



UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO DE JANEIRO

Departamento de Engenharia Mecânica

DEM/POLI/UFRJ



**ANÁLISE DA MICROESTRUTURA DE UMA LIGA COM MEMÓRIA DE FORMA
SUBMETIDA AO PROCESSO DE SANGRAMENTO RADIAL**

Eduardo Bellido Rego

PROJETO FINAL SUBMETIDO AO CORPO DOCENTE DO DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA DA ESCOLA POLITÉCNICA DA UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO DE JANEIRO COMO PARTE DOS REQUISITOS NECESSÁRIOS PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE ENGENHEIRO MECÂNICO.

Aprovado por:

Prof. Anna Carla Monteiro de Araujo; DSc

Prof. José Luis Lopes da Silveira; DSc

Prof. Marcelo Amorim Savi; DSc

RIO DE JANEIRO, RJ - BRASIL

MARÇO DE 2013

Dedicatória:

Dedico este trabalho à minha família, especialmente aos meus pais, Maria Angela e Eduardo, aos meus irmãos, Carolina e Alexandre e aos meus avós, Blanca Alicia, Alfredo Victor, Nely, Antônio (in memorian) e Irene (in memorian) e minha namorada Melissa Zegarra.

Agradecimentos:

Agradeço primeiramente a Deus por tudo que alcancei e ainda pretendo alcançar em minha vida.

A UFRJ e ao Colégio Santa Marcelina, pois muito do que me orgulho ser, como pessoa e como profissional devo a estas duas instituições e aos seus professores.

Um especial agradecimento à minha orientadora Anna Carla. Sua extrema competência, dedicação, confiança e paciência tornaram possível a realização deste projeto

Ao professor Savi pelo fornecimento do material, imprescindível para a realização deste projeto.

À Palloma Murtelle e Alice de Paula da UNB pelas análises e informações do material.

À professora Paula Jardim do PEMM, por estar sempre disposta a me ajudar, tirar minhas dúvidas e pelas análises no DRX.

À professora Sônia do PEMM pela amabilidade em emprestar o ISOMET sempre que necessitei.

Ao Alexandre Giagio do CEFCON, por seu comprometimento e dedicação na preparação da máquina CNC e usinagem dos corpos de prova.

Agradeço também a equipe da Halliburton (Alice, Carol, Carina, Marina, Marcella, Rafael, Barrinha e João Maria), em especial, meus chefes Marcus Pinheiro e Linda Doria, pelo apoio, compreensão e motivação. Não esquecendo do convívio e amizade de todos os outros que tornam o meu dia a dia mais produtivo e agradável.

Por fim, agradeço à minha família, namorada Melissa Zegarra e amigos que sempre me apoiaram, incentivaram e compreenderam em todos os momentos.

Eduardo Bellido Rego, Março de 2013.

Resumo:

A realização deste trabalho permitiu o estudo da usinagem no processo de sangramento radial de uma liga de níquel titânio, conhecida por sua característica de memória de forma, ou seja, sua recuperação da forma original através do aquecimento após uma deformação aparentemente plástica. O corpo de prova é usinado com velocidade de corte constante e são realizados seis experimentos com três níveis deste fator. Após o processo de usinagem, os corpos de prova foram avaliados e as técnicas utilizadas para as análises desse material foram: microscopia eletrônica de varredura (MEV), calorimetria diferencial de varredura (DSC), espectroscopia de energia dispersiva (EDS) e a difração de raios X (DRX).

Estudar a influência da usinagem e o comportamento da liga se faz importante pois permite viabilizar essa operação para a fabricação de peças com esse material, já que dependendo do comportamento da liga, poderiam ocorrer inúmeras situações que prejudicariam o produto final, como uma transformação de fase ou uma variação dos esforços na ferramenta provocando avarias na mesma. Foram comparadas as diferenças entre as fases presentes com o material original. Observou-se que mesmo após a liga sofrer aquecimento e acúmulo de tensões internas provenientes da usinagem, não ocorreu nenhuma mudança em sua fase em todos os experimentos.

