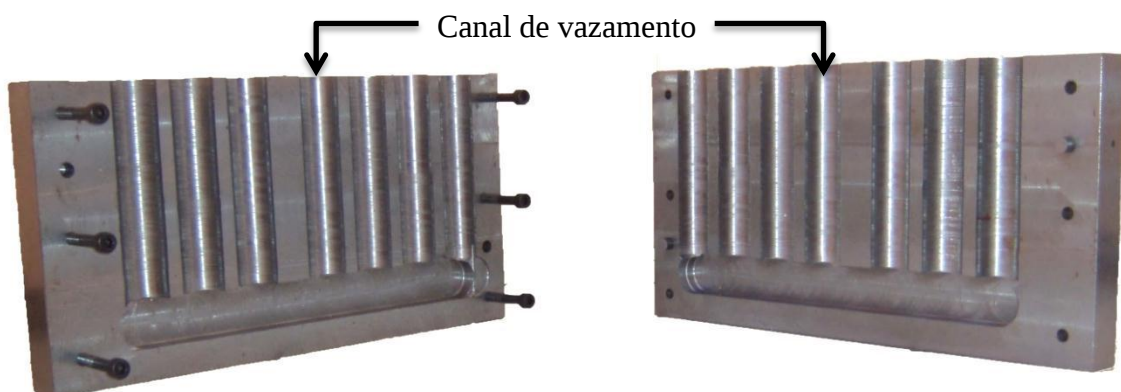


Figura 3.01 – Coquilha contendo oito cavidades interligadas.

Pela disposição das cavidades, o vazamento do banho ocorreu por baixo, possibilitando a diminuição da formação de bolhas internas e, consequentemente, a

probabilidade de eventuais quebras da ponta da ferramenta de corte, além de evitar a diminuição pontual dos esforços de corte gerados durante as operações de usinagem.

3.2.2 Fusão dos constituintes para obtenção das ligas

Para a elaboração das ligas, foram fundidos até cinco constituintes, dependendo da liga a se obter. Um deles, o alumínio, o qual caracteriza o sistema base de uma SMA, não teve sua percentagem alterada (ponto eutetóide), independentemente da liga a ser formada. A Tab. 3.01 mostra, de forma distribuída, a percentagem em peso de cada constituinte para cada liga correspondente. Com vistas a alcançar um maior nível didático, foram atribuídas às ligas fundidas as nomenclaturas A, B e C.

Tabela 3.01 – Percentagem em peso dos constituintes fundidos para a obtenção das ligas.

Liga	Nomenclatura	Constituintes das ligas (% em peso)				
		Cu	Al	Be	Nb	Ni
Cu-Al-Be	A	87,60	11,8	0,60	-	-
Cu-Al-Be	B	87,65	11,8	0,55	-	-
Cu-Al-Be-Nb-Ni	C	86,88	11,8	0,55	0,50	0,27

Para a obtenção das ligas A e B, foram utilizados cobre picotado, alumínio em barra e uma liga, constituída de cobre e berílio em forma de barramento. Já para a fundição da liga C, utilizou-se, além dos elementos já citados acima, outra liga, constituída dos elementos nióbio e níquel. A Figura 3.02 mostra a aparência de tais elementos.

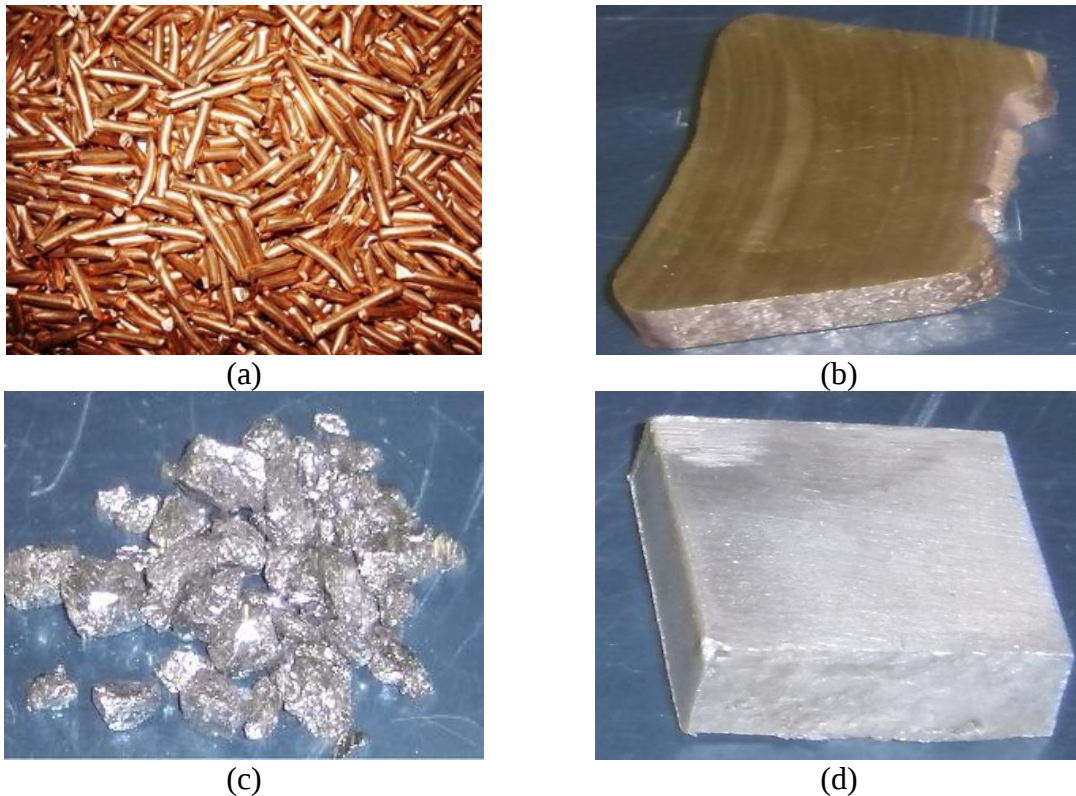


Figura 3.02 – Elementos constituintes das ligas fundidas. (a) cobre picotado, (b) liga cobre/berílio, (c) liga nióbio/níquel e (d) alumínio em barra.

Como consta na literatura (Ver capítulo II), o cobre e o alumínio são os elementos-base dessas ligas. Ainda, de acordo com essa mesma revisão bibliográfica, o berílio e o níquel têm como função aumentar as temperaturas de transformação de fase, tanto da martensita quanto da austenita, enquanto a adição do nióbio gera o refinamento dos grãos em tais ligas. A constatação dessas informações está presente no próximo capítulo, em que estão mostrados os gráficos DSCs, juntamente com as micrografias correspondentes a cada uma dessas ligas.

Para a fusão de todas as ligas, foi utilizado um forno basculante com aquecimento por queimador a gás - modelo 1293 da GRION. Inicialmente, colocou-se em um cadinho de grafite (figura 3.03) apenas o cobre picotado, por um tempo (~50 min.) e temperatura (~1100°C) necessários a sua fusão total. Em seguida, adicionou-se o segundo constituinte, o alumínio. Passados alguns minutos, a homogeneização de ambos foi feita por meio da agitação do banho. Em seguida, adicionou-se ao banho de Cu-Al a liga Cu-Be. Para as ligas A e B, o passo seguinte foi retirar a escória e promover o vazamento das mesmas. Quanto à liga C, adicionou-se, antes da liga Cu-Be, a Nb-Ni. O tempo total para cada

vazamento, independentemente da liga a ser constituída, oscilou em torno de uma hora e dez minutos, tendo a solidificação ocorrido em atmosfera ambiente.

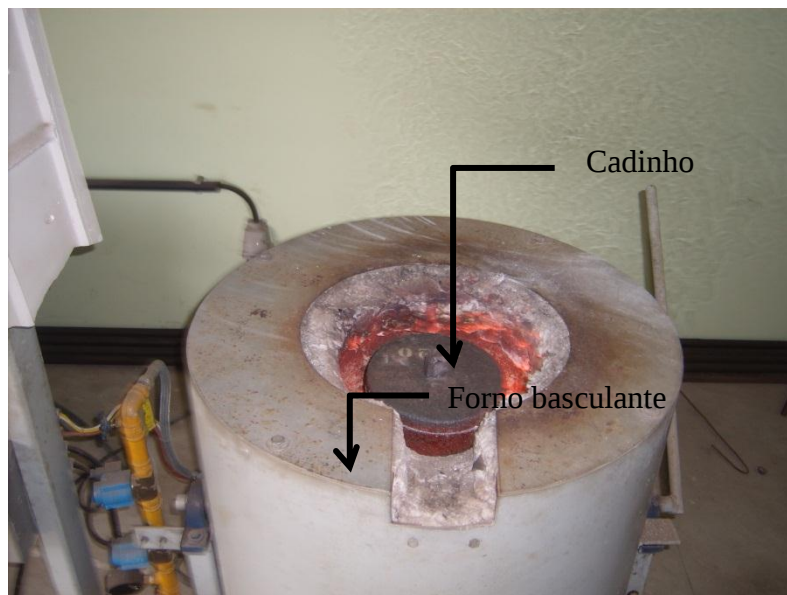


Figura 3.03 – Forno a gás utilizado para a fundição das ligas Cu-Al-Be e Cu-Al-Be-Nb-Ni.

Vale salientar terem sido realizadas seis fundições, obtendo-se trinta e seis amostras, doze de cada liga. A Figura 3.04 mostra o resultado de uma fundição. A parte central não serviu como amostra, em virtude da turbulência durante o vazamento no molde. Assim, para cada fundição, obtiveram-se seis amostras aptas para os experimentos.



Figura 3.04 – Corpo de prova fundido em um forno a gás.

3.2.3 Homogeneização e tratamento térmico das ligas

Finalizada a fundição das ligas, o passo seguinte consistiu em homogeneizá-las. Para isso, foi utilizado um forno elétrico tipo mufla - modelo 4213 da JUNG, com capacidade de aquecimento de até 1300°C (Figura 3.05), onde as amostras foram colocadas a uma temperatura de 850°C por um período de doze horas, sendo, em seguida, deixadas ao ar para o resfriamento até a temperatura ambiente.

Para o processo de têmpera, executado na metade das amostras de cada liga, as amostras foram colocadas em um forno elétrico tipo mufla - modelo 4213 da JUNG (Ver figura abaixo), por um período de uma hora, a uma temperatura de 850°C, e, em seguida, temperadas em água. A partir de então tais amostras passaram a ser **ligas com memória de forma**.



Figura 3.05 – Forno elétrico tipo mufla para processamentos térmicos.

3.3 CARACTERIZAÇÃO DAS LIGAS FUNDIDAS

Com o objetivo de verificar as temperaturas de transformação de fases, bem como de analisar a microestrutura das ligas fundidas, foram aplicados dois ensaios de caracterização a essas ligas: o DSC e a micrografia.

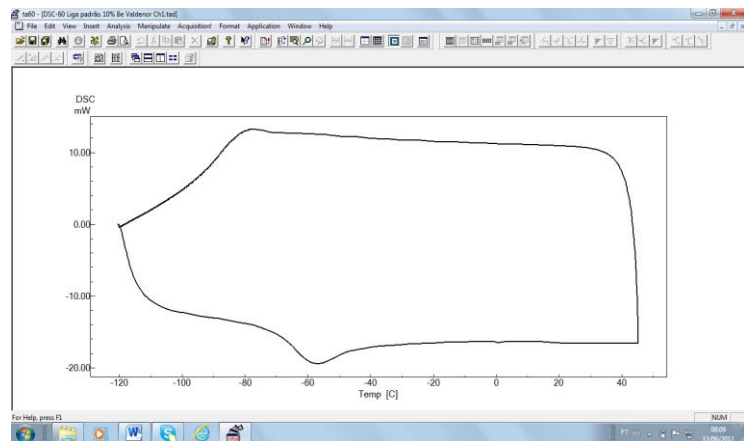
3.3.1 Calorimetria diferencial de varredura – DSC das ligas A, B e C

Para verificar as temperaturas de transformação de fases: M_i , M_f , A_i e A_f , foram retiradas pequeníssimas amostras das amostras temperadas das ligas A, B e C, as quais, por sua vez, foram colocadas em um DSC - modelo DSC-60 da SHIMADZU, como mostra a Figura 3.06a, visando verificar a faixa de temperatura para o início e final de transformação de fases, tanto da martensita quanto da austenita.

Para cobrir uma faixa de temperatura, configurada entre -120°C a 50°C , o DSC foi previamente abastecido com nitrogênio líquido. Para a configuração dessa temperatura, bem como do peso da pequeníssima amostra e das características do gráfico a ser gerado, utilizou-se o *software* ta60, versão 2.11, como mostrado na Figura 3.06b.



(a)



(b)

Figura 3.06 – (a) DSC – Calorimetria diferencial de varredura. (b) Software ta60 para configurar e adquirir dados do DSC.

3.3.2 Micrografia das ligas A, B e C

Para a análise micrográfica, foram retiradas seis amostras, sendo duas de cada uma das liga A, B e C, uma temperada e outra não temperada. As amostras foram lixadas, polidas e atacadas para só então serem levadas ao microscópio eletrônico. Os resultados micrográficos de cada amostra foram captados e gravados para posterior análise microestrutural bem como uma análise comparativa entre elas.

3.4 LEVANTAMENTO DOS ESFORÇOS DE CORTE

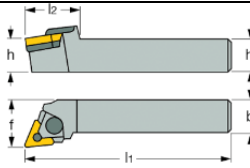
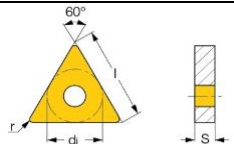
Foram realizados ensaios de usinagem por torneamento a seco nas ligas A, B e C (temperadas e não temperadas). Tais ensaios tiveram como objetivo determinar os esforços de corte (F_c , F_p e F_f) (Ver capítulo II item 2.4.1).

No que se refere aos parâmetros de corte utilizados, uns permaneceram com valores inalterados independentemente da liga, caso da velocidade de avanço, e outros tiveram seus valores alterados, caso particular da velocidade de corte.

3.4.1 Especificação do inserto

Para não influenciar nos resultados coletados, em todos os ensaios de usinagem por torneamento a seco, adotou-se inserto com as mesmas especificações técnicas, empregando-se indistintamente um mesmo suporte de ferramenta. Para isso, foi utilizada uma ferramenta de corte à direita de perfil triangular, dotada, no total, de seis arestas de corte, do tipo intercambiável, confeccionada em metal duro com classe ISO K20 sem cobertura (especificação do fabricante TNMA 160404 IC428). Sua seleção se deu com base no catálogo, ISCAR (2010). De forma mais completa, a Tab. 3.02 traz as especificações tanto do inserto quanto do suporte para essa ferramenta.

Tabela 3.02 – Descrição do suporte e do inserto utilizados para os ensaios de usinagem por torneamento a seco.

	Descrição Iscar (métrico): TMJNR 2020K-16W						
	$h=h_1$	b	l_1	l_2	f	γ_a	γ_r
	20	20	125	32	25	-6°	-6°
	Descrição Iscar: TNMA 160404 IC428						
	L (mm)	D_i (mm)	S (mm)	R (mm)	V_c (m/min)	a (mm/rot)	P_c (mm)
	16,50	9,52	4,76	0,4	300-600 250-500	0,25 0,30	0,5-3,0 1,0-4,0

3.4.2 Equipamento e instrumentações utilizados nos ensaios de usinagem a seco

Para a aquisição das forças de corte, durante a usinagem das amostras, foram utilizados alguns equipamentos e instrumentos do laboratório LABUS/CEFET/RJ, tais como um torno horizontal modelo mascote da NARDINE (figura 3.07a). Para a medição dos esforços de corte, foi utilizado um dinamômetro, modelo 9257 BA, a quartzo, com três componentes (F_x , F_y , F_z), integrado a um amplificador de carga, modelo 5233 A, ambos da KISTLER, recomendados para medição de forças de corte durante operações de torneamento (figura 3.07b). Foi utilizada também uma placa de aquisição de dados, modelo NI USB – 6221 da NATIONAL INSTRUMENTS (Figura 3.07c), para o envio dos dados ao *software* LabView Signal Express, do mesmo fabricante (Figura 3.07d). A Figura 3.08 mostra, de forma esquemática, as ligações entre o equipamento e instrumentos utilizados nos experimentos.

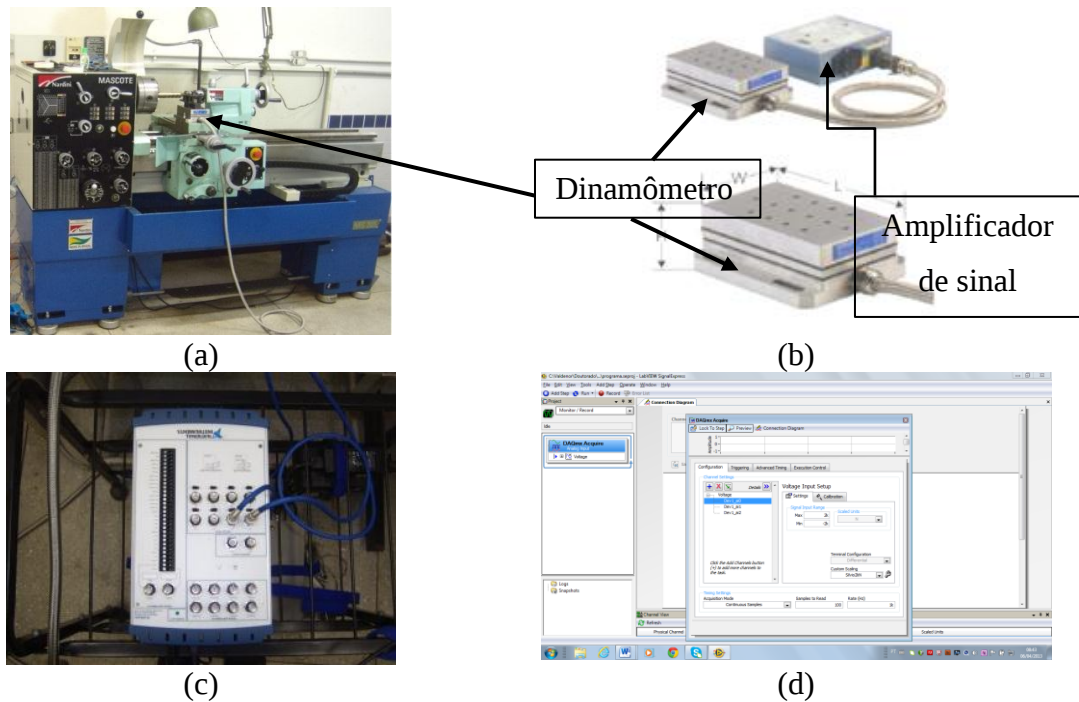


Figura 3.07 – Equipamento e instrumentação utilizados para a usinagem e aquisição dos esforços de corte (a) torno horizontal. (b) conjunto: dinamômetro e amplificador de sinal. (c) placa de aquisição de dados. (d) software LabView SignalExpress.

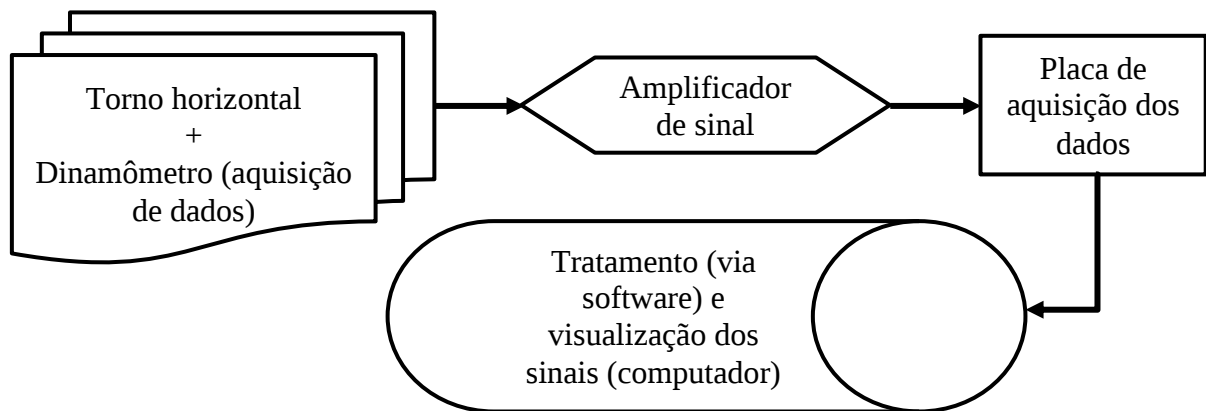


Figura 3.08 – Fluxo sequencial para a aquisição e visualização gráfica dos sinais de força.

3.4.3 Metodologia aplicada para a usinagem das amostras

Para facilitar a identificação das amostras temperadas e não temperadas, optou-se por codificá-las de acordo com a Tab. 3.03.

Tabela 3.03 – Codificação das ligas temperadas e não temperadas: T - temperada e NT - não temperada.

LIGA	CONDIÇÃO	CÓDIGO
Cu-11,8%Al-0,60%Be	Temperada	AT
	Não temperada	ANT
Cu-11,8%Al-0,55%Be	Temperada	BT
	Não temperada	BNT
Cu-11,8%Al-0,55%Be-0,50%Nb-0,27Ni	Temperada	CT
	Não temperada	CNT

As amostras, em um total de seis, passaram previamente por uma pré-usinagem visando à retirada da casca de fundição, à padronização de seus diâmetros e à confecção de canais. Assim, após essas operações, todas ficaram com um diâmetro de 31 mm e com quatro canais de 5 mm de comprimento e 26 mm de diâmetro, separadas entre si, da direita para a esquerda, em 20 mm, valor suficiente para a aquisição do sinal pelo dinamômetro. A Figura 3.09 mostra como ficaram essas amostras antes dos ensaios para a aquisição das dos sinais de força.

Os testes foram realizados em quatro réplicas, PA, PB, PC e PD, tendo cada uma quatro níveis de velocidade de corte. Assim, foram realizadas em cada amostra dezesseis aquisições de dados, totalizando, para as seis amostras ensaiadas, noventa e seis aquisições dos esforços de corte pelo equipamento piezoelétrico.



Figura 3.09 – Amostra utilizada para a aquisição das forças (F_z , F_y e F_x) ortogonais pelo dinamômetro.

Para que se entenda melhor a distribuição desses esforços de corte, ou seja, sua disposição entre o conjunto dinamômetro, ferramenta e peça, a Figura 3.10 mostra a montagem realizada para a execução de um dos ensaios. Vale salientar que, no início de todos os ensaios, a amostra encontrava-se em temperatura ambiente, algo em torno de vinte e sete graus, o que fez com que a variável temperatura fosse desconsiderada nos resultados

experimentais. Isso se deve ao fato de que entre a usinagem de uma réplica e outra, bem como entre um nível e outro, se dava um tempo de espera de vinte minutos para que a amostra voltasse a ter a temperatura ambiente.

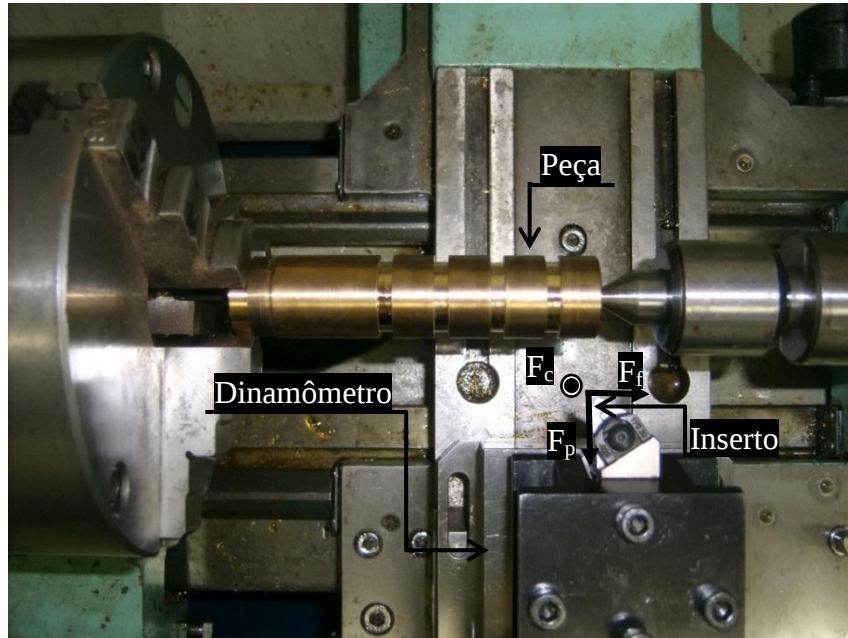


Figura 3.10 – Em vista superior: disposição das forças (F_c , F_f e F_p) com relação ao dinamômetro.

Como critério para a análise de desgaste da aresta de corte, aplicou-se, para cada amostra ensaiada, a mesma aresta. Desse modo, foram utilizadas seis arestas de corte para as seis amostras investigadas. A análise micrográfica desses desgastes ou avaria encontram-se no capítulo seguinte.

As condições de corte são apresentadas na Tab. 3.04, onde V_c é a velocidade de corte, n a velocidade de rotação da amostra, a_p a profundidade de corte e f o avanço por rotação. Para o planejamento do experimento, duas condições foram consideradas: o tratamento térmico (com ou sem tratamento térmico) e a velocidade de corte (em quatro níveis), como se mostra na Tab. 3.05. Em cada amostra, aplicaram-se dezesseis ensaios realizados, em quatro réplicas, com quatro níveis cada uma. Para o cálculo da velocidade de corte (V_c), utilizou-se a fórmula abaixo.

$$V_c = \frac{\pi D n}{1000} \text{ (m/min)} \quad (3.1)$$

Onde

D: Diâmetro da amostra (mm);

n: Rotação da amostra (rpm);

Tabela 3.04 – Condições de corte.

Ligas: AT, ANT, BT, BNT, CT e CNT			
Vc (m/min)	n (rpm)	a_p (mm)	f (mm/rev)
4 níveis	1600	0,50	0,091

Tabela 3.05 – Planejamento experimental: réplicas PA, PB, PC e PD.

Variáveis	Níveis			
	I	II	III	IV
Vc (m/min)	150,79	145,77	140,74	135,72
D (mm)	30	29	28	27
Tratamento térmico	Temperada / Não temperada	Temperada / Não temperada	Temperada / Não temperada	Temperada / Não temperada

3.4.4 Tratamento dos sinais adquiridos

O tratamento dos sinais adquiridos pelo dinamômetro, referente às forças F_c , F_f e F_p , foram feitos por meio de um algoritmo desenvolvido no MatLab. A partir do sinal filtrado, critério adotado por tal lógica de programação, foram calculadas, a partir da décima quarta rotação da peça e por um intervalo de dez rotações, as seguintes variáveis de saída para cada um dos níveis em suas respectivas réplicas:

1. Força resultante ;
2. Força resultante máxima;
3. Força resultante média;
4. Força resultante de pico a pico;

A Tab. 3.06 mostra os algoritmos aplicados para o cálculo dessas variáveis de saída, com base na lógica de programação compilada no MatLab.

Tabela 3.06 – Algoritmo aplicado à lógica de programação para o cálculo das variáveis de saída

Variáveis	Fórmulas compiladas
Força resultante	$Fres_all = ((Fz_{all})^2 + (Fy_{all})^2 + (Fx_{all})^2)^{0,5}$
Força resultante máxima	$\max_F_rot(i) = \max(Fres_all(p3:p3 + floor(pprev) - 1))$
Força resultante média	$\text{mean_}F_rot(i) = \text{mean}(Fres_all(p3:p3 + floor(pprev) - 1))$
Força resultante de pico a pico	$PP_F_rot(i) = \max(Fres_all(p3:p3+floor(pprev)-1)) - \min(fres_all(p3:p3+floor(pprev)-1)); p3 = p3 + floor(pprev)$

A lógica de programação, envolvendo todas as variáveis e condições aplicadas para o cálculo destas forças e outras variáveis, encontra-se no anexo I.

Vale ainda salientar que, para cada rotação da peça, foram captadas 37,5 componentes de forças (F_z , F_y e F_x), perfazendo, após dez rotações da peça, trezentos e setenta e cinco aquisições para cada um dos esforços de corte (F_c , F_f e F_d). Isso foi possível por meio da frequência do dinamômetro, 0,001s para cada aquisição, e da rotação aplicada à peça, 1600 RPM.

3.5 TEMPERATURA DAS AMOSTRAS DURANTE TORNEAMENTO A SECO

Os ensaios seguintes objetivaram verificar as variações térmicas superficiais causadas pelo efeito da usinagem por torneamento a seco e, ao mesmo tempo, fazer um paralelo, em função dos valores dessas temperaturas, com os esforços de corte adquiridos neste instante entre as amostras AT, ANT, BT, BNT, CT e CNT. Para isso, foi adotada a mesma metodologia aplicada aos ensaios executados exclusivamente para a medição dos esforços de corte, conquanto se tenha aplicado a cada amostra ensaiada uma só velocidade de corte para um curso de usinagem de 100 mm. Tal curso, se comparado aos utilizados para a análise exclusiva dos esforços de corte, foi quintuplicado.

3.5.1 Equipamentos e instrumentações utilizados nos ensaios

Além da ferramenta de corte e do torno horizontal descritos nos itens 3.4.1 e 3.4.2, foram utilizados outros equipamentos, agora do Laboratório de Máquinas Operatrizes - LMO/IFCE Campus Fortaleza sendo, um centro de torneamento CNC e um termômetro

digital acoplado a um termopar tipo K. O primeiro, do modelo diplomat da NARDINI (figura 3.11), é dotado do comando CNC Fanuc Oi-TC, com torre para troca automática de até doze ferramentas. Para a medição da temperatura, empregou-se o conjunto: **1.** Termômetro digital portátil de precisão (figura 3.11b), com duas entradas independentes para J, K, T, R, S, PT-100 ou mV, com faixa de medição -200 a +1820°C (de acordo com a sonda), modelo SMARTMETER, da NÓVUS, com certificação de calibragem, como mostra o anexo II. **2.** Sonda de superfície com termopar tipo K, como mostra a figura 3.11b, ponta de contato tipo fita, haste com 125 mm, faixa de medição -50 a +500°C, modelo TP-6000, da ICEL.



(a)



(b)

Figura 3.11 – Equipamento e instrumentações utilizados para coletar a temperatura durante usinagem das amostras (a) centro de torneamento horizontal. (b) conjunto: termômetro digital e termopar tipo K.

3.5.2 Metodologia aplicada para a medição das temperaturas

As medições das temperaturas superficiais das amostras, após cada passada de usinagem, ocorreram em cinco etapas, distribuídas de acordo com a Tab. 3.07. Vale salientar que, no início de cada usinagem, a amostra encontrava-se na temperatura ambiente (era dado um tempo suficiente para que isso ocorresse, algo em torno de 20min.)

Tabela 3.07 – Intervalos para as medições da temperatura superficial das amostras após usinagem. T – temperatura, V_{cc} – Velocidade de corte constante, P_c - profundidade de corte, F_f – Velocidade de avanço, C_c – comprimento do curso de usinagem.

LIGAS: AT, ANT, BT, BNT, CT e CNT				
T (°C)	V_{cc} (m/min)	P_c (mm)	F_f (mm)	C_c (mm)
1ª Medida	151	0,50	0,091	20
2ª Medida	151	0,50	0,091	40
3ª Medida	151	0,50	0,091	60
4ª Medida	151	0,50	0,091	80
5ª Medida	151	0,50	0,091	100

Para a construção do programa NC, adotou-se uma velocidade de corte constante (coluna dois da tabela 3.07), ou seja, independentemente do diâmetro da amostra, a velocidade periférica inserto/peça manteve-se igual em todas as passadas.

Em todas as amostras ensaiadas, num total de seis, foram dadas quatro passadas completas de 100 mm, sendo que, na primeira, houve duas paradas, predeterminadas pelo programa NC, com a finalidade de verificar, por meio do sensor tipo K (termopar), a temperatura superficial daquele instante, bem como de proporcionar o arrefecimento da amostra até alcançar a temperatura ambiente (validado pelo termopar). Nas demais passadas, ocorreu apenas uma parada. O comprimento de corte para cada parada está mostrado na tabela 3.07.

Para confrontar os resultados dessas temperaturas com os esforços de corte, ensaios semelhantes aos do item 3.4.3 foram também realizados. Para cada amostra ensaiada (Ver especificações na tabela 3.02), foram dadas quatro passadas de 100 mm de comprimento. Quanto aos parâmetros de corte utilizados, foram os mesmos das tabelas 3.03 e 3.04. A Figura 3.12 traz a montagem de um desses ensaios.



Figura 3.12 – Aquisição das forças de corte em um torneamento a seco: $C_c = 100$ mm, $P_c = 0,50$ mm, $F_f = 0,091$ mm/rot.

3.6 VERIFICAÇÃO DA MARTENSITA RETIDA EM AMOSTRAS COM EMF

Às amostras AT, BT e CT, aplicou-se mais um ensaio, o de circularidade. O objetivo de tal ensaio foi verificar se houve ou não a formação de martensita retida após uma operação de usinagem. Para tanto, aplicando um dos parâmetros de corte já utilizados anteriormente, neste caso $V_c = 150.79$ m/min, $P_c = 0,5$ mm e $F_f = 0,091$ mm/rot., foram executadas em tais amostras operações de torneamento a seco, minutos antes do início dos ensaios de circularidade.

3.6.1 Equipamentos utilizados nos ensaios

Para a usinagem das amostras por torneamento a seco, utilizou-se uma ferramenta de corte com as mesmas especificações técnicas descritas no subcapítulo 3.4.1. Quanto ao torno horizontal, empregou-se o mesmo equipamento utilizado nos ensaios anteriores, cuja descrição completa encontra-se no subcapítulo 3.4.2. Nos ensaios de circularidade, foi utilizado um centro de metrologia tridimensional do laboratório de metrologia do IFCE/Campus Cedro, modelo Aberlink Axion Too da TURRETTINI. Tal equipamento possui exatidão volumétrica conforme a norma B89 0.010/300 mm e resolução de 0,001 mm, segundo a VDI (U3) $0,004 + 0,005L/1.000$ mm e o seguinte volume de medida: $X =$

600 mm, $Y = 510$ mm e $Z = 400$ mm (A figura 3.13 mostra este equipamento durante os ensaios).

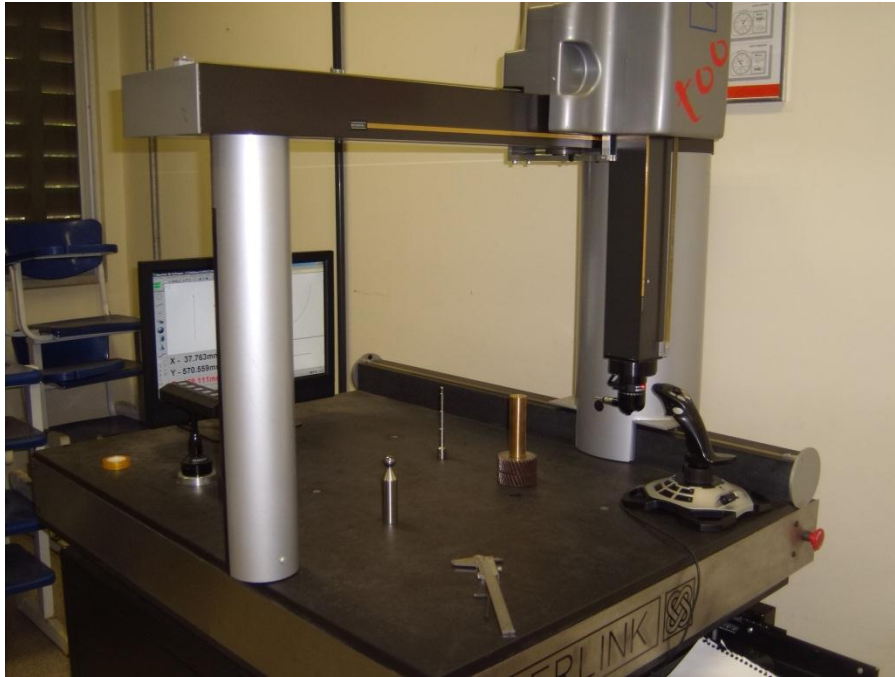


Figura 3.13 – Centro de metrologia tridimensional da Turretini.

3.6.2 Metodologia aplicada para a medição da circularidade

Os ensaios de circularidade foram executados a 60 mm de uma das faces de cada amostra. Para configurar tal posicionamento, bem como a geometria circunferencial, três coordenadas foram gravadas em torno de uma das amostras ensaiadas, no mesmo plano XY, A Figura 3.14 mostra o momento desta configuração.

Para cada amostra temperada, foram realizados dezesseis ensaios em um intervalo total de 24 horas. De forma distributiva, a Tab. 3.08 traz os horários e intervalos dos testes. Vale salientar que esses horários correspondem aos ensaios realizados na liga AT. Nas demais, acrescentam-se 10 minutos para o ensaio da liga BT e mais 10 para o ensaio da liga CT. Isto se deve ao fato da montagem das amostras sobre a mesa e a configuração do software de captura dos dados gerados.

Tabela 3.08 – Frequência para os ensaios de circularidade da liga AT.

ENSAIOS	1º	2º	3º	4º	5º	6º	7º	8º
HORÁRIOS	16:00	17:00	18:00	19:00	20:00	21:00	22:00	23:00
INTERVALOS	01h	01h	01h	01h	01h	01h	01h	01h
ENSAIOS	9º	10º	11º	12º	13º	14º	15º	16º
HORÁRIOS	00:00	01:00	03:00	05:00	07:00	09:00	12:00	15:00
INTERVALOS	01h	01h	02h	02h	02h	02h	03h	03h

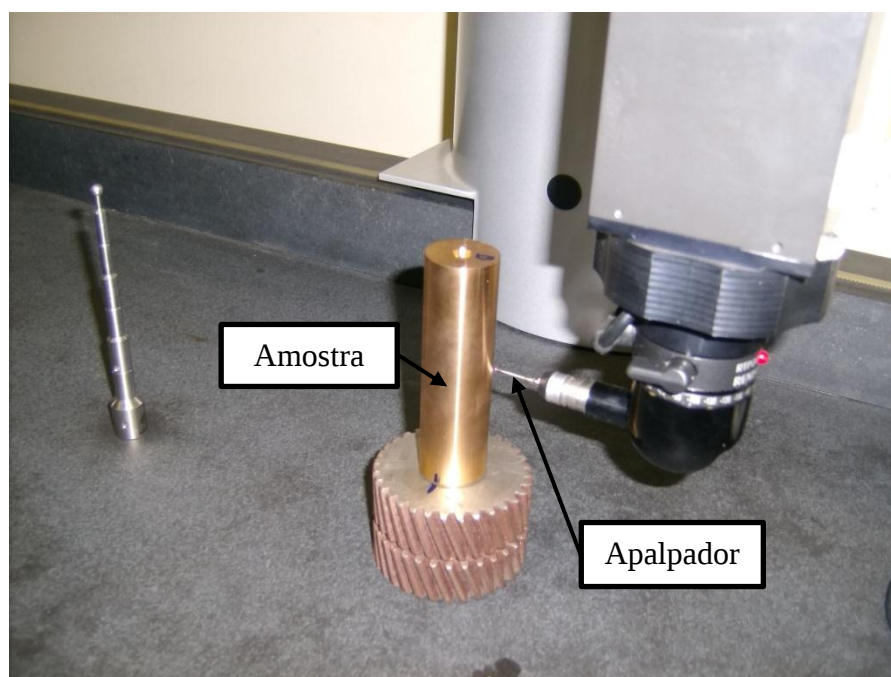


Figura 3.14 – Configuração do posicionamento do plano XY através do apalpador com mercúrio.

CAPÍTULO IV

RESULTADOS E DISCUSSÕES SOBRE A CARACTERIZAÇÃO E ENSAIOS REALIZADOS

4.1 CONSIDERAÇÕES INICIAIS

No capítulo anterior, descreveu-se a metodologia experimental aplicada às seis ligas à base de Cu-Al-Be, as quais, desde a obtenção e conforme suas caracterizações, passaram por ensaios de usinagem a seco, com o propósito de obter os esforços de corte e o nível de geração de temperatura, por intermédio também da usinagem a seco, processo finalizado com os ensaios de circularidade, por meio dos quais foi verificado se houve ou não a retenção da martensita após os ensaios de usinagem nas ligas com MF.

O presente capítulo expõe os resultados experimentais descritos metodologicamente no capítulo anterior. A princípio, são informadas as temperaturas de transformação de fases das ligas temperadas, incluindo, com especial destaque, um paralelo entre a influência da inserção e da percentagem dos constituintes sobre esses resultados. Em seguida, são mostradas e discutidas as forças resultantes máximas, médias e de pico a pico, calculadas por meio das forças de corte, de penetração e de avanço, adquiridas em ligas com ou sem MF. Em relação à liga com MF, mostra-se ainda a influência de seus constituintes como também a presença do EMF nos resultados obtidos.

Os resultados das temperaturas obtidas durante a usinagem, bem como a presença ou não de martensita retida decorrente desse processo de fabricação são também evidenciados e discutidos neste capítulo.

4.2 CARACTERIZAÇÃO DAS LIGAS ENSAIADAS

4.2.1 Temperaturas de transformação de fases entre as amostras temperadas

A Figura 4.01 mostra os gráficos DSC's **a b e c**, correspondentes às ligas AT, BT e CT, respectivamente. Observa-se, em 4.01a, que as temperaturas de transformação de fases foram menores, se comparadas às da Figura 4.01b. Considerando as ligas BT e AT, a diferença a menor do percentual em peso de Be é de 0,05% para a primeira. Assim, suas temperaturas de transformação de fases, tanto da martensita quanto da austenita, foram aumentadas em torno de 50 e 33 graus Célsius, respectivamente.

Entretanto, ao adicionar ao banho a liga-mãe Nb-Ni, caso da liga CT, as temperaturas de transformação de fases tendem a diminuir (Ver figura 4.01c). O Quadro 4.01 mostra as temperaturas de transformação de fases M_i/M_f e A_i/A_f para a martensita e austenita, respectivamente. Tal fato é atribuído, segundo FUNAKUBO (1987), ao elemento químico Ni. A Tab. 4.02 lista as modificações nas temperaturas de transformação de fases com o teor de Al fixo e variando o do Ni. Quanto ao Nb, sua influência nas características da liga será discutida no subitem posterior.

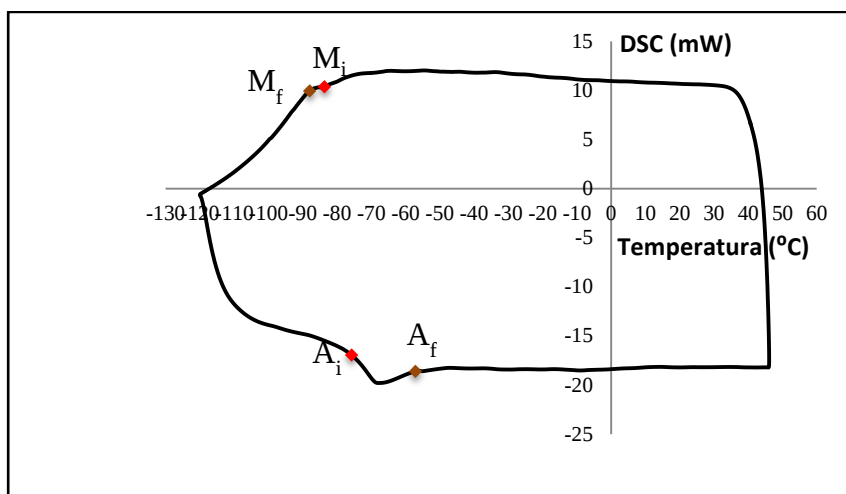
Vale salientar ainda que, no campo histerético, houve um aumento significativo na liga CT, se comparado às outras duas ligas.