Abstract:

The purpose of this work is to determine the machining characteristics of nickel-titanium alloy. A unique property of this metal alloy is shape-memory which is simply the ability to recover its original shape when heated, after plastic deformation. The specimen is machined with constant cutting speed and six experiments are performed with three levels of this factor. After the machining process, the specimens were evaluated and the techniques used to analyze this material were: Scanning Electron Microscopy (SEM), Differential Scanning Calorimetry (DSC), Energy Dispersive Spectroscopy (EDS) and X-ray Diffraction (XRD).

The study of machining influence and the alloy behavior is important because the manufacture of parts using the resultant material is possible through this operation. Depending on the behavior of the alloy, numerous situations could occur that would interfere in the machining such as a phase transformation and the variation of effort on the tools would cause damage on them. It is compared the differences between the phases on machined workpieces with the original material. It was observed that even after the alloy suffered heat build-up and internal stress from machining, there was no change in its phase.

Sumário:

1. Introdução	1
1.1. Aplicações das Ligas de Memória de Forma	1
1.2. Estrutura do Trabalho	4
2. Características da Liga Metálica Usinada	5
2.1. Ligas de Memória de Forma	5
2.2. Propriedades dos Seus Elementos	12
2.2.1. Diagrama de Fases para a Liga de Níquel Titânio	13
2.2.2. Titânio Puro	15
2.2.3. Níquel Puro	16
2.2.4. Titânio e suas Ligas	16
3. Materiais e Métodos	20
3.1. Corpo de Prova	20
3.2. Experimento de Usinagem	22
3.2.1. Máquina CNC	22
3.2.2. Seleção da Ferramenta	23
3.2.3. Fixação da Peça	24
3.2.4. Planejamento das Operações de Corte	26
3.2.4. Parâmetros de Corte:	27
3.2.5. Programa CNC	28
3.2.6. Planejamento Experimental	29
3.2.7. Aspectos dos Corpos de Prova Usinados	30
3.3. Equipamento e Caracterização do Corpo de Prova	31
3.3.1. Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV)	31
3.3.2. Difração de Raios-X (DRX)	41
3.3.3. Medição de Temperatura	45
3.4. Desgaste da Ferramenta	47
3.5. Resultados	51
4. Conclusão	56
5. Bibliografia	57

Figuras:

Figura 1: Exemplos de aplicações do NiTi na área da saúde [4].....	2
Figura 2: Exemplos de aplicações do NiTi na engenharia e aeronáutica [4].	3
Figura 3: Transformação de fases das ligas de memória de forma [4].....	6
Figura 4: Transição das fases com relação as temperatura M_f e A_f [5].....	7
Figura 5: Comportamento pseudoelástico de uma barra de NiTi [5].	8
Figura 6: Histerese formada na curva tensão x deformação [4].	9
Figura 7: Comportamento pseudoelástico em relação às temperaturas [5].	10
Figura 8: Modelo (σ , T , ϵ) das mudanças de fase numa liga de NiTi [5].....	11
Figura 9: Etapas do Efeito de Memória de Forma [5].....	12
Figura 10: Diagrama de Fases da Liga NiTi [8].....	13
Figura 11: Detalhe da região da liga no Diagrama de Fases adaptado de [9].	14
Figura 12: Micrografia eletrônica de precipitados de Ti_3Ni_4 [10].....	15
Figura 13: Diferença da estrutura cristalográfica em relação ao tipo de liga de titânio. (a) Titânio puro, liga α . (b) liga de titânio quase- α , (c) liga de titânio quase- β e (d) liga de titânio $\alpha+\beta$ [11].....	18
Figura 14: Diagrama de fases esquemático para as ligas de titânio. (a) estabilizador α , (b) estabilizador β tipo isomorfo, (c) estabilizador β tipo eutetóide e (d) neutro [2].....	18
Figura 15: Barra cilíndrica de NiTi utilizada para as análises.	20
Figura 16: Toneamento cilíndrico externo e sangramento radial [12].....	22
Figura 17: Torno CNC Romi Cosmos 10U utilizado na usinagem.....	23
Figura 18: Geometria da ferramenta e dados indicados pelo fabricante.	24
Figura 19: Castanhas para fixar peças de maior diâmetro.	25
Figura 20: Castanhas para peças de pequenos diâmetros.	25
Figura 21: Bucha utilizada para fixação da peça no primeiro conjunto de castanhas..	26
Figura 22: Ordem dos cortes a serem efetuados para obter amostras	27
Figura 23: Esquema das velocidades de corte em (a) Velocidade de corte com rotação constante. (b) Velocidade de corte constante com rotação variando até o limite de 3000rpm.	29
Figura 24: Diagrama de blocos representando os passos do planejamento.	29
Figura 25: Ferramenta posicionada para o corte.	30
Figura 26: Amostras usinadas. Nota-se a mudança no formato do cavaco com o número do teste.	31
Figura 27: Comparação entre microscópio óptico e microscópio eletrônico de varredura [16]	32
Figura 28: Microscópio de Varredura utilizado para as análises.	33