Quadro 4.01 – Temperaturas de início e final de transformação de fases da martensita e austenita das ligas AT, BT e CT.

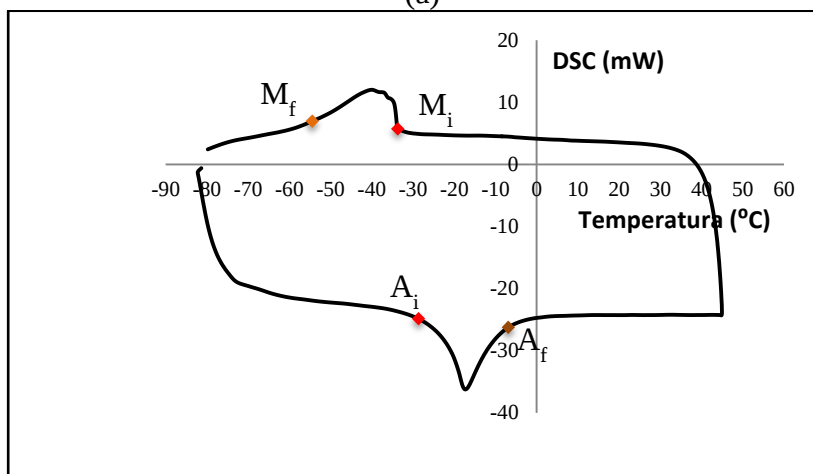
Ligas	Fases	Martensítica		Austenítica	
		M _i (°C)	M _f (°C)	A _i (°C)	A _f (°C)
	AT: (Cu-11,8%Al-0,60%Be)	-83,65	-87,92	-75,67	-57,15
	BT: (Cu-11,8%Al-0,55%Be)	-33,63	-54,56	-28,84	-6,87
	CT: (Cu-11,8%Al-0,55%Be-0,50%Nb-0,27Ni)	-52,46	-74,63	-42,91	-22,42

Tabela 4.01 – Relação entre a concentração de Ni e os pontos de transformação de fases da liga CuAlNi (FUNAKUBO:124)

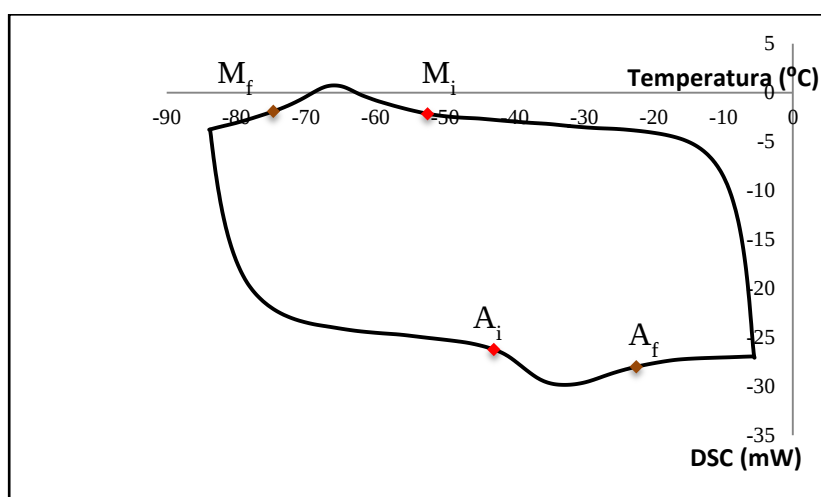
Cu[wt%]	Al [wt%]	Ni [wt%]	M _i [°C]	M _f [°C]	A _i [°C]	A _f [°C]
72	28	0	12	-33	-43	47
71	28	1	-8	-23	4	17
70	28	2	-3	-4	10	17
69	28	3	-25	-40	-13	7
68	28	4	-93	-101	-73	-43



(a)



(b)



(c)

Figura 4.01 – DSC's das ligas: A (Cu-11,8Al-0,60Be % em peso), B (Cu-11,8Al-0,55Be % em peso) e C (Cu-11,8Al-0,55Be-0,50Nb-0,27Ni em peso).

4.2.2 Análise micrográfica das amostras temperadas e não temperadas

Como constatado anteriormente, os constituintes Be e Ni fazem variar as temperaturas de transformação de fases. Já o Nióbio, ao ser adicionado à liga Cu-Al-Be através da liga-mãe Nb-Ni, faz com que haja o refinamento dos seus grãos, como mostra a micrografia abaixo da liga CT e CNT.

O resultado desse refinamento leva a mudanças significativas nos valores adquiridos pelo dinamômetro piezoelétrico e consequentemente nos parâmetros de usinagem, como será mostrado no tópico seguinte.

A Figura 4.02 traz as micrografias das seis ligas estudadas, distribuídas em duas colunas, a da esquerda, que corresponde às amostras temperadas, e a da direita, às não temperadas. Percebe-se que as micrografias correspondentes à amostra da liga C (CT e CNT) possuem grãos bem menores se comparadas com as demais. Assim, comprova-se, de maneira eficaz, o efeito do nióbio quanto ao refinamento dos grãos.

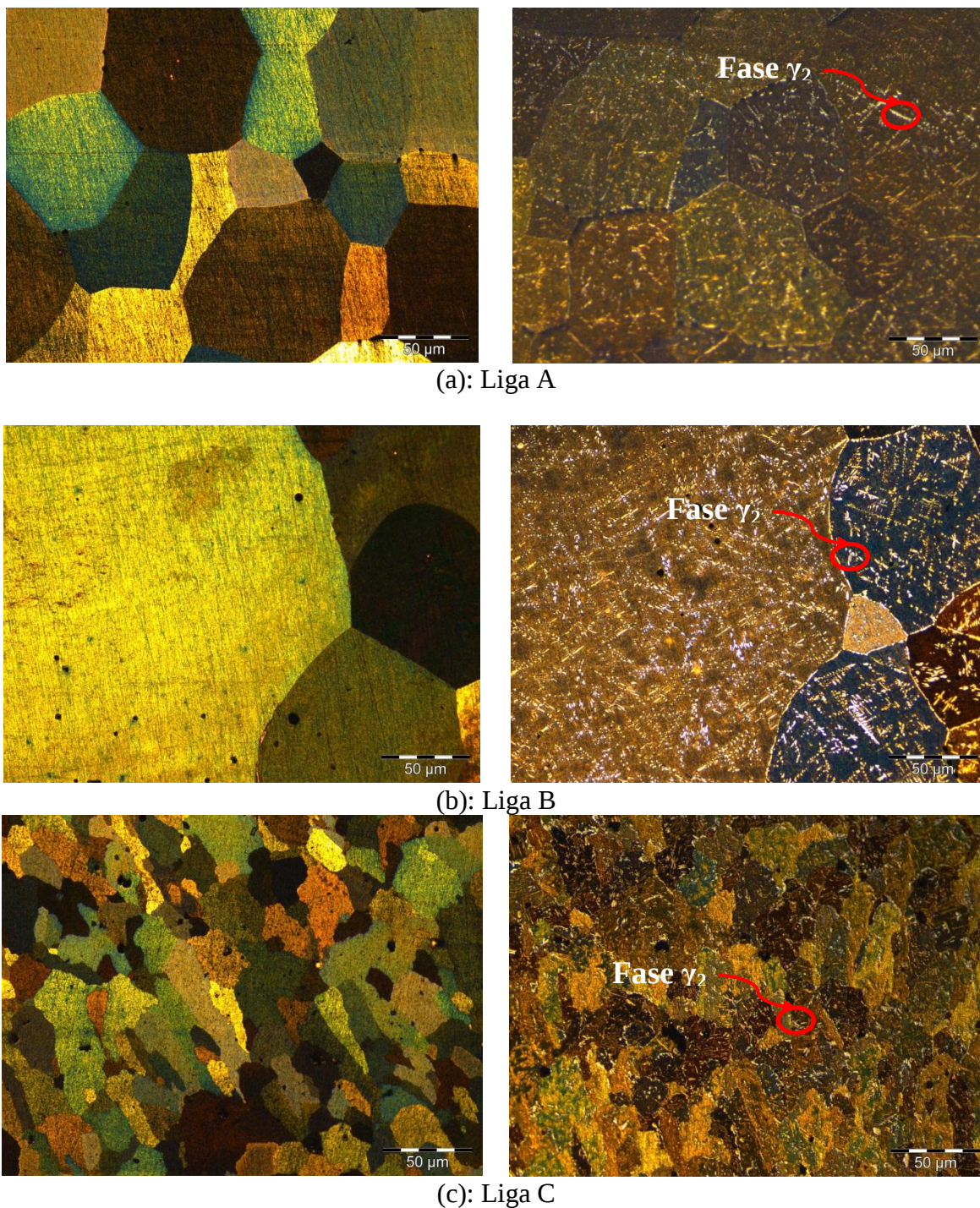


Figura 4.02 – Micrografia das ligas: A, B e C. Coluna da esquerda – amostras temperadas (AT, BT e CT). Coluna da direita – amostras não temperadas (ANT, BNT e CNT).

Segundo FUNAKUBO (1987), em um equilíbrio térmico, a fase β , correspondente a 12wt% de Al, no ponto eutetóide, separa-se nas fases α (estrutura CFC) e γ_2 , as quais são mostradas nas micrografias posicionadas na coluna da direita (figura 4.02). Observa-se uma matriz, fase α , e uma outra, precipitados γ_2 , em formato de agulhas, distribuídas em

toda a estrutura da micrografia. Entretanto, segundo o mesmo autor, “se uma amostra, vinda de uma região de uma única fase β , é temperada rapidamente, o estado eutetóide é evitado e a martensita é induzida a partir da temperatura M_i ”. De acordo com as micrografias acima (em temperatura ambiente), para as três ligas temperadas, as estruturas são únicas e denominadas de fase β_1 (estrutura do tipo DO₃).

4.3 FORÇAS RESULTANTES POR TORNEAMENTO A SECO

Como já descrito no subcapítulo 3.4.3, os ensaios, com quatro réplicas, foram realizados por torneamento a seco em seis amostras, sendo duas para cada liga, três das quais no estado temperado e as outras em condições não temperadas.

4.3.1 Resultados descritivos dos sinais pós-tratados

A Figura 4.03 traz o gráfico das forças *versus* tempo, correspondentes às forças de corte (F_c); de penetração (F_p) e de avanço (F_f), representadas, respectivamente, pelos eixos: F_z , F_y e F_x , medidas tomadas durante a usinagem por torneamento a seco da amostra da liga AT (réplica PA – nível I).

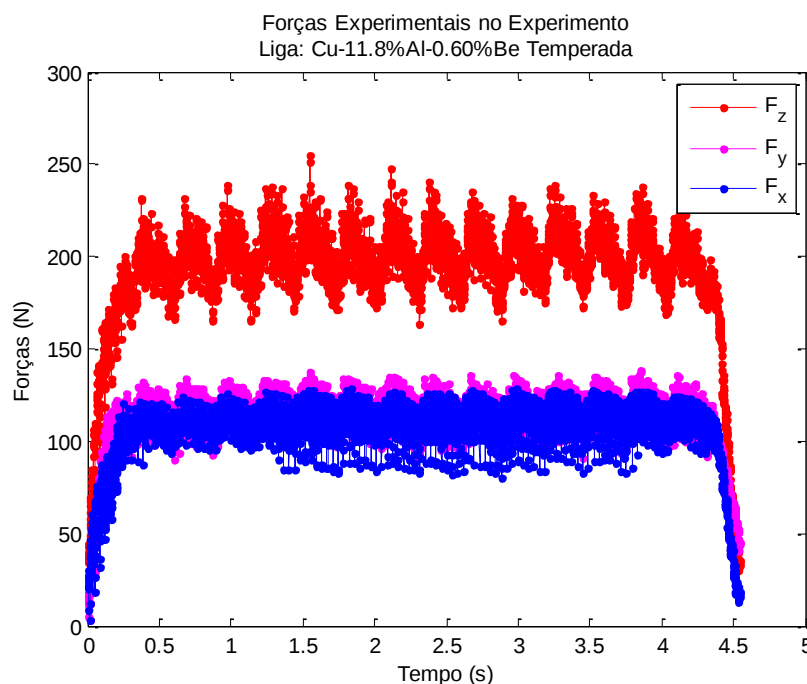


Figura 4.03 – Forças experimentais adquiridas após usinagem por torneamento a seco da liga AT: réplica PA – nível I.

Para o cálculo das forças resultantes (Ver fórmula no anexo III), foram considerados, como descrito no item 3.4.4, os sinais adquiridos em dez rotações da peça, sendo a primeira após a décima quarta rotação do início da usinagem, cabendo registrar que desses levantamentos já estão subtraídos os ruídos dos sinais. Melhor explicando, por cada rotação da peça, a Figura 4.04 mostra os gráficos das médias das forças resultantes, por rotação, (máximas, médias e de pico a pico) da amostra AT, após usinagem das réplicas PA, PB, PC e PD – nível I ($V_c=150,79$ m/min).

Ao longo das rotações, observa-se que há certa variação entre as forças de mesma denominação. Tal fato pode ser atribuído, entre outros fatores, à presença interna de poros no material, causadas, em boa parte, pelo tipo de processo de fundição.

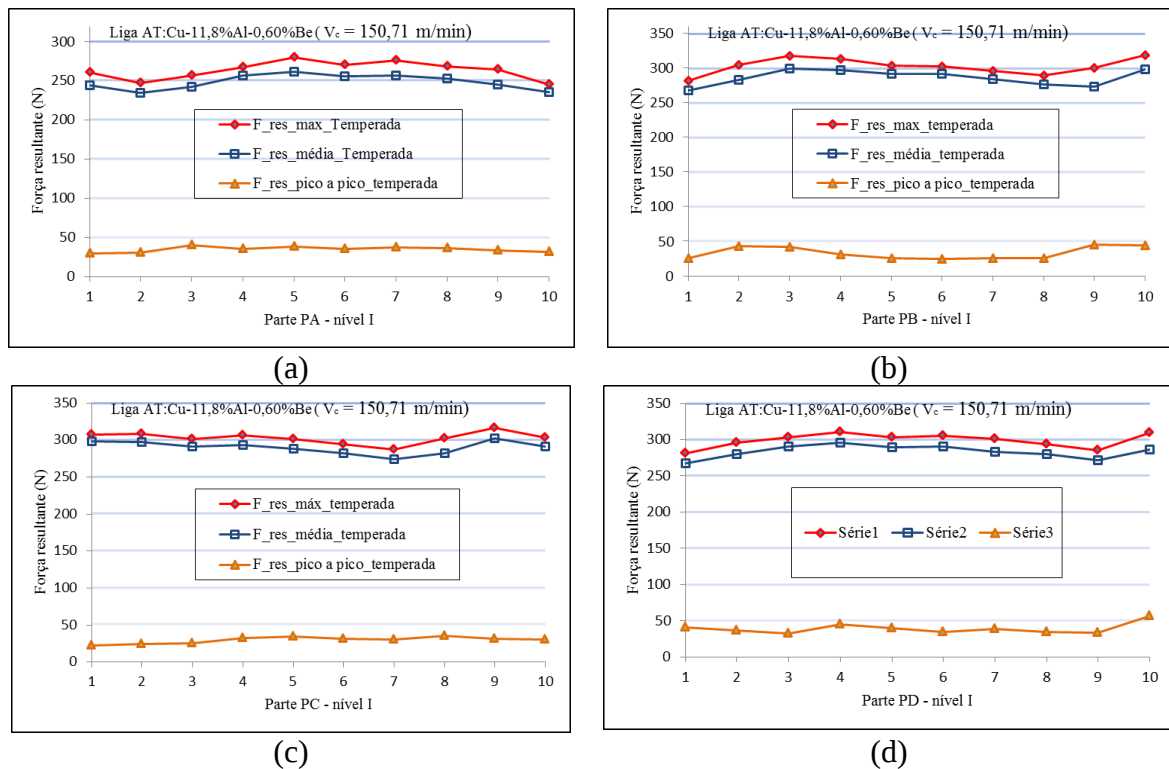


Figura 4.04 – Média por rotação das forças resultantes: máximas, médias e de pico a pico - amostra temperada da liga A (código AT – $V_c=150,79$ m/min.): (A) médias por rotação da parte PA; (B) médias por rotação da parte PB; (C) médias por rotação da parte PC; (D) médias por rotação da parte PD.

Para amenizar tal efeito, no levantamento das forças resultantes, adotar-se-á a média do somatório destas forças nas quatro réplicas (PA, PB, PC e PD) do mesmo nível, por rotação da peça. Como resultado desta metodologia a Figura 4.05 traz, em forma de gráfico, as forças resultantes de mesma denominação ao longo das dez rotações.

Numericamente, o quadro 4.02 traz a média entre as réplicas, em valores inteiros, da média das forças resultantes (N), adquiridas pelo dinamômetro piezoelétrico, por cada rotação, no nível I da amostra AT.

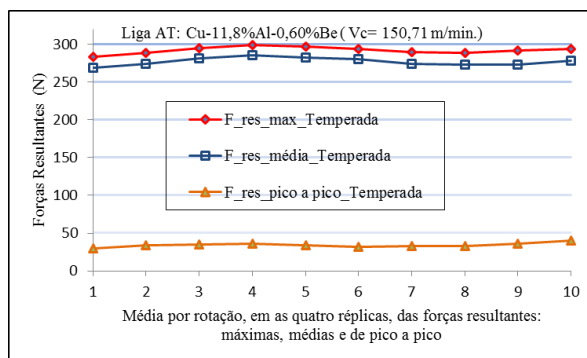


Figura 4.05 – Média por rotação, entre as quatro réplicas, das forças resultantes: máximas, médias e de pico a pico, após usinagem da amostra temperada da liga A (código AT – $V_c=150,79$ m/min.).

Quadro 4.02 – Média somatória das forças resultantes, por rotação da peça, entre as réplicas de mesmo nível.

Liga AT: Cu-11,8%Al-0,60%Be – Forças resultantes – N, em valores inteiros, por rotação entre as réplicas (nível I)											
Fres_ máxima		rotações									
		1 ^a	2 ^a	3 ^a	4 ^a	5 ^a	6 ^a	7 ^a	8 ^a	9 ^a	10 ^a
Réplicas	PA	261	248	257	267	280	270	276	269	265	246
	PB	282	304	318	312	303	302	295	289	300	318
	PC	308	308	301	306	302	295	287	302	316	303
	PD	281	295	303	311	304	306	302	294	285	309
	Med	283	289	295	299	297	293	290	288	291	294
Fres_ média		rotações									
		1 ^a	2 ^a	3 ^a	4 ^a	5 ^a	6 ^a	7 ^a	8 ^a	9 ^a	10 ^a
Réplicas	PA	245	235	242	257	261	256	257	253	245	236
	PB	267	282	298	296	291	291	283	276	273	298
	PC	298	297	291	293	289	282	274	282	302	291
	PD	267	280	291	296	289	291	283	280	272	287
	Méd	269	274	281	286	283	280	274	273	273	278
Fres_ pico a pico		rotações									
		1 ^a	2 ^a	3 ^a	4 ^a	5 ^a	6 ^a	7 ^a	8 ^a	9 ^a	10 ^a
Réplicas	PA	29	31	40	36	38	35	38	36	34	31
	PB	26	43	42	31	25	24	25	26	45	44
	PC	22	24	25	32	34	32	31	36	31	30
	PD	41	37	32	45	40	35	39	34	33	57
	Méd	30	34	35	36	34	32	33	33	36	40

Para se ter uma conclusão mais precisa acerca da média das forças resultantes, outras análises podem ser utilizadas, tais como, as medidas de posição (média aritmética ($\bar{X}$) e mediana (M_d)) e a variabilidade (variância (S^2), desvio padrão (S) e o coeficiente de variabilidade (CV)). Suas fórmulas encontram-se no anexo III.

A seguir, são mostrados os dados descritivos (medidas de posição e de variabilidade) referentes a média entre as réplicas das forças resultantes adquiridas após a usinagem por torneamento a seco das amostras: AT, ANT, BT, BNT, CT e CNT. Quanto aos dados quantitativos, o anexo IV traz os valores das médias entre as réplicas (PA, PB, PC e PD) dos níveis I, II, III e IV das referidas amostras ensaiadas.

RESULTADOS DESCRITIVOS – AMOSTRAS AT e ANT

Os quadros 4.03 e 4.04 trazem os resultados descritivos entre as réplicas das forças resultantes, por rotação da peça, quais sejam máximas, médias e de pico a pico, referentes às amostras AT e ANT para os níveis I, II, III e IV.

Quadro 4.03 - Resultado descritivo entre as médias das forças resultantes por um período de dez rotações da amostra AT.