Figura 29: Cortadora de bancada Arotec.....	34
Figura 30: Amostras sem usinagem antes da preparação para o MEV	35
Figura 31: Etapas de preparação para o MEV. (a) Corte da peça. (b) Prensa da baquelite. (c) Baquelite prensada. (d) Operação de Lixamento. (e) Baquelite lixada. (f) Operação de polimento.	36
Figura 32: Micrografias realizadas no MEV.	38
Figura 33: Pontos escolhidos para realizar o teste de EDS.	39
Figura 34: Resultados da análise EDS. (a) Ponto 1, (b) Ponto 2, (c) Ponto 3, (d) Ponto 4.....	40
Figura 35: Difratorômetro de Raio X shimadzu.	42
Figura 36: Etapas de preparação da amostra para o DRX.	43
Figura 37: Amostra após a usinagem, com excesso de material na região central.	43
Figura 38: Amostras após corte no Isomet.	44
Figura 39: Pistola de infravermelho para medir as temperaturas alcançadas na usinagem.....	45
Figura 40: Porcentagem da energia dispersada pela ferramenta, cavaco e peça [13].	46
Figura 41: Fotografia das arestas de corte, (a) aresta de corte normal, (b) aresta de corte desgastada.	47
Figura 42: Micrografia eletrônica da aresta de corte da ferramenta.	48
Figura 43: Análise EDS (a) em diversos pontos perto da aresta de corte. (b) Numa região mais afastada da aresta.....	49
Figura 44: Resultados da análise EDS. (a) análise na aresta. (b) análise região central.	49
Figura 45: Resultado das análises do DRX.	52
Figura 46: Valores do banco de dados para a liga de NiTi.....	54

Tabelas:

Tabela 1: Variação da massa específica com relação a quantidade de níquel	12
Tabela 2: Propriedades do níquel e do titânio [6].....	16
Tabela 3: Estrutura Cristalina para liga de NiTi de acordo com a porcentagem de material.	19
Tabela 4: Comparação dos dados fornecidos pelo fabricante com dados experimentais.	21
Tabela 5: Dados específicos da liga de NiTi.....	21
Tabela 6: Parâmetros de corte definidos.	28
Tabela 7: Temperaturas atingidas nos cortes	46
Tabela 8: Elementos nos três pontos analisados perto da aresta de corte.	50
Tabela 9: Elementos nos dois pontos mais centrais da ferramenta.	50

1. Introdução

O presente trabalho tem como objetivo estudar os efeitos na estrutura do material da usinagem em uma liga de níquel titânio. Para isso, fez-se necessário ao autor aprofundar-se no conhecimento sobre o titânio e suas ligas, focando principalmente na liga de NiTi e na modificação de sua microestrutura e suas propriedades físico-químicas, como a memória de forma, através do aquecimento de sua superfície e tensões impostas. Foram utilizadas três velocidades de corte diferentes em cada experimento, porém mantendo constantes os demais parâmetros de corte. Como espera-se obter diversas temperaturas e tensões em cada caso é observado se existe pelo menos uma mudança significativa nas amostras.

Sobre a liga de níquel titânio disponível para estudo, não há referências de nenhum estudo relacionado à usinagem desse material. Esta liga apresenta alta versatilidade devido a suas características ímpares como a biocompatibilidade com o corpo humano e sua alta resistência mecânica e alta resistência à corrosão essas ligas são conhecidas por três fenômenos fundamentais, são eles: memória de forma, pseudoelasticidade e transformações de fases via temperatura [1]. Sua área de aplicação varia desde a área de saúde até a área tecnológica, como as indústrias odontológicas, médica (com o uso de próteses, *stents*), biomedicina, siderurgia (proporcionando melhores produtos ao serem ligados ao titânio. Ex: Cu, Al, Ni, etc.) [2, 3].

1.1. Aplicações das Ligas COM Memória de Forma

Arne Olander, em 1938, foi o primeiro a observar o efeito de memória de forma em ligas metálicas, porém foi apenas na década de 60 que começaram as pesquisas avançadas nessa área. Em 1962, Buehler e seus colegas do Laboratório Naval de Ordnance descobriram o efeito de memória de forma de uma liga NiTi [4].

As ligas com memória de forma são chamadas assim porque tem a habilidade de voltar a sua forma não deformada através do aquecimento, por esse motivo existem várias aplicações em diversas áreas que variam desde a medicina até indústrias aeroespaciais, são exemplos:

- **Aplicações na Área de Saúde**

Na medicina, essa liga é bastante utilizada na fabricação de *stents* e filtros de coágulos sanguíneos, que na realidade é que um fio de NiTi previamente deformado para adquirir um formato específico. Esse filtro é deformado à baixa temperatura, de modo a poder ser inserido na veia pretendida junto com uma solução salina que o mantém resfriado; ao ser submetido ao calor do corpo humano, ele retoma a configuração original [4]. Na figura 1(a) podem-se observar as aplicações desse material na área da saúde. Vê-se o mecanismo de funcionamento de um stent, onde a princípio se encontra deformado em uma estrutura fina e logo após, ao entrar em equilíbrio térmico, sua estrutura modifica-se para uma espécie de “rede”.

As ligas de NiTi também são muito empregadas no campo da ortodontia, com o uso de fios de ligas de memória de forma, onde é explorada sua pseudoelasticidade. Essas ligas permitem deformações de cerca de 8 a 10% sem que ocorram deformações aparentemente plásticas e exploram também o efeito de transformações de fases através da variação de temperatura. A correção dos dentes é conseguida pela pequena e constante variação de tensão imposta pela liga de memória de forma [4]. Na figura 1(b), observa-se a utilização dessa liga em arames para o uso ortodôntico.