Liga AT: Cu-11,8%Al-0,60%Be – descritiva entre as réplicas (nível I)					
Medidas	Posição		Variabilidade		
Forças Resultantes (N)	Média ($\bar{X}$)	Mediana (M_d)	Variância (S^2)	Desvio padrão (S)	Coef. de variação (CV)
Fres_máx.	291,99	292,33	20,16	4,49	1,54
Fres_média	276,93	276,02	24,30	4,93	1,78
Fres_pico a pico	34,20	33,97	7,45	2,73	7,98
Liga AT: Cu-11,8%Al-0,60%Be – descritiva entre as réplicas (nível II)					
Medidas	Posição		Variabilidade		
Forças Resultantes (N)	Média ($\bar{X}$)	Mediana (M_d)	Variância (S^2)	Desvio padrão (S)	Coef. de variação (CV)
Fres_máx.	287,91	289,67	29,62	5,44	1,89
Fres_média	272,17	272,24	27,83	5,28	1,94
Fres_pico a pico	35,10	35,70	3,38	1,84	5,23
Liga AT: Cu-11,8%Al-0,60%Be – descritiva entre as réplicas (nível III)					
Medidas	Posição		Variabilidade		
Forças Resultantes (N)	Média ($\bar{X}$)	Mediana (M_d)	Variância (S^2)	Desvio padrão (S)	Coef. de variação (CV)
Fres_máx.	293,30	293,24	33,22	5,76	1,97
Fres_média	276,63	277,07	33,24	5,77	2,08
Fres_pico a pico	41,05	40,06	11,76	3,43	8,35
Liga AT: Cu-11,8%Al-0,60%Be – descritiva entre as réplicas (nível IV)					
Medidas	Posição		Variabilidade		
Forças Resultantes (N)	Média ($\bar{X}$)	Mediana (M_d)	Variância (S^2)	Desvio padrão (S)	Coef. de variação (CV)
Fres_máx.	354,64	364,66	911,47	30,19	8,51
Fres_média	342,44	341,74	3,34	1,83	0,53
Fres_pico a pico	51,26	50,83	12,53	3,54	6,91

Quadro 4.04 - Resultado descritivo entre as médias das forças resultantes por um período de dez rotações da amostra ANT.

Liga ANT: Cu-11,8%Al-0,60%Be – descritiva entre as réplicas (nível I)					
Medidas	Posição		Variabilidade		
Forças Resultantes (N)	Média ($\bar{X}$)	Mediana (M_d)	Variância (S^2)	Desvio padrão (S)	Coef. de variação (CV)
Fres_máx.	277,27	276,36	23,45	4,84	1,75
Fres_média	261,33	260,49	16,05	4,01	1,53
Fres_pico a pico	33,43	32,26	7,92	2,81	8,42
Liga ANT: Cu-11,8%Al-0,60%Be – descritiva entre as réplicas (nível II)					
Medidas	Posição		Variabilidade		
Forças Resultantes (N)	Média ($\bar{X}$)	Mediana (M_d)	Variância (S^2)	Desvio padrão (S)	Coef. de variação (CV)
Fres_máx.	317,74	316,34	7,25	2,69	0,85
Fres_média	302,35	301,64	7,95	2,82	0,93
Fres_pico a pico	48,18	48,76	34,87	5,91	12,26
Liga ANT: Cu-11,8%Al-0,60%Be – descritiva entre as réplicas (nível III)					
Medidas	Posição		Variabilidade		
Forças Resultantes (N)	Média ($\bar{X}$)	Mediana (M_d)	Variância (S^2)	Desvio padrão (S)	Coef. de variação (CV)
Fres_máx.	319,98	320,65	8,96	2,99	0,94
Fres_média	302,47	302,24	6,08	2,47	0,82
Fres_pico a pico	55,75	54,18	118,83	10,90	19,55
Liga ANT: Cu-11,8%Al-0,60%Be – descritiva entre as réplicas (nível IV)					
Medidas	Posição		Variabilidade		
Forças Resultantes (N)	Média ($\bar{X}$)	Mediana (M_d)	Variância (S^2)	Desvio padrão (S)	Coef. de variação (CV)
Fres_máx.	349,46	348,59	5,93	2,43	0,70
Fres_média	330,20	329,88	3,24	1,80	0,55
Fres_pico a pico	53,31	54,47	28,45	5,33	10,00

RESULTADOS DESCRITIVOS – AMOSTRAS BT e BNT

Os quadros 4.05 e 4.06 trazem as medidas de posição e de variabilidade das forças resultantes, por rotação da amostra (entre as réplicas), quais sejam máximas, médias e de pico a pico, referentes às amostras BT e BNT para os níveis I, II, III e IV.

Quadro 4.05 - Resultado descritivo entre as médias das forças resultantes por um período de dez rotações da amostra BT.

Liga BT: Cu-11,8%Al-0,55%Be – média entre as réplicas (nível I)					
Medidas	Posição		Variabilidade		
Forças Resultantes (N)	Média ($\bar{X}$)	Mediana (M_d)	Variância (S^2)	Desvio padrão (S)	Coef. de variação (CV)
Fres_máx.	293,20	292,68	26,59	5,16	1,76
Fres_média	276,64	275,79	22,06	4,70	1,70
Fres_pico a pico	35,83	35,77	7,02	2,65	7,39
Liga BT: Cu-11,8%Al-0,55%Be – média entre as réplicas (nível II)					
Medidas	Posição		Variabilidade		
Forças Resultantes (N)	Média ($\bar{X}$)	Mediana (M_d)	Variância (S^2)	Desvio padrão (S)	Coef. de variação (CV)
Fres_máx.	310,02	308,61	32,84	5,73	1,85
Fres_média	293,19	293,79	23,69	4,87	1,66
Fres_pico a pico	34,22	33,20	12,32	3,51	10,26
Liga BT: Cu-11,8%Al-0,55%Be – média entre as réplicas (nível III)					
Medidas	Posição		Variabilidade		
Forças Resultantes (N)	Média ($\bar{X}$)	Mediana (M_d)	Variância (S^2)	Desvio padrão (S)	Coef. de variação (CV)
Fres_máx.	300,90	302,09	28,12	5,30	1,76
Fres_média	283,91	285,28	32,96	5,74	2,02
Fres_pico a pico	40,20	38,85	32,11	5,67	14,10
Liga BT: Cu-11,8%Al-0,55%Be – média entre as réplicas (nível IV)					
Medidas	Posição		Variabilidade		
Forças Resultantes (N)	Média ($\bar{X}$)	Mediana (M_d)	Variância (S^2)	Desvio padrão (S)	Coef. de variação (CV)
Fres_máx.	332,50	332,61	20,12	4,49	1,35
Fres_média	312,65	311,89	12,65	3,56	1,14
Fres_pico a pico	48,56	46,60	24,58	4,96	10,21

Quadro 4.06 - Resultado descritivo entre as médias das forças resultantes por um período de dez rotações da amostra BNT.

Liga BNT: Cu-11,8%Al-0,55%Be – média entre as réplicas (nível I)					
Medidas	Posição		Variabilidade		
Forças Resultantes (N)	Média ($\bar{X}$)	Mediana (M_d)	Variância (S^2)	Desvio padrão (S)	Coef. de variação (CV)
Fres_máx.	311,18	310,22	16,76	4,09	1,32
Fres_média	296,05	295,61	10,87	3,30	1,11
Fres_pico a pico	35,86	36,57	15,89	3,99	11,12
Liga BNT: Cu-11,8%Al-0,55%Be – média entre as réplicas (nível II)					
Medidas	Posição		Variabilidade		
Forças Resultantes (N)	Média ($\bar{X}$)	Mediana (M_d)	Variância (S^2)	Desvio padrão (S)	Coef. de variação (CV)
Fres_máx.	342,27	344,57	49,31	7,02	2,05
Fres_média	324,03	325,87	31,43	5,61	1,73
Fres_pico a pico	55,52	52,39	80,86	8,99	16,20
Liga BNT: Cu-11,8%Al-0,55%Be – média entre as réplicas (nível III)					
Medidas	Posição		Variabilidade		
Forças Resultantes (N)	Média ($\bar{X}$)	Mediana (M_d)	Variância (S^2)	Desvio padrão (S)	Coef. de variação (CV)
Fres_máx.	370,04	370,86	22,69	4,76	1,29
Fres_média	348,29	349,04	16,56	4,07	1,17
Fres_pico a pico	73,28	73,38	33,96	5,83	7,95
Liga BNT: Cu-11,8%Al-0,55%Be – média entre as réplicas (nível IV)					
Medidas	Posição		Variabilidade		
Forças Resultantes (N)	Média ($\bar{X}$)	Mediana (M_d)	Variância (S^2)	Desvio padrão (S)	Coef. de variação (CV)
Fres_máx.	361,41	361,34	1,88	1,37	0,38
Fres_média	336,33	335,61	3,23	1,80	0,53
Fres_pico a pico	77,45	80,15	113,88	10,67	13,78

RESULTADOS DESCRITIVOS – AMOSTRAS CT e CNT

Os quadros 4.07 e 4.08 trazem as medidas de posição e variabilidade das forças resultantes, por rotação da amostra, quais sejam máximas, média e de pico a pico, referentes às amostras CT e CNT para os níveis I, II, III e IV.

Quadro 4.07 - Resultado descritivo entre as médias das forças resultantes por um período de dez rotações da amostra CT.

Liga CT: Cu-11,8%Al-0,55%Be-0,50%Nb-0,27%Ni – média entre as réplicas (nível I)										
Medidas	Posição				Variabilidade					
Forças Resultantes (N)	Média ($\bar{X}$)	Mediana (M_d)			Variância (S^2)	Desvio padrão (S)		Coef. de variação (CV)		
Fres_máx.	289,29	289,82			27,29	5,22		1,81		
Fres_média	276,76	276,18			23,68	4,87		1,76		
Fres_pico a pico	24,93	25,28			5,25	2,29		9,20		
Liga CT: Cu-11,8%Al-0,55%Be-0,50%Nb-0,27%Ni – média entre as réplicas (nível II)										
Forças Resultantes (N)	rotações									
	1 ^a	2 ^a	3 ^a	4 ^a	5 ^a	6 ^a	7 ^a	8 ^a	9 ^a	10 ^a
Medidas	Posição				Variabilidade					
Forças Resultantes (N)	Média ($\bar{X}$)	Mediana (M_d)			Variância (S^2)	Desvio padrão (S)		Coef. de variação (CV)		
Fres_máx.	285,68	285,90			11,28	3,36		1,18		
Fres_média	273,71	274,33			7,43	2,73		1,00		
Fres_pico a pico	24,11	24,28			6,64	2,58		10,69		
Liga CT: Cu-11,8%Al-0,55%Be-0,50%Nb-0,27%Ni – média entre as réplicas (nível III)										
Medidas	Posição				Variabilidade					
Forças Resultantes (N)	Média ($\bar{X}$)	Mediana (M_d)			Variância (S^2)	Desvio padrão (S)		Coef. de variação (CV)		
Fres_máx.	293,44	294,66			42,04	6,48		2,21		
Fres_média	281,92	284,18			51,22	7,16		2,54		
Fres_pico a pico	22,54	21,85			4,08	2,02		8,97		
Liga CT: Cu-11,8%Al-0,55%Be-0,50%Nb-0,27%Ni – média entre as réplicas (nível IV)										
Medidas	Posição				Variabilidade					
Forças Resultantes (N)	Média ($\bar{X}$)	Mediana (M_d)			Variância (S^2)	Desvio padrão (S)		Coef. de variação (CV)		
Fres_máx.	300,19	300,01			10,84	3,29		1,10		
Fres_média	289,98	289,32			11,01	3,32		1,14		
Fres_pico a pico	21,46	21,51			8,00	2,83		13,18		

Quadro 4.08 - Resultado descritivo entre as médias das forças resultantes por um período de dez rotações da amostra CNT.

Liga CNT: Cu-11,8%Al-0,55%Be-0,50%Nb-0,27%Ni – média entre as réplicas (nível I)										
Forças Resultantes (N)	rotações									
	1ª	2ª	3ª	4ª	5ª	6ª	7ª	8ª	9ª	10ª
Medidas	Posição				Variabilidade					
Forças Resultantes (N)	Média ($\bar{X}$)	Mediana (M_d)		Variância (S^2)		Desvio padrão (S)		Coef. de variação (CV)		
Fres_máx.	245,26	245,81		4,46		2,11		0,86		
Fres_média	232,67	232,69		3,83		1,96		0,84		
Fres_pico a pico	25,72	26,03		2,48		1,58		6,13		
Liga CNT: Cu-11,8%Al-0,55%Be-0,50%Nb-0,27%Ni – média entre as réplicas (nível II)										
Medidas	Posição				Variabilidade					
Forças Resultantes (N)	Média ($\bar{X}$)	Mediana (M_d)		Variância (S^2)		Desvio padrão (S)		Coef. de variação (CV)		
Fres_máx.	257,58	257,81		7,82		2,80		1,09		
Fres_média	248,89	248,98		8,21		2,87		1,15		
Fres_pico a pico	17,78	17,75		2,31		1,52		8,54		
Liga CNT: Cu-11,8%Al-0,55%Be-0,50%Nb-0,27%Ni – média entre as réplicas (nível III)										
Medidas	Posição				Variabilidade					
Forças Resultantes (N)	Média ($\bar{X}$)	Mediana (M_d)		Variância (S^2)		Desvio padrão (S)		Coef. de variação (CV)		
Fres_máx.	256,32	256,04		8,50		2,92		1,14		
Fres_média	248,72	248,10		6,17		2,48		1,00		
Fres_pico a pico	15,02	14,59		1,22		1,10		7,35		
Liga CNT: Cu-11,8%Al-0,55%Be-0,50%Nb-0,27%Ni – média entre as réplicas (nível IV)										
Medidas	Posição				Variabilidade					
Forças Resultantes (N)	Média ($\bar{X}$)	Mediana (M_d)		Variância (S^2)		Desvio padrão (S)		Coef. de variação (CV)		
Fres_máx.	264,33	264,06		14,12		3,76		1,42		
Fres_média	256,91	256,69		12,71		3,57		1,39		
Fres_pico a pico	16,48	16,42		4,47		2,11		12,82		

Como mostrado nos quadros acima, constata-se que a maior variação entre as forças resultantes ocorreram entre as de pico a pico. Por possuir valores mais baixos, em virtude de como é feito o seu cálculo (Eq. 4.1), suas variações por rotação da peça são mais sensíveis à variabilidade dos resultados.

$$Fres_{pico\ a\ pico} = Fres_{máx} - Fres_{mín} \quad (4.1)$$

Onde: Fres_{pico a pico}: Força resultante de pico a pico;

Fres_{máx}: Força resultante máxima;

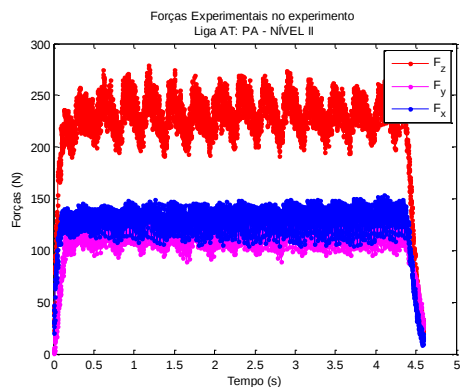
Fres_{min}: Força resultante mínima;

Com 5,23% de variabilidade, as forças resultantes de pico a pico da amostra AT, nível II, foram as que obtiveram o menor desvio padrão entre as amostras ensaiadas. Já nos ensaios de usinagem da amostra ANT, nível III, ocorreu a maior variabilidade entre as forças resultantes de pico a pico, chegando ao patamar de 19,55% de variação.

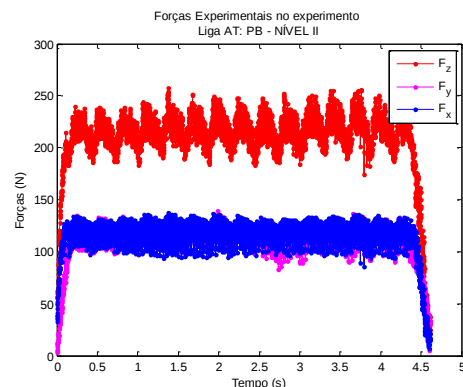
Para uma análise investigativa, a Figura 4.06 mostra os sinais adquiridos pelo dinamômetro piezoelétrico (já subtraído o ruído) para as quatro réplicas da amostra AT - nível II. Quanto aos resultados extraídos, ou seja, média das forças resultantes entre as réplicas, a Figura 4.07 traz graficamente os resultados calculados da referida amostra. Resultados semelhantes são apresentadas nas Figuras 4.08 e 4.09 para a amostra ANT - nível III, respectivamente.

Observa-se, pela diminuição dos picos, haver uma concentração de porosidade nas réplicas PA e PB, ambas da amostra ANT – nível III. Tal fato faz com que haja a diminuição dos esforços de corte, ver Figura 4.08a e 4.08b, o que não ocorreu com as réplicas PC e PD do mesmo nível, o que culmina numa diferenciação entre as réplicas. O resultado disto é uma diferenciação nos dados coletados no que concerne às forças resultantes de mesma denominação.

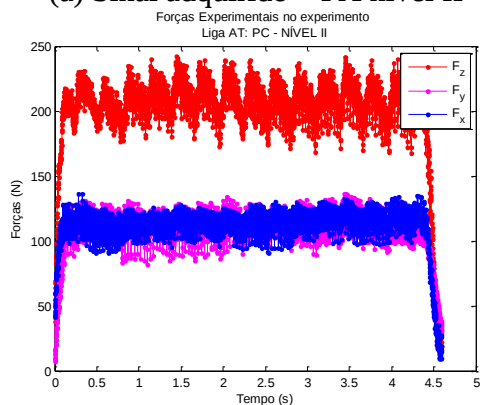
Conclui-se assim que a porosidade contida em certas regiões das amostras ensaiadas contribuem para o aumento do coeficiente de variação entre as forças resultantes coletadas entre as quatro réplicas.



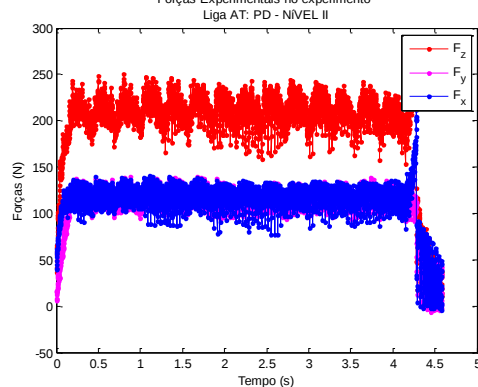
(a) Sinal adquirido – PA nível II



(b) Sinal adquirido – PB nível II



(c) Sinal adquirido – PC nível II



(d) Sinal adquirido – PD nível II

Figura 4.06 – Forças resultantes adquiridas após usinagem por torneamento a seco da liga AT: réplicas PA, PB, PC e PD - Nível II.

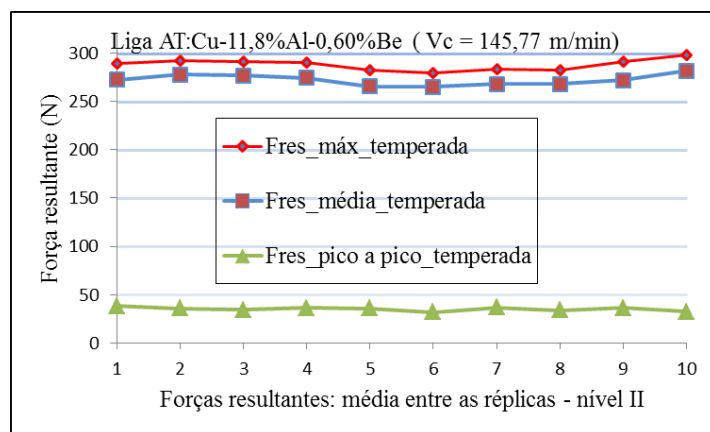


Figura 4.07 – Média por rotação, entre as quatro réplicas, das forças resultantes: máximas, médias e de pico a pico, após usinagem da amostra AT – nível II ($V_c=145,77$ m/min.).

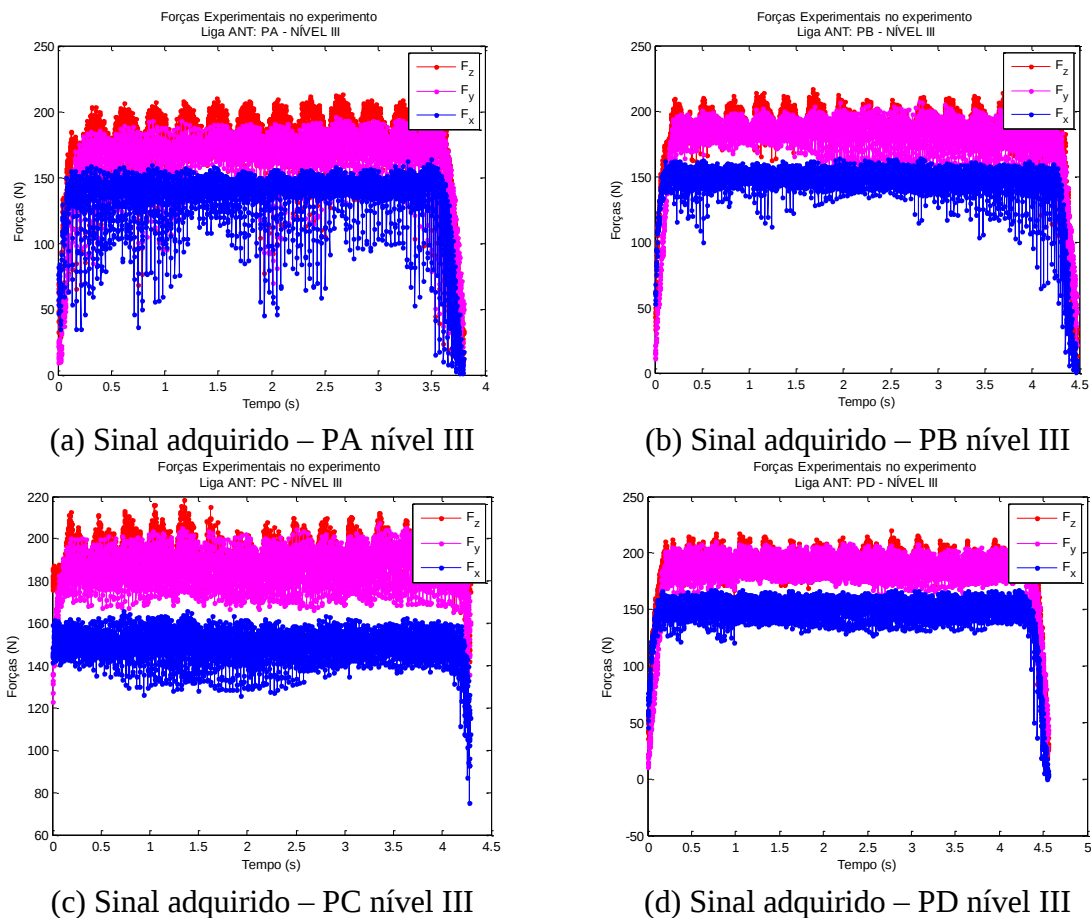


Figura 4.08 – Forças resultantes adquiridas após usinagem por torneamento a seco da liga ANT: réplicas PA, PB, PC e PD - Nível III.