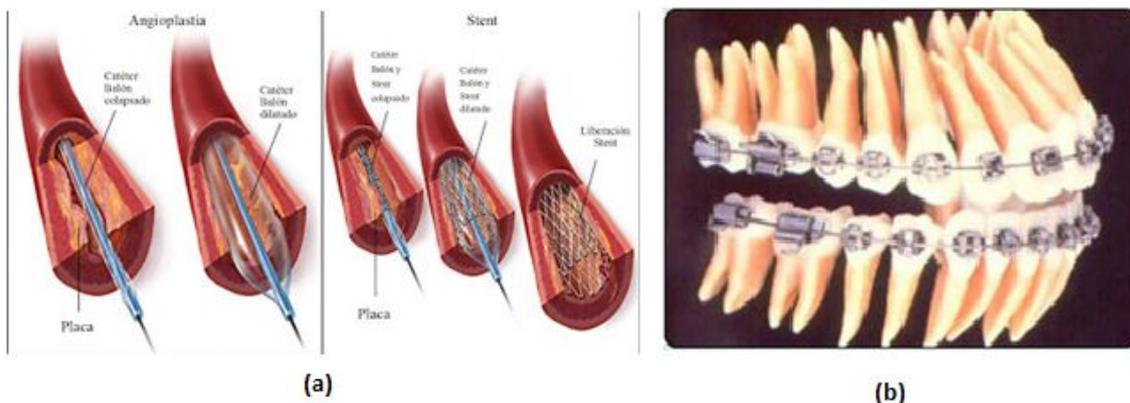


Figura 1: Exemplos de aplicações do NiTi na área da saúde [4].

- **Aplicações na Engenharia e Aeronáutica**

Se tratando do efeito de memória de forma, é uma característica que pode ser empregada em acoplamentos de tubulações de circuitos hidráulicos. Estes acoplamentos tem a forma de casquilhos cilíndricos com o diâmetro ligeiramente menor ao dos tubos com quem deve ligar-se. São expandidos em seu estado martensítico, em baixas temperaturas e ao serem aquecidos sofrem uma contração que une as extremidades dos tubos [4] Algumas aplicações das ligas de níquel titânio na engenharia e indústria aeronáutica podem também ser observadas. A figura 2(a) mostra um esquema básico de um sistema hidráulico onde através do aquecimento ocorrem os ajustes dos tubos.

As ligas de memória de forma estão ganhando cada vez mais espaço na indústria aeroespacial. Cada vez mais estão sendo pesquisadas alternativas para seus problemas e o uso das ligas de memória de forma possibilitam projetos de sistemas mais otimizados em relação ao custo, ao peso e a eficiência. Uma opção para substituir os sistemas utilizados hoje em dia, seria a inserção de fios de ligas com memória de forma na parte superior e inferior do flap, que são os responsáveis pela mudança de altitude e de direção nos aviões. Assim, com um sistema elétrico, a geometria dos fios pode ser controlada através do aquecimento pela corrente elétrica, consequentemente SUS trajetória. Na figura 2(b) observa-se um esquema básico do funcionamento atual dos flaps com a utilização de um sistema hidráulico e na Figura 2(c) apresenta a substituição desse sistema hidráulico, de elevado peso e preço, pelos fios de memória de forma.

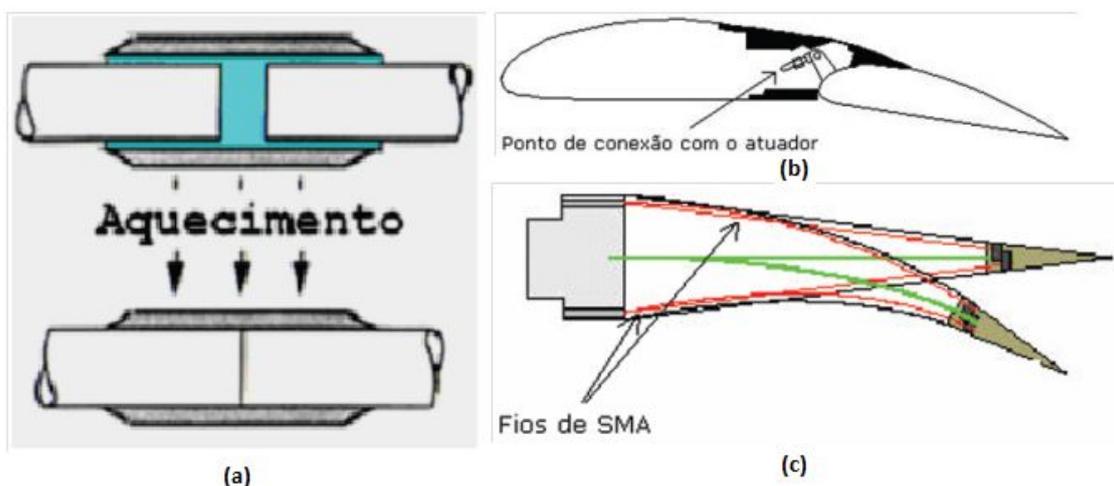


Figura 2: Exemplos de aplicações do NiTi na engenharia e aeronáutica [4].

1.2. Estrutura do Trabalho

Este texto está estruturado da seguinte forma: as características da liga de níquel e titânio, assim como seus fenômenos fundamentais, estão detalhados no capítulo 2. O capítulo 3 está reservado à caracterização do material e aos métodos utilizados para o estudo da liga, nesse capítulo podemos encontrar os equipamentos e métodos utilizados para a obtenção dos resultados que se encontram no Capítulo 4. Ao final, no capítulo 5, as conclusões são apresentadas.

2. Características da Liga Metálica Usinada

As ligas de níquel titânio são comumente chamadas de Nitinol, pois, na década de 60, no Naval Ordnance Laboratory-NOL (Laboratório de Materiais Belicos Naval dos EUA), foi descoberto uma de suas principais características, o efeito memória de forma. Essa propriedade permite ao objeto feito de Nitinol, após uma deformação aparentemente plástica, voltar ao seu formato original através da adição de calor. A adição de calor varia de acordo com a composição da liga, geralmente com temperaturas relativamente baixas para ligas compostas de 45% a 60% de Níquel, podendo haver outros elementos de liga como o cobre e o Nióbio, que diminuem e aumentam respectivamente essa temperatura. Particularmente as ligas de NiTi quando processado adequadamente apresentam essa transformação em temperaturas muito próximas da temperatura ambiente [3].

2.1. Ligas com Memória de Forma

Ligas de memória de forma são as ligas com capacidade de recuperarem sua forma original após sofrerem deformações permanentes através do aquecimento até uma determinada temperatura.

As fases mais comuns encontradas nessas ligas são a martensita e a austenita. A fase martensítica é a fase encontrada a baixas temperaturas e possui uma estrutura cristalina monoclinica bastante dúctil, ou seja, facilmente deformável. O sistema cristalino monoclinico é caracterizado por três eixos cristalográficos de comprimentos diferentes, onde os ângulos α e γ têm 90° e o ângulo β , um valor diferente. A fase autenítica é formada a altas temperaturas e apresenta uma estrutura cristalina cúbica, ou seja, com comportamento mecânico diferente [4,5].

A martensita tem estrutura monofásica e metaestável, ou seja, não se encontra em equilíbrio. Quando se forma apenas devido a variação da temperatura é denominada de martensita maclada (*"twinned"*), também conhecida como geminada. Caso a martensita seja induzida por uma tensão e uma temperatura obtém a martensita demaclada (*"detwinned"*), conhecida como desgeminada [5].

Na figura 3, pode se observar o mecanismo de memória de forma em relação às transformações de fases da liga. Observa-se a fase martensita maclada, que por

meio de uma deformação, transforma-se em martensita demaçada. A fase austenita se forma através do aquecimento da fase martensita demaçada, que ao se resfriar recupera sua forma e fase original.