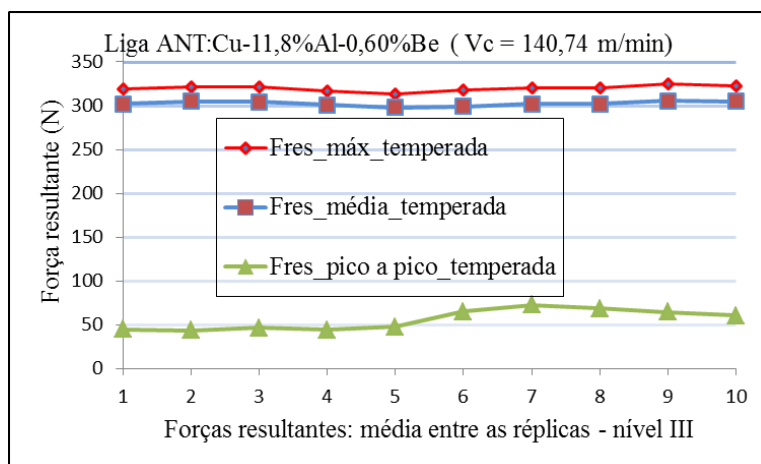


Figura 4.09 – Média por rotação, entre as quatro réplicas, das forças resultantes: máximas, médias e de pico a pico, após usinagem da amostra ANT – nível III ($V_c=140,74 \text{ m/min.}$).

4.3.2 Forças resultantes durante a formação do cavaco

Como descrito anteriormente, os ensaios por torneamento a seco em ligas com memória de forma ocorreram em três amostras distintas, denominadas de ligas AT, BT e CT, o que também aconteceu com as amostras não temperadas, denominadas de ligas ANT, BNT e CNT.

Tomando-se por base as forças resultantes máximas e de pico a pico colhidas do anexo IV, referentes as amostras AT, ANT, BT, BNT, CT e CNT, as Figuras 4.10, 4.11 e 4.12 traduzem graficamente as forças (máxima, pico a pico e mínima), consideradas nos quatro níveis. Para o cálculo da força resultante mínima, aplicou-se a fórmula abaixo, cujos valores numéricos por nível encontram-se no quadro 4.09.

$$Fres_{mín} = Fres_{máx} - Fres_{pico\ a\ pico} \quad (4.2)$$

Onde: $Fres_{mín}$: Força resultante mínima;

$Fres_{máx}$: Força resultante máxima;

$Fres_{pico\ a\ pico}$: Força resultante de pico a pico;

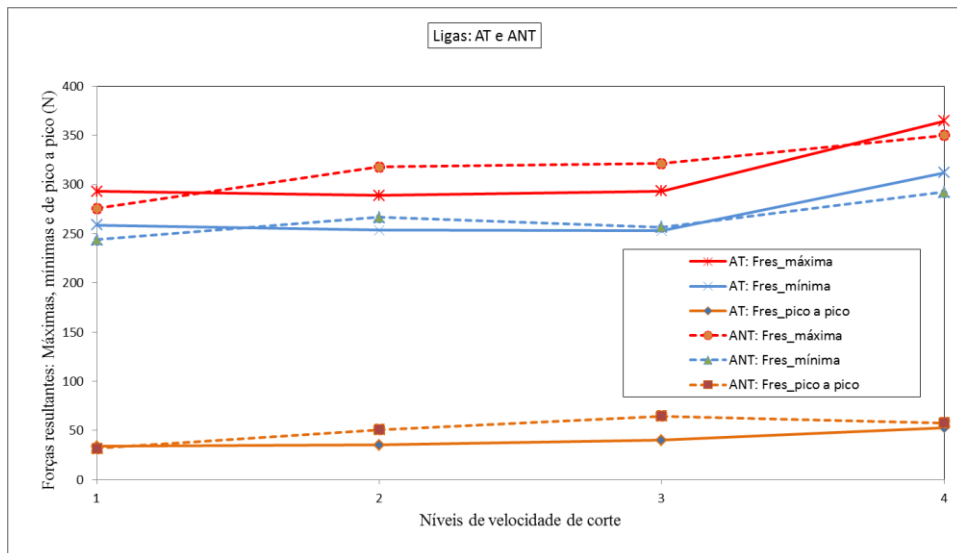


Figura 4.10 – Forças resultantes: máxima, mínima e de pico a pico - liga AT: linha contínua, liga ANT: linha tracejada.

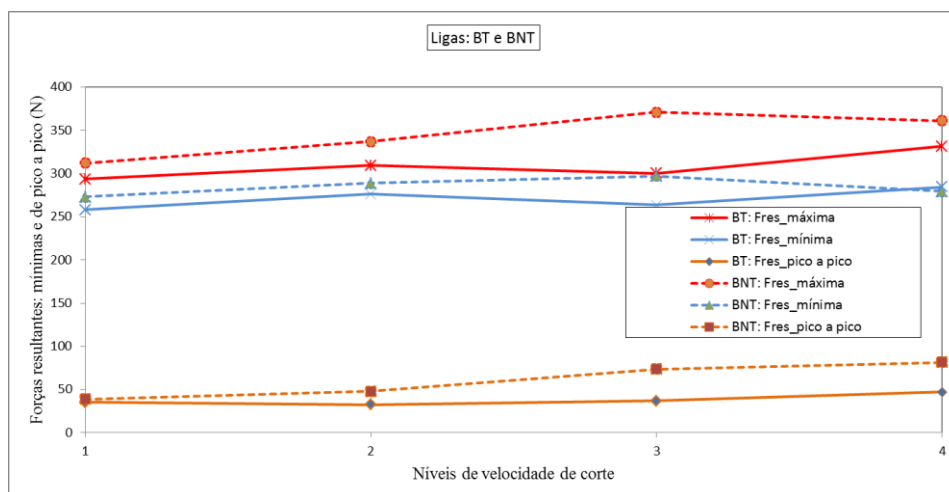


Figura 4.11 – Forças resultantes: máxima, mínima e de pico a pico - liga BT: linha contínua, liga BNT: linha tracejada.

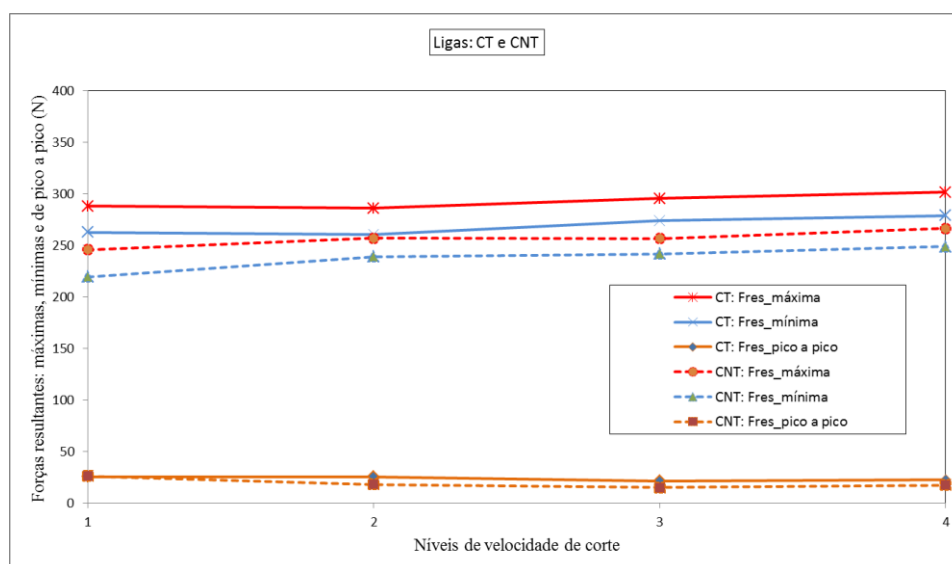


Figura 4.12 – Forças resultantes: máxima, mínima e de pico a pico - liga CT: linha contínua, liga CNT: linha tracejada.

Quadro 4.09 – Forças resultantes (N): máximas, mínimas e de pico a pico das ligas A, B e C (temperadas e não temperadas).

NÍVEIS	LIGA AT			LIGA ANT		
	Fres_máx	Fres_Mín	Fres_P a P	Fres_máx	Fres_Mín	Fres_P a P
I	292	258	34	277	244	33
II	288	253	35	318	270	48
III	293	252	41	320	264	56
IV	365	314	51	349	295	54
NÍVEIS	LIGA BT			LIGA BNT		
	Fres_máx	Fres_Mín	Fres_P a P	Fres_máx	Fres_Mín	Fres_P a P
I	293	257	36	311	275	36
II	310	276	34	342	286	56
III	301	261	40	370	297	73
IV	333	284	49	361	284	77
NÍVEIS	LIGA CT			LIGA CNT		
	Fres_máx	Fres_Mín	Fres_P a P	Fres_máx	Fres_Mín	Fres_P a P
I	289	264	25	245	219	26
II	286	262	24	258	240	18
III	293	270	23	256	241	15
IV	300	279	21	264	248	16

Para a interpretação dos resultados atinentes às forças resultantes (máximas, mínimas e de pico a pico) algumas notoriedades são importantes: **1.** Aumentando-se a velocidade de corte, aumenta-se também a temperatura de corte que, por sua vez, diminui a intensidade dos esforços de corte e, conseqüentemente, as forças resultantes. **2.** É certo que a estabilidade da austenita, fase mais dura presente nas ligas com memória de forma, cresce com o aumento da temperatura. Outro fator determinante para uma maior estabilidade da austenita é a quantidade de berílio e ou níquel presente nas ligas à base de Cu-Al. Quanto maior o percentual (% em peso) desses elementos, mais estável se torna a fase (DO₃ para a liga Cu-Al-Be e Cu-Al-Be-Nb-Ni) com o aumento da temperatura. **3.** Adicionando-se nióbio à liga a base de Cu-Al, refinam-se seus grãos. **4.** A formação do cavaco influencia diretamente alguns aspectos da usinagem, tais como forças resultantes necessárias, temperatura gerada durante a usinagem, avaria e/ou desgaste da ferramenta, etc.

Baseado nessas notoriedades e na análise dos gráficos das figuras 4.10, 4.11 e 4.12, bem como do quadro 4.09, chega-se às seguintes conclusões e hipóteses.

A – Entre os quatro níveis de velocidade de corte, as forças de pico a pico (força necessária para a formação do cavaco) foram menores na liga C. Com grãos refinados, em função da adição do nióbio, a formação do cavaco, no plano de cisalhamento, é

interrompida no contorno de grão. Este, por sua vez, age como um micro quebra-cavaco durante a usinagem dessas amostras.

B – A maior resistência à indução da martensita (fase mais dúctil), característica condicionada à maior estabilidade da austenita, está mais evidenciada nas ligas AT e BT entre os níveis I e II e II e III, respectivamente. A percentagem de berílio (0,60% em peso para amostra AT e 0,55% em peso para a amostra BT) foi determinante para tal resultado.

C - De acordo com as Figuras 4.10 e 4.12, observou-se que, nos níveis I e IV, as forças resultantes máximas e mínimas das ligas A e C foram maiores entre as amostras temperadas. Tal fato evidencia a contribuição que o berílio e/ou níquel trazem à maior estabilidade da fase austenítica frente às fases α e γ_2 (fases presentes nas amostras não temperadas). Comparativamente à amostra não temperada, essas forças predominaram em todos os níveis investigados da amostra temperada CT (presença de berílio e níquel).

D – Correlacionando as amostras BT e BNT (contendo 0,55%Be (em peso)), as forças resultantes, máximas e mínimas em todos os níveis, foram superiores na amostra BT.

E – Para altas velocidades de corte (nível I), o incremento da força resultante (pico a pico) para a formação do cavaco foi igual entre as amostras temperadas e não temperadas da mesma liga. Nos níveis subsequentes (II, III e IV), ocorreu uma diferenciação entre as amostras (Figuras 4.10, 4.11 e 4.12). Verifica-se que entre as amostras AT/ANT e BT/BNT ocorreu uma diferenciação entre esses esforços, com maior intensidade nas amostras não temperadas. O contrário se deu com as amostras CT/CNT.

F – De uma maneira geral, tanto nas amostras temperadas quanto nas não temperadas, as forças resultantes (máximas e mínimas) foram aumentando de intensidade com a diminuição da velocidade de corte (do nível I para o nível IV).

4.3.3 Pressão específica de corte (K_s) durante a formação do cavaco

Para o cálculo da pressão específica de corte (K_s), considera-se, durante a formação do cavaco, apenas a força de corte nas usinagens de aço (F_c) (DINIZ *et al.* 2010). A relação desta com a pressão específica de corte está baseada, com se vê na fórmula abaixo, nos valores da profundidade de corte (a_p) e do avanço (f).

$$F_c = k_s \cdot a_p \cdot f \quad (4.3)$$

Por se tratar de ligas não ferrosas, bem como da utilização de um inserto com ângulo de saída negativo o qual eleva as forças de penetração e de avanço, adotar-se-á a força de usinagem (F_u) ou força resultante (F_{res}) e não exclusivamente a força de corte para o cálculo da pressão específica de corte (K_s). Para tanto, a título comparativo, será calculado a pressão específica de corte no início e final da formação do cavaco, aplicando para tal a $F_{res_mín.}$ e a $F_{res_máx.}$, respectivamente. Com isto, a fórmula 4.3 para ser como abaixo.

$$F_u = k_s \cdot a_p \cdot f \quad (4.4)$$

Aplicando na Eq. 4.4 os dados do quadro 4.09, as figuras 4.13, 4.14 e 4.15 registram graficamente a variação das pressões específicas de corte entre as amostras temperada (com efeito memória de forma) e não temperada da mesma liga. Vale salientar que os valores adotados para a profundidade de corte e do avanço foram os mesmos utilizados durante a usinagem dessas amostras (Ver tabela 3.04). Essas pressões específicas de corte estão plotadas no quadro 4.10.

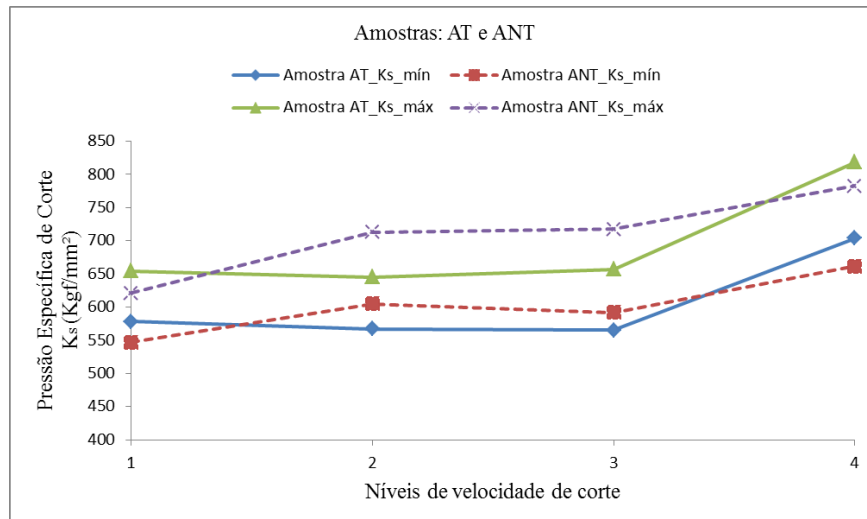


Figura 4.13 – Pressões específicas de corte (K_s) para cada nível de velocidade de corte – amostras: AT e ANT.

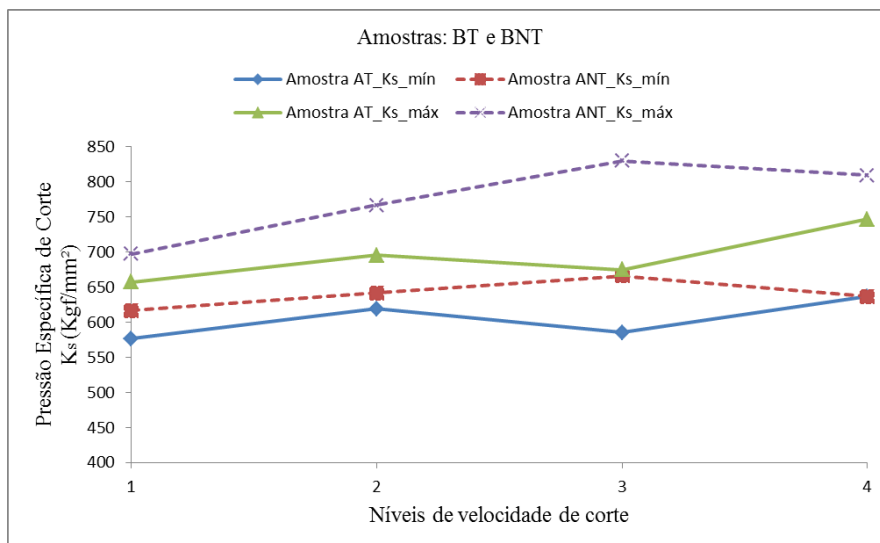


Figura 4.14 - Pressões específicas de corte (K_s) para cada nível de velocidade de corte – amostras: BT e BNT.

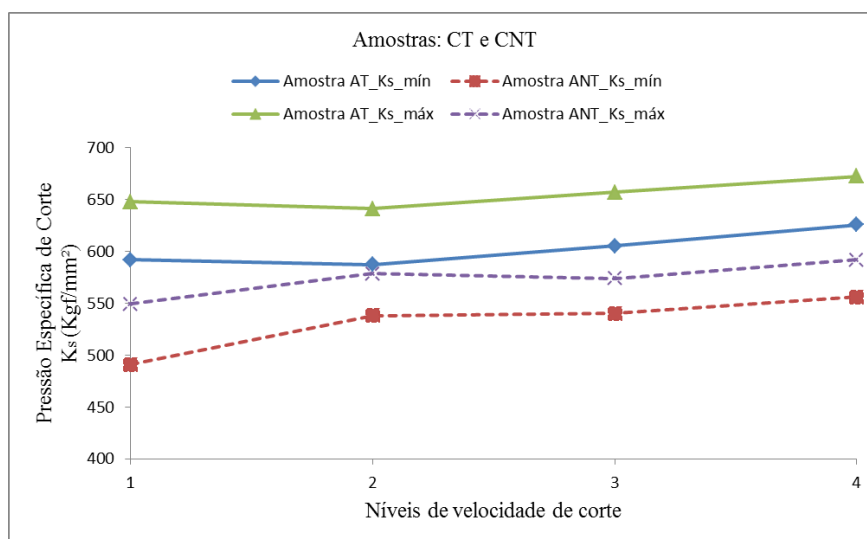


Figura 4.15 - Pressões específicas de corte (K_s) para cada nível de velocidade de corte – amostras: CT e CNT.

Quadro 4.10 – Pressões específicas de corte, mínimas e máximas, adquiridas durante usinagem por torneamento a seco – Amostras: AT, ANT, BT, BNT, CT e CNT (valores inteiros).

Pressões específicas de corte (K_gf/mm^2) – Média entre as réplicas: PA, PB, PC e PD												
	AT		ANT		BT		BNT		CT		CNT	
Níveis	máx	mín	máx	mín	máx	mín	máx	mín	máx	mín	máx	mín
I	654	578	621	547	657	576	697	616	648	592	549	491
II	645	567	713	605	695	619	766	641	641	587	578	538
III	657	565	717	592	675	585	829	666	657	605	574	540
IV	818	704	782	661	746	636	809	636	672	625	592	556

Como se pode constatar, a maior pressão específica de corte para o início e final da formação do cavaco ($K_{s_mín}$ e $K_{s_máx}$), respectivamente, ocorreu na amostra AT, especificamente no nível IV. Atribui-se a esse resultado a maior estabilidade da austenita (fase presente em ligas com memória de forma - LMF), causada por uma maior concentração de berílio (0,60%, em peso), se comparadas às outras amostras temperadas e não temperadas.

Contrariamente, no nível I da amostra CNT, ocorreu a menor pressão específica para o início e final para a formação do cavaco. Uma hipótese conclusiva para esse resultado é a presença de uma microestrutura capaz de favorecer um quebra-cavaco e, conseqüentemente, a diminuição dos esforços de corte, seja pelo refino dos grãos (presença do constituinte nióbio) e/ou pela presença de duas fases (α e γ_2) com durezas bem diferenciadas.

Como aconteceu com os resultados das forças resultantes (subitem 4.3.2), as pressões específicas de corte foram maiores, independentemente do nível de velocidade de corte, na amostra temperada CT, se comparada a não temperada CNT. O contrário ocorreu com os resultados das amostras BT e BNT. Quanto às amostras AT e ANT houve uma alternância, dependendo do nível de velocidade de corte.