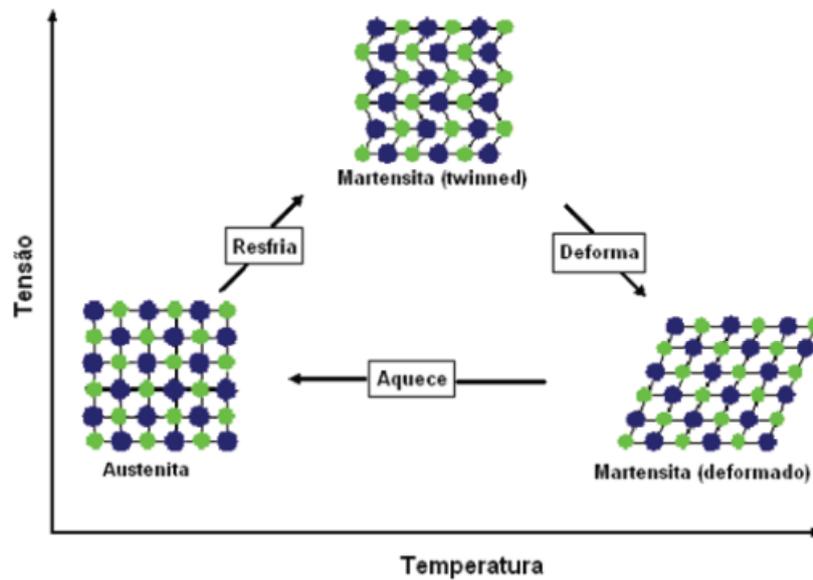
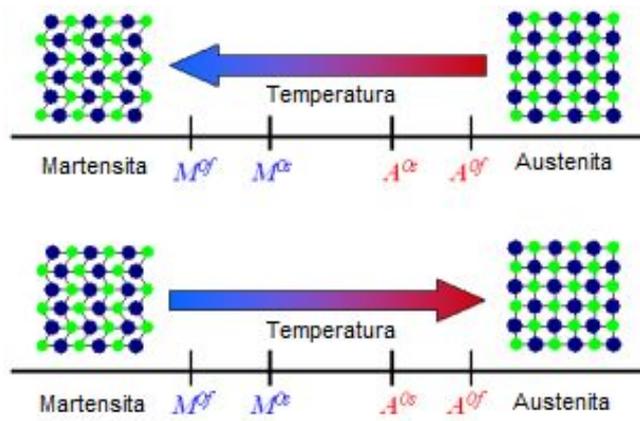
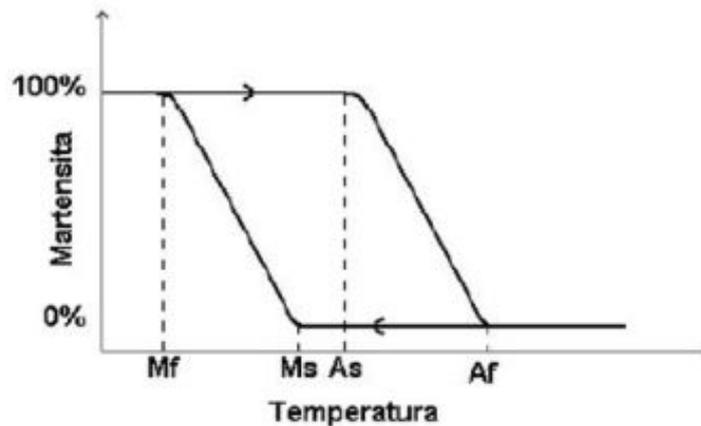


Figura 3: Transformação de fases das ligas de memória de forma [4].

Existem quatro temperaturas bem definidas com relação às transformações de fase, como pode ser vista na figura 4 (a). São elas: a temperatura inicial de formação da martensita M_s , “*martensite start*”, a temperatura final de formação de martensita M_f , “*martensite finish*”, a temperatura de início de formação da austenita A_s , “*austenite start*” e por fim a temperatura que corresponde a temperatura final para formação da fase austenita A_f , “*austenite finish*”, como pode ser observado na figura 4 (b), onde esta representado a porcentagem da fase martensita em relação as temperaturas [4,5].



(a)



(b)

Figura 4: Transição das fases com relação as temperatura M_f e A_f [5].

Os principais fenômenos fundamentais das ligas de níquel e titânio são as transformações austeníticas e martensíticas, o efeito de superelasticidade e o efeito de memória de forma. Serão apresentadas detalhadamente cada uma delas e o funcionamento das mesmas.