4.3.4 Potência fornecida pelo motor elétrico (P_m) durante a formação do cavaco

Para DINIZ *ET AL.* (2010), o cálculo da potência fornecida pelo motor elétrico (P_m) em uma máquina operatriz, considera-se apenas a potência consumida para a execução do movimento de corte (P_c), desprezando-se, assim, a potência de avanço (P_f). Atribui-se ainda a essa potência fornecida pelo motor elétrico um coeficiente de rendimento (μ) que, segundo o mesmo, vai de 60 a 80% em máquinas operatrizes convencionais, ultrapassando 90% de rendimento em máquinas CNC's. No entanto, neste trabalho de pesquisa considerar-se-á as demais forças, ou seja, a de penetração e a de avanço para o cálculo da potência fornecida pelo motor elétrico (P_m), bem como um rendimento de 70%. Neste sentido, as fórmulas 4.5 e 4.5 mostram como calcular a potência de corte e a potência fornecida pelo motor elétrico considerando, para tanto, a força resultante média gerada durante a usinagem das amostras AT, ANT, BT, BNT, CT e CNT.

$$P_c = \frac{F_{Res_m\u00e9dia} \cdot V_c}{60 \cdot 10^3} \text{ [KW]} \quad (4.5)$$

$$P_m = \frac{P_c}{\mu} \text{ [KW]} \quad (4.6)$$

Considerando um coeficiente de rendimento μ de 70%, a Figura 4.16 mostra a variação da potência fornecida pelo motor elétrico durante os ensaios das amostras por torneamento a seco para cada nível de velocidade de corte. Vale salientar que os dados colhidos para as forças resultantes médias e velocidades de corte, aplicados na fórmula 4.5, encontram-se nos Quadros: 4.03 à 4.08 (média das $F_{res_m\u00e9dias}$) e na Tab. 3.04, respectivamente. Numericamente, as potências fornecidas pelo motor elétrico estão dispostas no quadro 4.11.

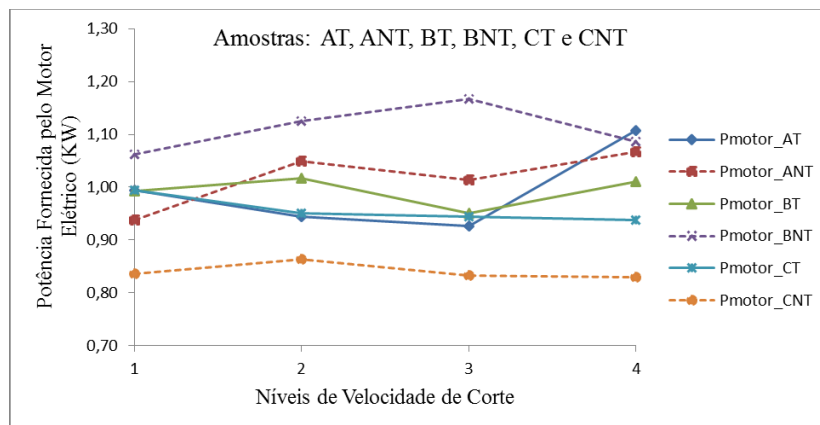


Figura 4.16 – Potência fornecida pelo motor elétrico (P_m) durante a usinagem por torneamento a seco – amostras: AT, ANT, BT, BNT CT e CNT.

Quadro 4.11 – Potência fornecida pelo motor elétrico (P_m), dado em KW, para a formação do cavaco – Amostras: AT, ANT, BT, BNT, CT e CNT.

Potência fornecida pelo motor elétrico (KW) – Coeficiente de rendimento de 70%						
Níveis	AT	ANT	BT	BNT	CT	CNT
I	0,99	0,94	0,99	1,06	0,99	0,84
II	0,94	1,05	1,02	1,12	0,95	0,86
III	0,93	1,01	0,95	1,17	0,94	0,83
IV	1,11	1,07	1,01	1,09	0,94	0,83

Constata-se que, entre os níveis de velocidade de corte, ocorreram variações na potência fornecida pelo motor elétrico. Ao plotar seus valores para cada amostra ensaiada

(figura 4.16), observa-se um comportamento, em função do nível de velocidade de corte, ora ascendente ora descendente. Impõem-se a esses comportamentos as seguintes variáveis: aumento da estabilidade da fase austenítica (fase mais dura), presente nas amostras temperadas, em face ao aumento da temperatura em velocidade de corte mais elevada; menor mobilidade atômica com a diminuição da velocidade de corte, acarretando com isso uma maior resistência do material à formação do cavaco; nas amostras não temperadas, uma matriz (α) mais dúctil, contendo precipitados extremamente duros (γ_2).

Verificou-se, pelos resultados obtidos, uma variação de até 40,96% entre as potências fornecidas pelo motor elétrico. A menor delas, com 830 Watts, se deu no níveis III e IV durante o ensaio da amostra CNT e a maior, algo em torno de 1170 Watts, sucedeu com a amostra BNT, especificamente no nível III.

4.3.5 Avaria e/ou desgaste da ferramenta após torneamento a seco

Como já comentado anteriormente, os ensaios por torneamento a seco foram executados em seis amostras, sendo três no estado temperado (ligas com memória de forma - LMF) e outras três não temperadas). Para todas essas amostras, utilizou-se apenas um inserto tipo triangular (Ver descrição no subitem 3.4.1). Por possuir seis arestas de corte principal, três em cada face, cada uma foi empregada nos ensaios realizados em cada amostra. Tal critério visou essencialmente comparar o desgaste e/ou avaria entre as arestas de corte empregadas.

As condições estabelecidas para a usinagem foram as mesmas entre as seis amostras ensaiadas. Para cada uma, a ferramenta de corte usinou um comprimento total de corte de 320 mm, considerando-se os quatro níveis. Vale salientar que o comprimento de cada réplica, em um total de quatro por amostra (figura 3.09), foi de 20 mm e que entre a usinagem de uma e outra, no mesmo nível, foi dado um tempo de 20 minutos para o resfriamento ao ar da amostra. Tal intervalo foi necessário para que não houvesse a influência da temperatura de usinagem nos resultados, principalmente no que diz respeito ao levantamento das forças de corte, de penetração e de avanço entre as amostras com o EMF.

Da Figura 4.17, constam, distribuídas em duas colunas, as micrografias do inserto utilizado na usinagem das ligas a base de Cu-Al-Be e Cu-Al-Be-Nb-Ni. Nessas fotos, está

posta em destaque a avaria das arestas de corte principal. As micrografias **(a)**, **(c)** e **(e)**, posicionadas na coluna da esquerda, mostram as arestas de corte empregadas para a usinagem das ligas temperadas. Já as da posição **(b)**, **(d)** e **(f)**, posicionadas na coluna da direita, foram as que usinaram as amostras não temperadas.

Percebe-se claramente que não houve a formação de aresta postiça de corte. Já com relação às avarias, em todas as amostras ensaiadas, ocorreram a do tipo lascamento (originam-se rapidamente pela remoção de partículas maiores (DINIZ *et al.* 2010)). Acredita-se que tal consequência está condicionada à fragilidade do material da ferramenta, bem como à pressão de corte exercida durante a usinagem, causada, principalmente, pelo ângulo negativo da superfície de saída do cavaco.

Entre as amostras de mesmos constituintes, a avaria foi maior entre as não temperadas. Uma hipótese para tal resultado é a presença, nas amostras sem o EMF, da fase cúbica precipitada γ_2 (Cu_9Al_4). Trata-se de uma fase de alta dureza que possibilita microimpactos durante a usinagem, favorecendo assim o surgimento mais acentuado de tais avarias.

Como já era de se esperar, as avarias foram menores nas amostras de grãos refinados (amostras CT e CNT).

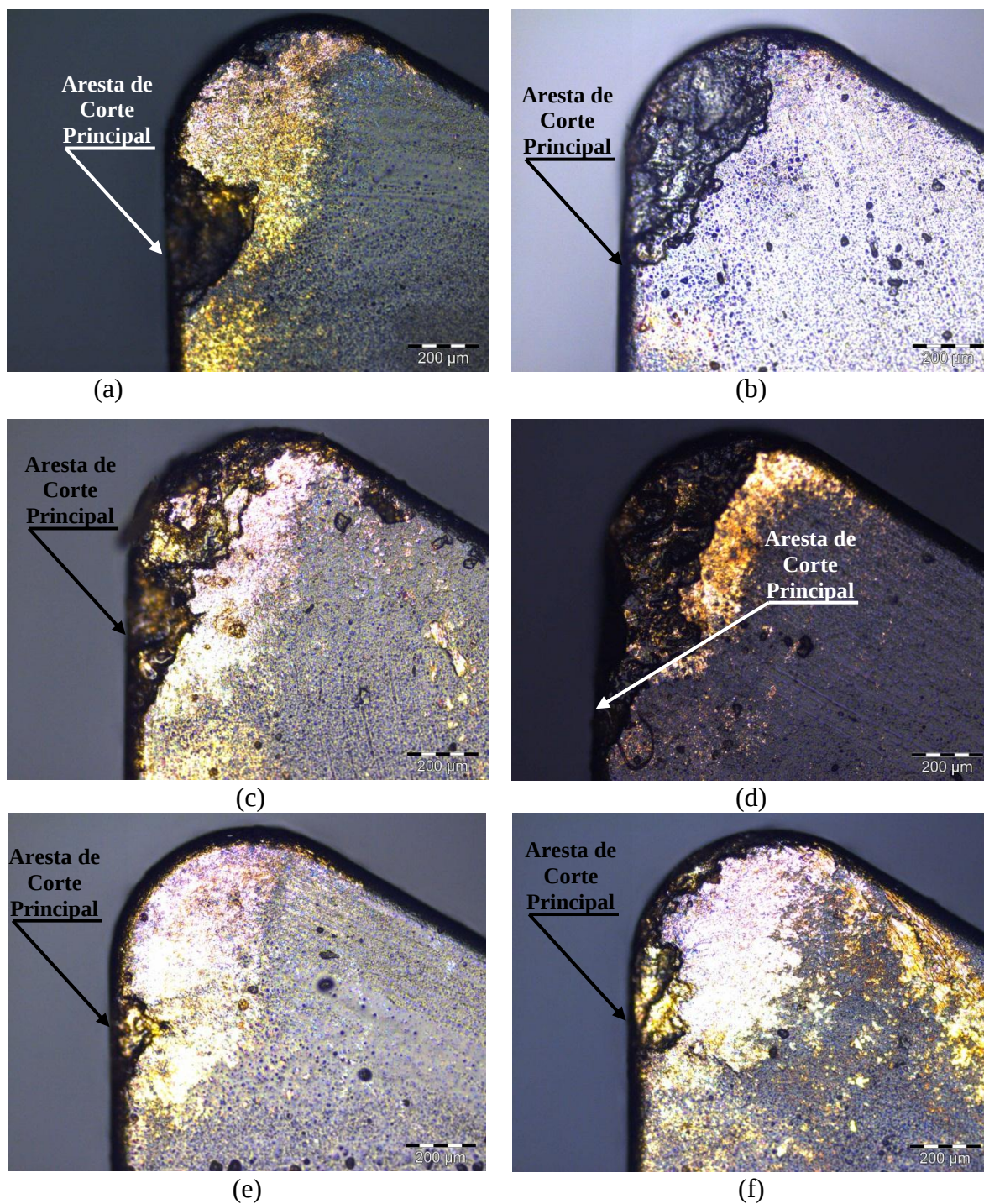


Figura 4.17 – Inserto utilizado no torneamento a seco das amostras. (a) usinagem da amostra AT; (b) usinagem da amostra ANT; (c) usinagem da amostra BT; (d) usinagem da amostra BNT; (e) usinagem da amostra CT; (f) usinagem da amostra CNT.

4.4 TEMPERATURA E ESFORÇOS DE CORTE - TORNEAMENTO A SECO

Neste experimento, buscou-se verificar as temperaturas de corte geradas durante a usinagem das amostras por um comprimento de corte de 100 mm, com a aplicação de um

único conjunto de parâmetros de corte. Num segundo momento, verificaram-se os esforços de corte, por meio de um dinamômetro piezoelétrico, em quatro níveis de velocidade de corte (Ver especificação no subitem 3.4.3), entre eles o adotado para a medição da temperatura de usinagem. Para cada nível de velocidade de corte, aplicou-se o mesmo comprimento de corte, isto é, 100 mm.

4.4.1 Temperaturas geradas durante torneamento a seco

Baseado na metodologia experimental contida no subitem 3.5.2, a Figura 4.18 mostra as temperaturas de corte das amostras AT, ANT, BT, BNT, CT e CNT, geradas a 20, 40, 60, 80 e 100 mm do início da usinagem por torneamento a seco. A temperatura média inicial das amostras, ou seja, antes da usinagem, foi de 30,9 °C e a velocidade de corte aplicada nesses experimentos, de 151 m/min. De uma maneira geral, percebe-se que houve um crescimento mais acentuado da temperatura de usinagem entre 40 e 60 mm de comprimento de corte. Antes e depois desse intervalo, a variação do tipo crescente foi tida como moderada, independentemente da amostra ensaiada. A exceção ficou com a amostra BNT que teve um decréscimo na temperatura entre 80 e 100 mm, sendo um erro de medição a hipótese provável para tal resultado.

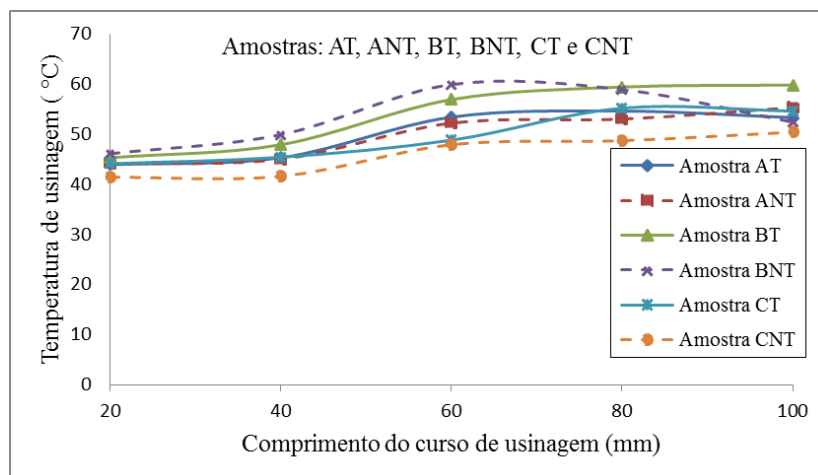


Figura 4.18 – Temperatura de usinagem durante torneamento a seco – amostras: AT, ANT, BT, BNT, CT e CNT.

Numericamente, as temperaturas de corte, medidas por termopar durante a usinagem das amostras, encontram-se no quadro 4.12. Nas condições impostas para tais ensaios, em nenhum período do comprimento total de corte, as temperaturas geradas

ultrapassaram os 60°C. Nesse tocante, segundo a literatura (Ver capítulo II), as amostras temperadas não perderam o seu efeito memória de forma – EMF durante tais experimentos.

De uma maneira geral, as temperaturas mais elevadas ocorreram nas amostras BT e BNT, o que contrariamente se deu com as amostras CT e CNT. Entende-se que a diminuição do berílio e o refino do grão (originado pela presença do nióbio) contribuíram para tais resultados.

Quadro 4.12 – Temperaturas de corte geradas durante a usinagem por torneamento a seco das amostras: AT, ANT, BT, BNT, CT e CNT.

Comprimento de Corte	AMOSTRAS					
	AT (°C)	ANT (°C)	BT (°C)	BNT (°C)	CT (°C)	CNT (°C)
20 mm	43,9	44,1	45,3	46,1	44,1	41,4
40 mm	45,3	45	47,9	49,9	45,4	41,6
60 mm	53,4	52,2	56,9	59,9	48,8	47,9
80 mm	54,6	53	59,4	58,9	55,2	48,7
100 mm	53,3	55,3	59,8	52,4	54,6	50,4

4.4.2 Esforços de corte medidas durante o torneamento

Aplicando o mesmo critério descrito no subitem 3.5.2, quatro níveis de velocidade de corte sem réplicas foram adotados para a coleta das forças de corte durante a usinagem das amostras. Para cada um desses níveis, o comprimento de corte utilizado foi de 100 mm. Assim, para cada amostra, o comprimento de corte total foi de 400 mm.

Mudanças foram feitas nos códigos de programação do MatLab, o mesmo aplicado para os ensaios do subitem 3.4.4. Tais mudanças ocorreram nas linhas de programação que define em qual rotação da amostra inicia-se a aquisição dos esforços de corte, bem como o número de rotações a serem computadas para tais aquisições. O objetivo foi fazer as forças resultantes médias calculadas corresponderem aos esforços de corte coletados nas mesmas posições (comprimento de corte) em que foram medidas as temperaturas de corte. A Figura 4.19 mostra a variação das forças resultantes médias, correspondentes ao nível I (velocidade de corte de 150,79 m/min), após o torneamento contínuo de 100 mm de comprimento das amostras AT, ANT, BT, BNT, CT e CNT.

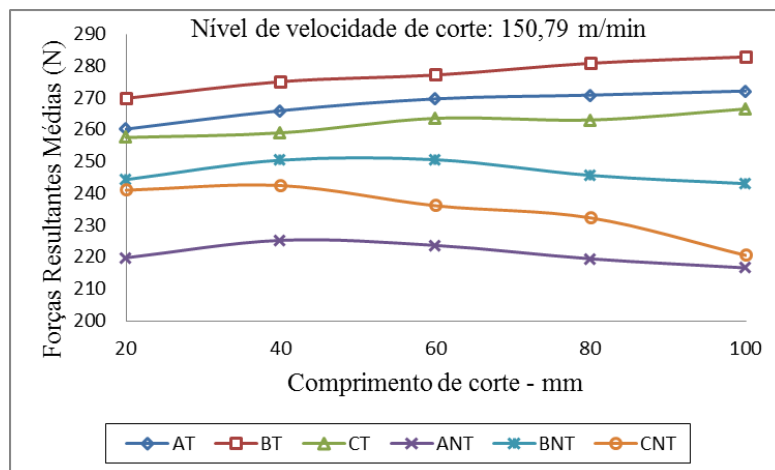


Figura 4.19 – Forças resultantes médias ao longo de um comprimento de corte de 100 mm – amostras: AT, ANT, BT, BNT, CT e CNT.

Constata-se, pela análise do gráfico acima, que as forças resultantes médias, correspondentes às amostras temperadas, aumentam de intensidade com o aumento do comprimento de corte. Comprova-se, pois, que o crescimento da estabilidade da fase austenítica (fase mais dura entre as ligas com memória de forma - LMF) está condicionado ao aumento da temperatura de usinagem. Tal característica, como já explanado, gera o aumento dos esforços de corte por meio da maior resistência à formação do cavaco. O quadro 4.13 traz os valores das forças resultantes médias (em valores inteiros), calculadas em função dos esforços de corte, colhidos nas posições 20, 40, 60, 80 e 100 mm distantes do início da usinagem.

Para as amostras não temperadas, prevaleceu a diminuição desses esforços em virtude da maior mobilidade atômica com o aumento da temperatura.

Quadro 4.13 – Forças resultantes médias (N) calculadas em função das forças de corte medidas no nível I - Amostras: AT, ANT, BT, BNT, CT e CNT.

Amostras	Posições com relação ao início da usinagem (mm)				
	20	40	60	80	100
AT	260	266	270	271	272
ANT	220	225	224	219	217
BT	270	275	277	281	283
BNT	244	250	251	246	243
CT	258	259	264	263	267
CNT	241	242	236	232	221

4.4.3 Avaria e/ou desgaste após torneamento contínuo

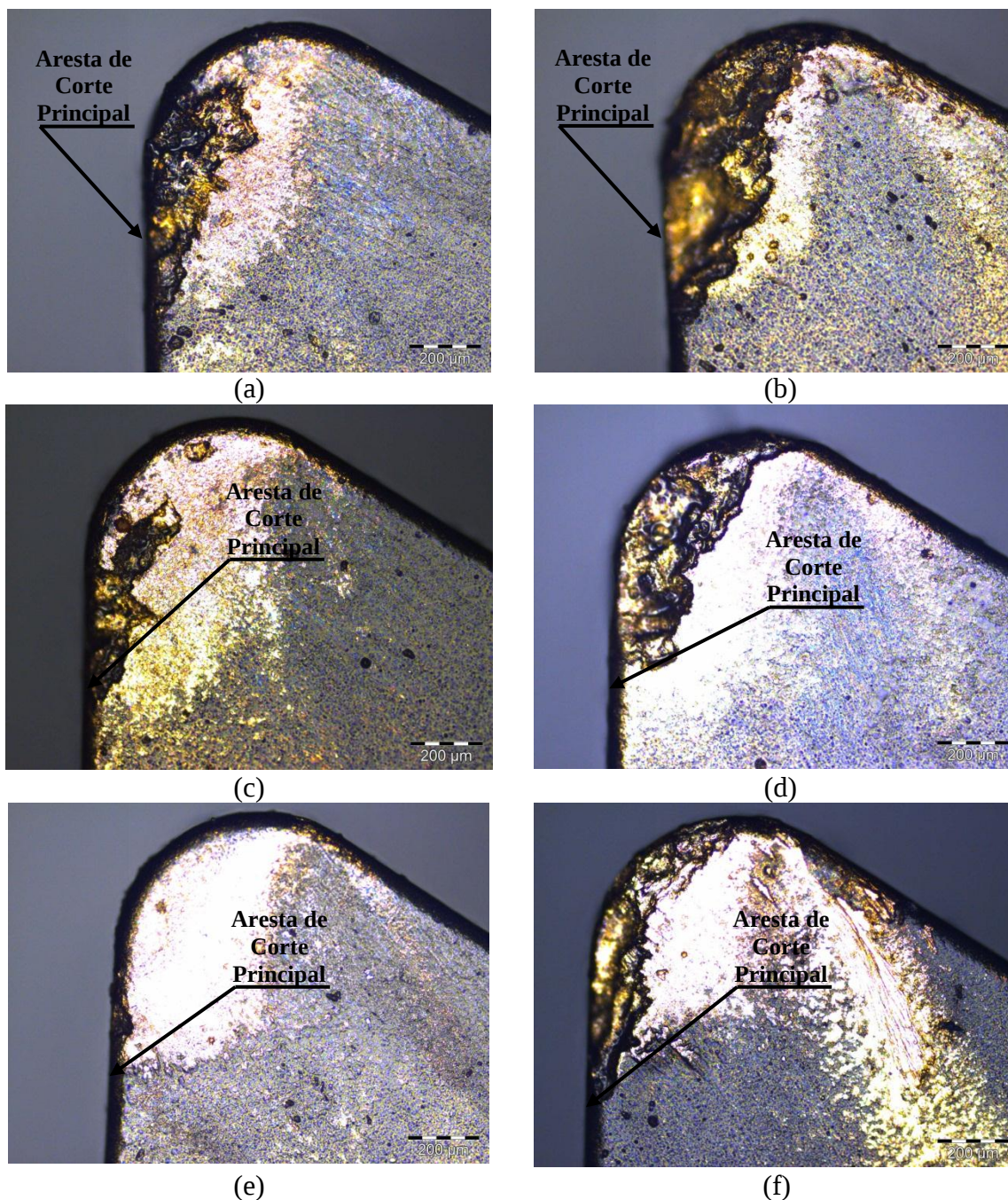


Figura 4.20 – Inserto utilizado no torneamento a seco contínuo (Cc total de 100mm) das amostras - (a) amostra AT; (b) amostra ANT; (c) amostra BT; (d) amostra BNT; (e) amostra CT; (f) amostra CNT.

Como ocorreu no subitem 4.3.5, nesses ensaios, verificam-se avarias do tipo lascamento (ver figura 4.20). No entanto, por se tratar de um torneamento com comprimento de corte de 100mm, de um total de 400 mm (maior geração de calor),

percebe-se um grau mais acentuado nessas avarias. Suas proporcionalidades, se comparadas aos ensaios anteriores, foram as mesmas, ou seja, observam-se avarias maiores nas arestas de corte utilizadas para a usinagem das amostras não temperadas, tendo sido observada uma concentração maior nas amostras ANT e BNT.

4.5 MARTENSITA RETIDA - UMA ANÁLISE POR CIRCULARIDADE

Como descrito metodologicamente no subitem 3.6.2, os ensaios de circularidade foram realizados em amostras temperadas (AT, BT e CT), imediatamente após submetê-las à usinagem por torneamento a seco. Vale salientar que, depois dessa operação, cada uma das amostras ficou com o diâmetro em torno de 30 mm. A Figura 4.21 mostra graficamente os resultados desses ensaios. Os itens **a**, **c** e **e** correspondem às medições feitas logo após a usinagem. Já os gráficos dos itens **b**, **d** e **f** mostram as medidas de circularidade, após 24 horas da referida usinagem.

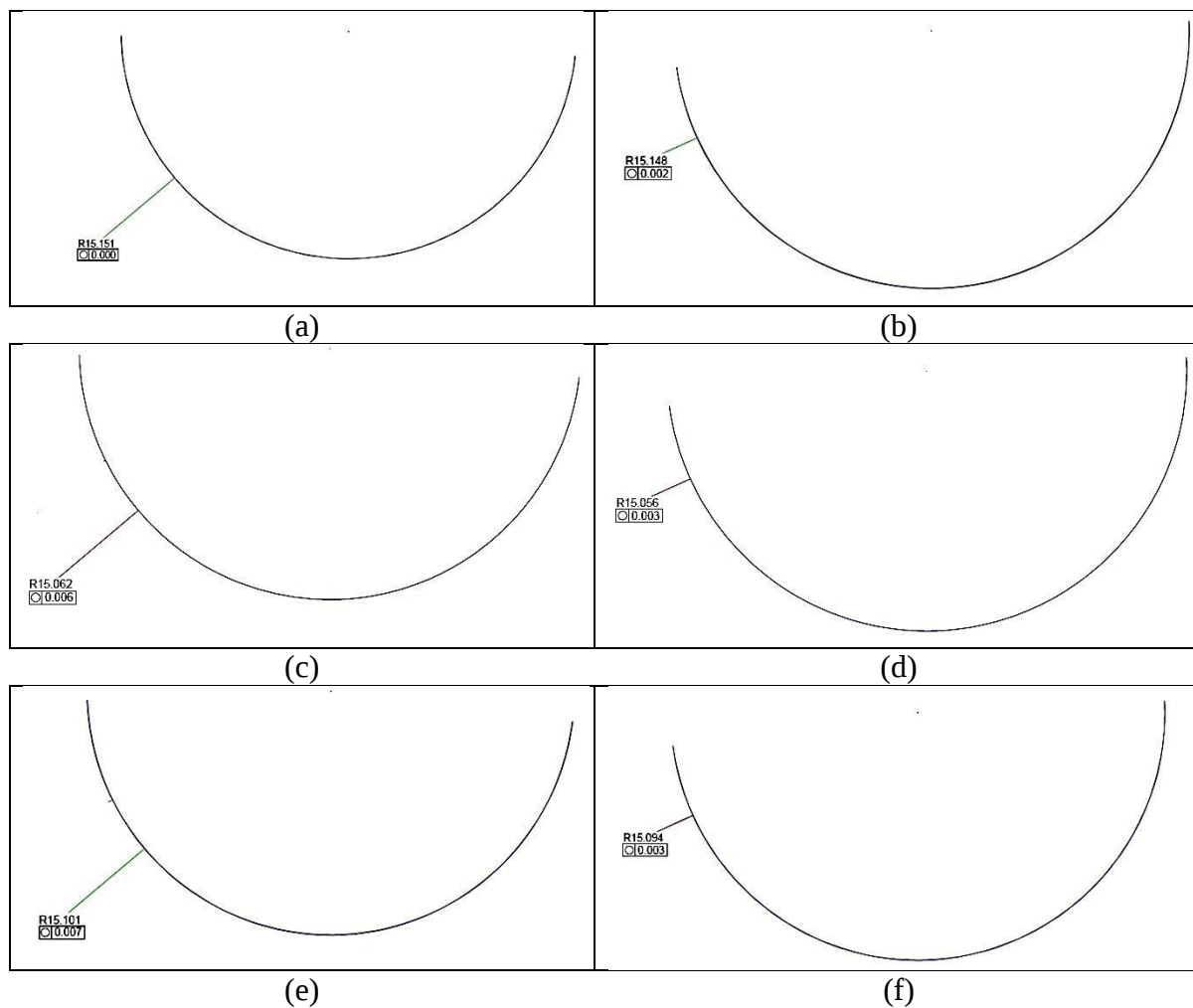


Figura 4.21 – Gráficos de medições de circularidade – a/b: amostra AT, c/d: amostra BT, e/f: amostra CT.

O quadro 4.14 traz o resultado de todas as medições realizadas, informando, além disso, o horário da realização de cada um dos experimentos, todos realizados numa extensão temporal de 24 horas.

Quadro 4.14 – Medidas de circularidade – amostras: AT, BT e CT

Amostra AT (Cu-11,8%Al-0,60%Be) – medida de referência após usinagem: Ø30,302 mm									
Horário	15:00	16:00	17:00	18:00	19:00	20:00	21:00	22:00	23:00
Medida	Ref.	30,300	30,268	30,294	30,294	30,292	30,294	30,296	30,294
Horário	00:00	01:00	03:00	05:00	07:00	09:00	12:00	15:00	
Medida	30,296	30,294	30,294	30,292	30,292	30,296	30,294	30,296	
Amostra BT (Cu-11,8%Al-0,55%Be) – medida de referência após usinagem: Ø30,124 mm									
Horário	15:10	16:10	17:10	18:10	19:10	20:10	21:10	22:10	23:10
Medida	Ref.	30,116	30,112	30,114	30,112	30,112	30,110	30,112	30,114
Horário	00:10	01:10	03:10	05:10	07:10	09:10	12:10	15:10	
Medida	30,112	30,114	30,112	30,116	30,112	30,110	30,110	30,112	
Amostra CT (Cu-11,8%Al-0,55%Be-0,50%Nb-0,27%Ni) – medida de referência após usinagem: Ø30,202 mm									
Horário	15:20	16:20	17:20	18:20	19:20	20:20	21:20	22:20	23:20
Medida	Ref.	30,192	30,190	30,186	30,188	30,188	30,186	30,186	30,192
Horário	00:20	01:20	03:20	05:20	07:20	09:20	12:20	15:20	
Medida	30,190	30,192	30,188	30,190	30,188	30,186	30,190	30,188	

Constata-se que, com a aplicação de 0,5 mm (no diâmetro) de profundidade de corte, a variação dimensional após a usinagem por torneamento a seco foi desprezível haja vista que a maior variação ocorreu com a amostra CT: sete milésimos de milímetro no raio. Dessa forma, conclui-se que não ocorreu a formação de martensita retida ao longo da superfície usinada.

CAPÍTULO V

CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

5.1 CONCLUSÕES

Ao fim deste trabalho de pesquisa, cabe reiterar que a fundição de três ligas passíveis de memória de forma submetidas a um processo de usinagem por torneamento a seco foi motivada pela necessidade de se investigar, entre as amostras com memória de forma, qual a influência percentual de seus constituintes quanto aos esforços de corte durante à formação do cavaco, frente à estabilidade da fase austenítica, e ainda de averiguar o que a presença de duas fases (α e γ_2) de durezas bem distintas influenciou esses resultados, em se tratando de amostras não temperadas.

Entre as conclusões baseadas nos resultados das forças resultantes (máximas, médias, mínimas e de pico a pico) podem-se destacar:

- Mesmo existindo regiões porosas nas amostras ensaiadas, foi possível validar, a média das forças resultantes, consideradas nesse processo as réplicas com seus respectivos níveis de velocidade de corte.
- Constatou-se que, sem variar a temperatura de usinagem, a reação à formação do cavaco ficou condicionada à maior estabilidade da fase austenítica frente à velocidade de corte aplicada. Para a amostra AT, observou-se que, se comparadas às resultantes da liga ANT, as forças resultantes foram superiores, na maior e na menor velocidade de corte aplicada.

- Ao diminuir o percentual de berílio, caso da liga B, as forças resultantes durante a formação do cavaco foram maiores na amostra não temperada, independentemente da velocidade de corte aplicada, resultado atribuído ao percentual de berílio (0,55% em peso).
- Com relação à liga C, do nível I ao nível IV, prevaleceram as forças resultantes da amostra CT (com efeito memória de forma) sobre as da CNT. Tal resultado deve-se ao refino dos grãos e a uma maior estabilidade da fase austenítica, fatores determinados pela presença do níquel, além do berílio.
- Quanto ao mecanismo de avaria apresentada pelas ferramentas de metal-duro, o único presente foi o do tipo lascamento, com arrancamento de material na aresta de corte. Constatou-se que, entre as amostras não temperadas, o efeito foi ainda mais intenso do que o ocorrido entre as amostras temperadas de mesma liga. À luz de uma avaliação microscópica, esse resultado pode ser atribuído a cortes interrompidos, em virtude da presença de uma estrutura composta de uma matriz α , com precipitados γ_2 de alta dureza, caso específico das amostras não temperadas.

Respeitante aos resultados da temperatura de usinagem e aos esforços de corte ao longo de um torneamento de 100mm de comprimento, foram tiradas as seguintes conclusões:

- Quanto ao aumento da temperatura das amostras durante suas usinagens por torneamento, verificou-se que essa variável não exerceu influência no que concerne à perda do efeito memória de forma, pois seus valores, independentemente da amostra ensaiada, ficaram abaixo de 60°C, sendo, portanto, inferior à temperatura que elimina o EMF.
- Nas amostras com EMF, verificou-se que, ao longo do curso de usinagem, as forças resultantes foram aumentando de intensidade à medida que a temperatura de usinagem crescia. Quanto às amostras não temperadas, ocorreu o contrário. Nesse sentido, o aumento da temperatura dos corpos ensaiados elevou a estabilidade da austenita, fase presente nas amostras temperadas, bem como dificultou a indução à martensita.
- Quanto à avaria apresentada pelas ferramentas de metal-duro, detectou-se que, igualmente à detectada no que determinou as forças resultantes, a ocorrência do

tipo lascamento se repetiu, embora com uma maior área de abrangência, em virtude de uma maior solicitação do inserto.

Entre as conclusões baseadas nos resultados do ensaio de circularidade podem-se destacar:

- Após a usinagem das amostras temperadas, comprovou-se que não ocorreu a retenção da martensita, porquanto, após 24 horas (tempo suficiente para a transformação reversa-TR) de ensaios de circularidade, a variação no diâmetro em cada amostra não ultrapassou os sete milésimos de milímetro no raio.
- Quanto aos resultados da circularidade, constatou-se que, após a usinagem por torneamento, as amostras apresentaram um bom padrão circunferencial.

Por fim, é importante ressaltar que os resultados e as conclusões referentes aos experimentos realizados neste trabalho confirmam que os objetivos foram alcançados, embora restem indagações importantes a serem respondidas por trabalhos futuros.

5.2 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

A seguir, estão descritas algumas sugestões para trabalhos futuros nesta mesma linha de pesquisa. É importante frisar que algumas sugestões levaram em consideração as dificuldades e problemas encontrados no curso deste trabalho.

- Levantar os esforços de corte das ligas estudadas neste trabalho de pesquisa, por meio de um processo de fresamento a seco.
- Verificar a influência da geometria das ferramentas de corte nos resultados das forças resultantes.
- Refazer a usinagem por torneamento a seco com amostras laminadas, visando comparar os resultados das novas forças resultantes com os encontrados neste trabalho de pesquisa.
- Empregando a telemetria (baseia-se na ideia de transmitir e receber dados através de tecnologias de comunicação sem fio), desenvolver um sistema embarcado capaz de mensurar, em tempo real, a temperatura de usinagem durante processo de torneamento.
- Fazer um estudo comparativo do aumento de temperatura nessas ligas, utilizando-se de análise de elementos finitos.

- Verificar outros parâmetros, tais como vida útil da ferramenta, rugosidade, velocidade de corte ideal, dentre outros.

REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

- ALBUQUERQUE, V. H. C. D., 2010, *Efeito da Adição de Nb e Ni em Propriedades Mecânicas de uma Liga com Memória de Forma CuAlBe*. Dr., Universidade Federal da Paraíba, João Pessoa, Paraíba, Brasil.
- ARAYA, R., MARIVIL, M., MIR, C., et al., 2008, "Temperature and grain size effects on the behavior of CuAlBe SMA wires under cyclic loading", *Materials Science and Engineering: A*, v. 496, n. 1–2, pp. 209.
- BALO, Ş. N., CEYLAN, M., 2002, "Effect of Be content on some characteristics of Cu–Al–Be shape memory alloys", *Journal of Materials Processing Technology*, v. 124, n. 1–2, pp. 200a 208.
- BELKAHLA, S., FLORES ZUÑIGA, H., GUENIN, G., 1993, "Elaboration and characterization of new low temperature shape memory Cu • Al • Be alloys", *Materials Science and Engineering: A*, v. 169, n. 1–2, pp. 119.
- BRITO, I. C. A., ALBUQUERQUE, V. H. C. D., GOMES, R. M., et al., paper presented at the Actas do 10º Congresso Iberoamericano de Engenharia Mecânica (CIBEM 10), Porto, Portugal, 2011.
- CHENTOUF, S. M., BOUABDALLAH, M., CHENITI, H., et al., 2010, "Ageing study of Cu–Al–Be hypoeutectoid shape memory alloy", *Materials Characterization*, v. 61, n. 11, pp. 1187.
- CUNIBERTI, A., MONTECINOS, S., LOVEY, F. C., 2009, "Effect of γ_2 -phase precipitates on the martensitic transformation of a β -CuAlBe shape memory alloy", *Intermetallics*, v. 17, n. 6, pp. 435.
- DE ALBUQUERQUE, V. H. C., MELO, T. A. D. A., GOMES, R. M., et al., 2010, "Grain size and temperature influence on the toughness of a CuAlBe shape memory alloy", *Materials Science and Engineering: A*, v. 528, n. 1, pp. 459 a 566.
- DE OLIVEIRA, D. F., DE LIMA, J. S. G., BRITO, I. C. A., et al., 2010, "Mechanical strength evaluation of a CuAlBe shape memory alloy under different thermal conditions", *Trans Tech Publications, Switzerland*, v. 643, n. 1, pp. 105 a 111.

- DINIZ, A. E., COPPINI, N. L., MARCONDES, F. C., 2010, *Tecnologia da Usinagem dos Materiais*. 7 ed. São Paulo, Artiber.
- DUNNE, D., MORIN, M., GONZALEZ, C., et al., 2004, "The effect of quenching treatment on the reversible martensitic transformation in CuAlBe alloys", *Materials Science and Engineering: A*, v. 378, n. 1–2, pp. 257a 262.
- FANG, N., WU, Q., 2009, "A comparative study of the cutting forces in high speed machining of Ti–6Al–4V and Inconel 718 with a round cutting edge tool", *Journal of Materials Processing Technology*, v. 209, n. 9, pp. 4385.
- FERNANDES, F. M. B., 2003, *Ligas com Memória de Forma*. Universidade Nova de Lisboa
- FERRARESI, D., 1977, *Fundamentos da Usinagem dos Metais*. 13 ed. São Paulo, Blucher.
- FRANÇA, F. J. C., GUEDES, N. G., DE LIMA, S. J. G., et al., 2010, "Cyclic stress–strain response of superelastic polycrystalline Cu–12wt%Al–0.5wt%Be alloy", *Trans Tech Publications, Switzerland*, v. 643, n. 1, pp. 91 a 97.
- FUNAKUBO, H., 1987, *Shape Memory Alloys*. London, Gordon and Breach Science Publishers.
- GONZALEZ, C. H., 2002, *Etude des comportements electro-thermomécaniques et de la stabilisation martensitique d'alliages monocristallins à mémoire de forme base cuivre*. Dr, L'Institut National Des Sciences Appliquées de Lyon, Lyon, França.
- KAYNAK, Y., KARACA, H. E., NOEBE, R. D., et al., 2013, "Analysis of Tool-wear and Cutting Force Components in Dry, Preheated, and Cryogenic Machining of NiTi Shape Memory Alloys", *Procedia CIRP*, v. 8, n. 0, pp. 498.
- LAGOUDAS, D. C., 2008, *Shape Memory Alloy - Modeling and Engineering Applications*. Texas, Springer.
- MENG, Q., ARSECULARATNE, J. A., MATHEW, P., 2000, "Calculation of optimum cutting conditions for turning operations using a machining theory", *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, v. 40, n. 12, pp. 1709.
- MONTECINOS, S., CUNIBERTI, A., CASTRO, M. L., 2010, "Kinetics of isothermal decomposition in polycrystalline β CuAlBe alloys", *Intermetallics*, v. 18, n. 1, pp. 36 a 41.
- MONTECINOS, S., CUNIBERTI, A., ROMERO, R., 2011, "Effect of grain size on the stress–temperature relationship in a β CuAlBe shape memory alloy", *Intermetallics*, v. 19, n. 1, pp. 35 a 38.
- MONTECINOS, S., SIMISON, S., 2013, "Corrosion behavior of Cu–Al–Be shape memory alloys with different compositions and microstructures", *Corrosion Science*, v. 74, n. 0, pp. 387.

- OLIVEIRA, D. F., 2009, *Determinação das Propriedades Termomecânicas de Ligas Cu-Al-Ni e Cu-Al-Be Com Efeito Memória de Forma Para Utilização Como Atuadores mecânicos*. M.Sc., Universidade Federal da Paraíba, João Pessoa, Paraíba, Brasil.
- OTSUKA, K., WAYMAN, C. M., 1998, *Shape Memory Materials*. Cambridge University
- PAWADE, R. S., JOSHI, S. S., BRAHMANKAR, P. K., et al., 2007, "An investigation of cutting forces and surface damage in high-speed turning of Inconel 718", *Journal of Materials Processing Technology*, v. 192–193, n. 0, pp. 139.
- STEMMER, C. E., 1993, *Ferramentas de corte I*. 3 ed. Florianópolis, Editora da UFSC.
- TOTIS, G., SORTINO, M., 2011, "Development of a modular dynamometer for triaxial cutting force measurement in turning", *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, v. 51, n. 1, pp. 34.
- VLACK, L. H. V., 1977, *Princípios de Ciência dos Materiais* 4ed. São Paulo, Edgard Blücher Ltda.
- WEINERT, K., PETZOLDT, V., 2004, "Machining of NiTi based shape memory alloys", *Materials Science and Engineering: A*, v. 378, n. 1–2, pp. 180 a 184.
- YALDIZ, S., ÜNSAÇAR, F., 2006, "A dynamometer design for measurement the cutting forces on turning", *Measurement*, v. 39, n. 1, pp. 80.
- YALDIZ, S., ÜNSAÇAR, F., SAĞLAM, H., et al., 2007, "Design, development and testing of a four-component milling dynamometer for the measurement of cutting force and torque", *Mechanical Systems and Signal Processing*, v. 21, n. 3, pp. 1499.
- ZHANG, P., MA, A., LU, S., et al., 2011, "Effect of grain refinement on the mechanical properties of Cu–Al–Be–B shape memory alloy", *Materials & Design*, v. 32, n. 1, pp. 348.

ANEXOS

ANEXO I: LÓGICA DE PROGRAMAÇÃO EM MATLAB

```
clear all
close all
clc

input_file=load('resultado_exp.txt');

experimento='Liga CNT: PD_4P';

savefileimage1=[experimento,'_forces.jpg'];

n_rot_analise=10;

rpm=1600
freq_acq=1000
z=1;

spindle=rpm/60;
pprev=(freq_acq/spindle);

len_max=length(input_file);

noise_filtered_z =input_file(:,1);
noise_filtered_y =input_file(:,2);
noise_filtered_x =input_file(:,3);

p0=6*pprev;
offset_z=mean(noise_filtered_z(1:p0));
```

```

offset_y=mean(noise_filtered_y(1:p0));
offset_x=mean(noise_filtered_x(1:p0));

trigger=6*max(noise_filtered_z(1:floor(6*pprev)));
i=1;
while abs(noise_filtered_z(i))<trigger,
    i = i + 1;
end
p1=i;

i=len_max;
while abs(noise_filtered_z(i))<trigger,
    i = i - 1;
end
p2=i;

Fz_all=input_file(p1:p2,1)-offset_z;
Fy_all=input_file(p1:p2,2)-offset_y;
Fx_all=input_file(p1:p2,3)-offset_x;

Fres_all=((Fz_all).^2+(Fy_all).^2+(Fx_all).^2).^0.5;
len=length(Fres_all);
time=1/freq_acq:(1/freq_acq):len/freq_acq;

figure(1)
plot(time,Fz_all,'r.-',time,Fy_all,'m.-',time,Fx_all,'b.-')
legend('F_z','F_y','F_x')
title({'Forças Experimentais no experimento ', experimento})
xlabel('Tempo (z)')
ylabel('Forças (N)')

figure(2)

```

```

plot(time,Fres_all')
legend('F_{res}')
title({'Força Resultante no experimento ', experimento})
xlabel('Tempo (z)')
ylabel('Força (N)')

```

%ANALISE PARA FORÇA RESULTANTE

```

p3=floor(14*pprev);

for i=1:n_rot_analise
    max_F_rot(i)=max(Fres_all(p3:p3+floor(pprev)-1));
    mean_F_rot(i)=mean(Fres_all(p3:p3+floor(pprev)-1));
    PP_F_rot(i)=max(Fres_all(p3:p3+floor(pprev)-1))-
min(Fres_all(p3:p3+floor(pprev)-1));
    p3=p3+floor(pprev);
end

```

```

figure(3)
hold on
plot(max_F_rot,'o-')
plot(mean_F_rot,'*-')
plot(PP_F_rot,'.-')
legend('Máximos','Médias','Pico a Pico')
xlabel('Numero de Voltas na análise de forças')
ylabel('Força Resultante (N)')
hold off

```

%ANALISE PARA FORÇA DE CORTE

```

p3=floor(14*pprev)

for i=1:n_rot_analise

```

```

max_Fc_rot(i)=max(Fz_all(p3:p3+floor(pprev)-1));
mean_Fc_rot(i)=mean(Fz_all(p3:p3+floor(pprev)-1));
PP_Fc_rot(i)=max(Fz_all(p3:p3+floor(pprev)-1))-
min(Fz_all(p3:p3+floor(pprev)-1));
p3=p3+floor(pprev);
end

```

```

figure(4)
hold on
plot(max_Fc_rot,'o-')
plot(mean_Fc_rot,'*-')
plot(PP_Fc_rot,'.-')
legend('Máximos','Médias','Pico a Pico')
xlabel('Numero de Voltas na análise de forças')
ylabel('Forças de Corte (N)')
hold off

```

```

Mean_F_Max=mean(max_F_rot);
Mean_F_mean=mean(mean_F_rot);
Mean_F_PP=mean(PP_F_rot);
Mean_Fc_Max=mean(max_Fc_rot);
Mean_Fc_mean=mean(mean_Fc_rot);
Mean_Fc_PP=mean(PP_Fc_rot);

```

```

S_F_Max=var(max_F_rot);
S_F_mean=var(mean_F_rot);
S_F_PP=var(PP_F_rot);
S_Fc_Max=var(max_Fc_rot);
S_Fc_mean=var(mean_Fc_rot);
S_Fc_PP=var(PP_Fc_rot);

```

```
resultado1=[n_rot_analise;Mean_F_Max;Mean_F_mean;Mean_F_PP;S_F_Max;S_
F_mean;S_F_PP;Mean_Fc_Max;Mean_Fc_mean;Mean_Fc_PP;S_Fc_Max;S_Fc_mean;S_
Fc_PP;]
```

```
save Res_simp_exp1.dat resultado1 -ascii
```

```
resultado2=[max_F_rot;mean_F_rot;PP_F_rot;max_Fc_rot;mean_Fc_rot;PP_Fc_ro
t;]
```

```
save Res_matriz_exp1.dat resultado2 -ascii
```

ANEXO II: CERTIFICADO DE CALIBRAÇÃO



Laboratório de Metrologia NOVUS

Certificado de Calibração

Calibração
NBR ISO/IEC
17025

CAL 0455

Nº 2592/12

Página 1 de 1

Características do instrumento

OS nº 0675/12

Descrição: TERMÔMETRO DIGITAL**Identificação:** -**Nº Série:** 12347637**Fabricante:** NOVUS**Resolução:** 0,1**Modelo:** SMARTMETER**Cliente:** COMERCIAL ABRANTES LTDA - ME

AV. AGUANAMBI, 796 - FATIMA - FORTALEZA - CE - CEP: 60055-402

Tipo de Sensor: Termopar K**Diâmetro da haste (mm):** 15**Comprimento da haste (mm):** 120**Faixa de Indicação:** 0 a 200°C**Procedimento**

A calibração foi realizada conforme a IT 065 de outubro de 2012, rev. 4.

Método Utilizado

Comparação direta com o padrão em meio termostático.

Condições Ambientais

Temperatura: Entre 20,8°C e 23,4°C

Umidade Relativa: Entre 48,5% e 56,7%

Local A calibração foi realizada no Laboratório NOVUS.**Padrão(ões) Utilizado(s)**

PT043 Termômetro Digital - Certificado nº0389/12 do NOVUS - RBC 0455 - Válido até 31/03/13

PT044 Calibrador FLUKE 9124 - Certificado nº2308/12 do NOVUS - RBC 0455 - Válido até 31/03/13

Este instrumento não foi ajustado.

Resultado(s) da Calibração:

VR (°C)	MM (°C)	ERRO (°C)	±IM (°C)	K	Veff	Profundidade de imersão (mm)
0,0	1,1	1,1	1,0	2,00	α	100
50,0	49,0	-1,0	1,0	2,00	α	100
100,0	100,4	0,4	1,0	2,00	α	100
200,0	203,0	3,0	1,0	2,00	α	100
-	-	-	-	-	-	-

MM = Média das Medições (Leituras do Instrumento)

IM = Incerteza de Medição

Veff = Graus de Liberdade Efetivos

ERRO = MM - VR

VR = Valor de Referência (Leituras Padrão, corrigidos os erros sistemáticos)

NOTAS:

As temperaturas estão referidas à Escala Internacional de Temperatura de 1990 (ITS-90).

Os resultados acima apresentados referem-se à média de 4 leituras, tomadas em intervalos de 1 minuto.

Declaração da Incerteza de Medição

A incerteza expandida de medição relatada é declarada como a incerteza padrão de medição multiplicada pelo fator de abrangência "k", com graus de liberdade efetivos (Veff) correspondes a um nível de confiança de aproximadamente 95%. A incerteza de medição foi determinada de acordo com a publicação EA-4/02.

23/11/2012

Data da Calibração

26/11/2012

Data da Emissão do Certificado

Marcos Vargas

Gerente da Qualidade e Técnico

Signatário Autorizado

Rua Álvaro Chaves, 249 - Fortaleza
CEP: 30220-000 - Porto Alegre / RSFone: (51) 3323.3628
Fax: (51) 3323.3644CNPJ: 08.476.995/0001-97
Insc. Est.: 098/0693637✉ labmetrologia@novus.com.br
www.novus.com.br

ANEXO III: FÓRMULAS PARA O CÁLCULO DAS FORÇAS RESULTANTES E PARA A ANÁLISE DESCRITIVA DE POSICIONAMENTO E VARIABILIDADE

FORÇA RESULTANTE

$$F_{res} = \sqrt{(F_c)^2 + (F_p)^2 + (F_f)^2} ; \text{onde:}$$

F_c – Força de corte.

F_p – Força de penetração.

F_f – Força de avanço.

MEDIDAS DE POSIÇÃO

MÉDIA ARITMÉTICA ($\bar{X}$)

$$\bar{X} = \frac{\sum x_i f_i}{\sum f_i} ; \text{onde:}$$

x_i - ponto médio de uma classe.

f_i - freqüências simples ou absolutas.

MEDIANA (m_d)

$$m_d = l^* + \frac{\left[\frac{\sum f_i}{2} - F(ant) \right] h^*}{f^*} ; \text{onde:}$$

l^* - é o limite inferior da classe mediana.

$F(ant)$ - é a freqüência acumulada da classe anterior à classe mediana.

f^* - é a freqüência simples da classe mediana.

h^* - é a amplitude do intervalo da classe mediana.

MODA (m_o)

$$m_o = l^* + \frac{D_1}{D_1 + D_2} \times h^* ; \text{onde:}$$

l^* - é o limite inferior da classe modal.

h^* - é a amplitude da classe modal.

$$D_1 = f^* - f(\text{ant})$$

$$D_2 = f^* - f(\text{post})$$

f^* - frequência simples da classe modal.

$f(\text{ant})$ - a frequência simples da classe anterior à classe modal.

$f(\text{post})$ - a frequência simples da classe posterior à classe modal.

MEDIDAS DE VARIABILIDADE

VARIÂNCIA (S^2)

$$S^2 = \frac{\sum (x_i - \bar{x})^2}{\sum f_i}, \text{ onde:}$$

x_i - ponto médio de uma classe.

$\bar{x}$ - média aritmética.

f_i - frequências simples ou absolutas.

DESVIO PADRÃO (s)

$$s = \sqrt{\frac{\sum x_i^2}{n} - \left(\frac{\sum x_i}{n}\right)^2}, \text{ onde:}$$

n - é o somatório de f_i

COEFICIENTE DE VARIAÇÃO (CV)

$$CV = \frac{s}{\bar{x}} \times 100 \quad \text{dado em porcentagem}$$

**ANEXO IV: MÉDIA DAS FORÇAS RESULTANTES, APÓS
TORNEAMENTO A SECO, ENTRE AS RÉPLICAS DAS AMOSTRAS
AT, ANT, BT, BNT, CT E CNT**

Liga AT: Cu-11,8%Al-0,60%Be – média entre as réplicas (nível I)										
Forças Resultantes (N)	rotações									
	1 ^a	2 ^a	3 ^a	4 ^a	5 ^a	6 ^a	7 ^a	8 ^a	9 ^a	10 ^a
Fres_máx.	283	289	295	299	297	293	290	288	291	294
Fres_média	269	274	281	286	283	280	274	273	273	278
Fres_pico a pico	30	34	35	36	34	32	33	33	36	40
Liga AT: Cu-11,8%Al-0,60%Be – média entre as réplicas (nível II)										
Forças Resultantes (N)	rotações									
	1 ^a	2 ^a	3 ^a	4 ^a	5 ^a	6 ^a	7 ^a	8 ^a	9 ^a	10 ^a
Fres_máx.	289	292	292	290	283	279	283	283	291	298
Fres_média	272	278	277	274	266	265	268	268	272	282
Fres_pico a pico	38	36	34	36	36	32	37	34	36	32
Liga AT: Cu-11,8%Al-0,60%Be – média entre as réplicas (nível III)										
Forças Resultantes (N)	rotações									
	1 ^a	2 ^a	3 ^a	4 ^a	5 ^a	6 ^a	7 ^a	8 ^a	9 ^a	10 ^a
Fres_máx.	287	297	302	302	295	291	288	287	287	296
Fres_média	269	279	286	286	279	275	273	270	270	279
Fres_pico a pico	46	47	42	41	36	39	39	39	38	44
Liga AT: Cu-11,8%Al-0,60%Be – média entre as réplicas (nível IV)										
Forças Resultantes (N)	rotações									
	1 ^a	2 ^a	3 ^a	4 ^a	5 ^a	6 ^a	7 ^a	8 ^a	9 ^a	10 ^a
Fres_máx.	361	365	362	364	365	366	365	368	364	366
Fres_média	340	341	341	342	341	342	343	346	345	344
Fres_pico a pico	51	56	52	51	55	56	50	51	45	46
Liga ANT: Cu-11,8%Al-0,60%Be – média entre as réplicas (nível I)										
Forças Resultantes (N)	rotações									
	1 ^a	2 ^a	3 ^a	4 ^a	5 ^a	6 ^a	7 ^a	8 ^a	9 ^a	10 ^a
Fres_máx.	270	274	281	287	282	279	273	274	274	278
Fres_média	256	258	265	269	266	263	259	259	258	262
Fres_pico a pico	31	38	35	37	37	31	30	33	32	30
Liga ANT: Cu-11,8%Al-0,60%Be – média entre as réplicas (nível II)										
Forças Resultantes (N)	rotações									
	1 ^a	2 ^a	3 ^a	4 ^a	5 ^a	6 ^a	7 ^a	8 ^a	9 ^a	10 ^a
Fres_máx.	317	315	316	316	318	322	323	319	316	316
Fres_média	300	301	301	298	302	306	308	305	302	301
Fres_pico a pico	54	51	50	59	52	48	43	39	44	42
Liga ANT: Cu-11,8%Al-0,60%Be – média entre as réplicas (nível III)										
Forças Resultantes (N)	rotações									
	1 ^a	2 ^a	3 ^a	4 ^a	5 ^a	6 ^a	7 ^a	8 ^a	9 ^a	10 ^a
Fres_máx.	319	322	322	317	314	317	321	320	325	323
Fres_média	302	305	304	301	298	299	302	302	306	305

Fres_pico a pico	45	43	46	44	48	65	72	69	65	61
Liga ANT: Cu-11,8%Al-0,60%Be – média entre as réplicas (nível IV)										
Forças Resultantes (N)	rotações									
	1 ^a	2 ^a	3 ^a	4 ^a	5 ^a	6 ^a	7 ^a	8 ^a	9 ^a	10 ^a
Fres_máx.	348	347	346	353	353	348	349	350	352	348
Fres_média	330	327	330	332	333	330	330	331	331	329
Fres_pico a pico	61	59	44	56	54	52	47	54	60	55
Liga BT: Cu-11,8%Al-0,55%Be – média entre as réplicas (nível I)										
Forças Resultantes (N)	rotações									
	1 ^a	2 ^a	3 ^a	4 ^a	5 ^a	6 ^a	7 ^a	8 ^a	9 ^a	10 ^a
Fres_máx.	286	289	294	302	301	295	292	289	288	296
Fres_média	270	273	277	285	284	279	274	272	273	277
Fres_pico a pico	36	33	33	38	37	34	36	36	33	42
Liga BT: Cu-11,8%Al-0,55%Be – média entre as réplicas (nível II)										
Forças Resultantes (N)	rotações									
	1 ^a	2 ^a	3 ^a	4 ^a	5 ^a	6 ^a	7 ^a	8 ^a	9 ^a	10 ^a
Fres_máx.	309	308	309	312	306	301	304	320	317	315
Fres_média	294	294	294	294	292	283	287	300	300	295
Fres_pico a pico	32	32	31	35	30	32	36	41	35	39
Liga BT: Cu-11,8%Al-0,55%Be – média entre as réplicas (nível III)										
Forças Resultantes (N)	rotações									
	1 ^a	2 ^a	3 ^a	4 ^a	5 ^a	6 ^a	7 ^a	8 ^a	9 ^a	10 ^a
Fres_máx.	305	305	301	292	294	295	304	300	307	307
Fres_média	290	289	285	274	275	277	285	285	290	289
Fres_pico a pico	34	35	39	36	47	42	36	39	43	53
Liga BT: Cu-11,8%Al-0,55%Be – média entre as réplicas (nível IV)										
Forças Resultantes (N)	rotações									
	1 ^a	2 ^a	3 ^a	4 ^a	5 ^a	6 ^a	7 ^a	8 ^a	9 ^a	10 ^a
Fres_máx.	328	332	340	335	327	327	334	337	329	337
Fres_média	310	310	318	317	308	309	313	318	309	313
Fres_pico a pico	45	45	52	50	46	43	47	46	51	61
Liga BNT: Cu-11,8%Al-0,55%Be – média entre as réplicas (nível I)										
Forças Resultantes (N)	rotações									
	1 ^a	2 ^a	3 ^a	4 ^a	5 ^a	6 ^a	7 ^a	8 ^a	9 ^a	10 ^a
Fres_máx.	306	306	310	317	318	315	311	309	310	310
Fres_média	293	291	297	299	302	300	297	294	294	294
Fres_pico a pico	37	40	34	37	39	41	33	29	30	39
Liga BNT: Cu-11,8%Al-0,55%Be – média entre as réplicas (nível II)										
Forças Resultantes (N)	rotações									
	1 ^a	2 ^a	3 ^a	4 ^a	5 ^a	6 ^a	7 ^a	8 ^a	9 ^a	10 ^a
Fres_máx.	345	343	334	328	336	347	349	350	347	344
Fres_média	327	324	316	313	319	327	332	330	327	325
Fres_pico a pico	49	48	49	48	46	55	57	61	73	69
Liga BNT: Cu-11,8%Al-0,55%Be – média entre as réplicas (nível III)										
Forças Resultantes (N)	rotações									
	1 ^a	2 ^a	3 ^a	4 ^a	5 ^a	6 ^a	7 ^a	8 ^a	9 ^a	10 ^a
Fres_máx.	375	369	367	363	363	365	374	375	375	373

Fres_média	351	347	346	344	343	343	351	354	353	352
Fres_pico a pico	68	78	86	70	66	76	71	65	75	76
Liga BNT: Cu-11,8%Al-0,55%Be – média entre as réplicas (nível IV)										
Forças Resultantes (N)	rotações									
	1 ^a	2 ^a	3 ^a	4 ^a	5 ^a	6 ^a	7 ^a	8 ^a	9 ^a	10 ^a
Fres_máx.	364	363	359	361	361	360	362	361	362	360
Fres_média	337	335	334	334	336	335	336	338	340	338
Fres_pico a pico	95	86	81	81	77	85	79	65	66	58
Liga CT: Cu-11,8%Al-0,55%Be-0,50%Nb-0,27%Ni – média entre as réplicas (nível I)										
Forças Resultantes (N)	rotações									
	1 ^a	2 ^a	3 ^a	4 ^a	5 ^a	6 ^a	7 ^a	8 ^a	9 ^a	10 ^a
Fres_máx.	282	289	291	297	296	293	286	281	287	290
Fres_média	271	277	280	283	285	280	274	268	274	276
Fres_pico a pico	25	27	24	29	21	26	21	24	25	26
Liga CT: Cu-11,8%Al-0,55%Be-0,50%Nb-0,27%Ni – média entre as réplicas (nível II)										
Forças Resultantes (N)	rotações									
	1 ^a	2 ^a	3 ^a	4 ^a	5 ^a	6 ^a	7 ^a	8 ^a	9 ^a	10 ^a
Fres_máx.	284	282	280	288	288	287	286	292	285	284
Fres_média	274	270	269	275	274	274	277	278	275	271
Fres_pico a pico	21	24	20	25	27	24	21	28	23	27
Liga CT: Cu-11,8%Al-0,55%Be-0,50%Nb-0,27%Ni – média entre as réplicas (nível III)										
Forças Resultantes (N)	rotações									
	1 ^a	2 ^a	3 ^a	4 ^a	5 ^a	6 ^a	7 ^a	8 ^a	9 ^a	10 ^a
Fres_máx.	299	300	293	295	285	284	284	294	300	301
Fres_média	286	289	282	285	274	271	270	283	290	289
Fres_pico a pico	25	21	22	20	22	26	26	21	20	22
Liga CT: Cu-11,8%Al-0,55%Be-0,50%Nb-0,27%Ni – média entre as réplicas (nível IV)										
Forças Resultantes (N)	rotações									
	1 ^a	2 ^a	3 ^a	4 ^a	5 ^a	6 ^a	7 ^a	8 ^a	9 ^a	10 ^a
Fres_máx.	300	297	297	300	306	304	303	297	297	303
Fres_média	288	290	289	287	294	296	293	287	285	291
Fres_pico a pico	23	16	19	27	24	19	21	20	22	23
Liga CNT: Cu-11,8%Al-0,55%Be-0,50%Nb-0,27%Ni – média entre as réplicas (nível I)										
Forças Resultantes (N)	rotações									
	1 ^a	2 ^a	3 ^a	4 ^a	5 ^a	6 ^a	7 ^a	8 ^a	9 ^a	10 ^a
Fres_máx.	244	246	246	247	242	244	246	242	246	249
Fres_média	230	233	234	234	232	232	233	229	234	237
Fres_pico a pico	26	27	26	28	22	24	27	26	25	27
Liga CNT: Cu-11,8%Al-0,55%Be-0,50%Nb-0,27%Ni – média entre as réplicas (nível II)										
Forças Resultantes (N)	rotações									
	1 ^a	2 ^a	3 ^a	4 ^a	5 ^a	6 ^a	7 ^a	8 ^a	9 ^a	10 ^a
Fres_máx.	253	256	258	260	256	261	262	258	254	257
Fres_média	245	246	252	252	247	251	253	250	245	248
Fres_pico a pico	18	17	14	17	18	19	20	17	18	19
Liga CNT: Cu-11,8%Al-0,55%Be-0,50%Nb-0,27%Ni – média entre as réplicas (nível III)										
Forças Resultantes (N)	rotações									
	1 ^a	2 ^a	3 ^a	4 ^a	5 ^a	6 ^a	7 ^a	8 ^a	9 ^a	10 ^a

Fres_máx.	253	260	253	251	255	259	256	256	259	260
Fres_média	246	251	246	245	247	252	248	248	250	253
Fres_pico a pico	14	17	15	13	16	15	14	16	16	14
Liga CNT: Cu-11,8%Al-0,55%Be-0,50%Nb-0,27%Ni – média entre as réplicas (nível IV)										
Forças Resultantes (N)	rotações									
	1 ^a	2 ^a	3 ^a	4 ^a	5 ^a	6 ^a	7 ^a	8 ^a	9 ^a	10 ^a
Fres_máx.	261	260	258	263	266	270	269	268	264	264
Fres_média	254	252	253	257	260	261	262	261	256	254
Fres_pico a pico	15	17	13	15	15	18	16	16	18	21