A fase Austenita é estável somente em temperaturas acima dessa fase, tendo uma única variante com uma estrutura de corpo-centrado. A Martensita, que é estável à temperatura abaixo dessa fase, é induzida pela tensão ou pela temperatura, nela a liga é facilmente deformada. Dependendo do tipo de transformação experimentado por estas ligas, a estrutura cristalina na fase martensita pode ser monoclinica ou ortorrômbica [5].

A transição de martensita em austenita e de austenita em martensita com a influencia da temperatura também pode ser observada na figura 4(b). Durante o aquecimento, o material percorre a curva superior. Quando a temperatura A_s é atingida, tem-se o início da formação da austenita. A transformação continua até atingir 100% de austenita em A_f . No resfriamento o material percorre a parte inferior da curva, observada na figura 4 (b), iniciando quando a liga passa pela temperatura M_s , ou seja a temperatura de início de formação da martensita e termina em M_f , ou a temperatura final de formação, onde por final o que se obtém é uma estrutura preferencialmete martensítica, salvo uma pequena quantidade de austenita retida que por algum motivo não conseguiu transformar-se. Essa transformação ocorre simplesmente pelo cisalhamento dos planos cristalográficos e é altamente influenciada pela tensão mecânica aplicada e pela temperatura, transformando a fase austenita, de alta simetria em uma fase de menor simetria, a martensita. [4,5]

As temperaturas de transformação de fase são características de cada liga, e variam em função da composição química e de tratamentos térmicos. Essa reversão de sentido cria um ciclo de histerese (tendência de um material conservar suas propriedades na ausência do estímulo que as gerou) e a sua caracterização varia entre cada liga em função da sua composição química e de tratamentos térmicos.

Podemos também observar as faixas de temperatura para dois fenômenos também conhecidos sobre esse tipo de liga, são eles o fenômeno da quasiplasticidade, observado a temperaturas abaixo de M_f , e da pseudoelasticidade, observado a temperaturas superiores a A_f . Na figura 5 podemos ver um exemplo prático de um carregamento e descarregamento de uma barra em sua fase austenítica, demonstrando sua característica pseudoelástica, onde se observa a mudança de fase de acordo com o carregamento recebido e a recuperação da fase austenita e de seu formato original com o descarregamento.

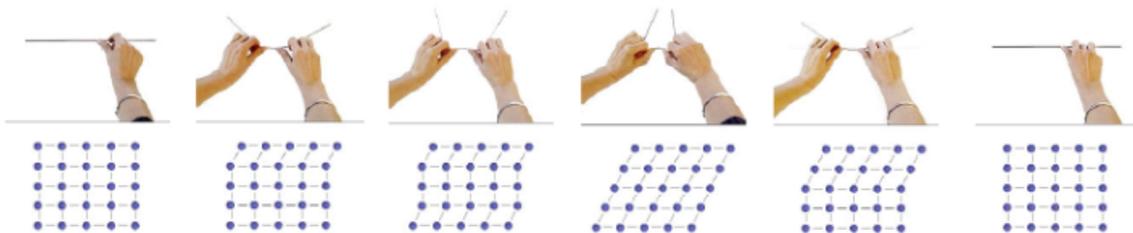


Figura 5: Comportamento pseudoelástico de uma barra de NiTi [5].

Em temperatura abaixo da transformação martensítica, as ligas de memória de forma apresentam um comportamento quasiplástico, que é caracterizado por uma grande deformação residual proveniente de uma reorientação martensítica induzida mecanicamente. Para temperaturas acima da temperatura austenítica ocorre o comportamento pseudoelástico. Esse processo se assemelha ao processo da elasticidade. Ao aplicar uma tensão mecânica, pode ocorrer uma transformação de fase a temperatura austenítica. Observa-se uma deformação relativamente grande com pequena variação de tensão. Após a retirada dessa carga, o material recupera seu formato e sua forma inicial, percorrendo uma histerese, observada na figura 6, onde sua área expressa a energia absorvida durante o processo [4].

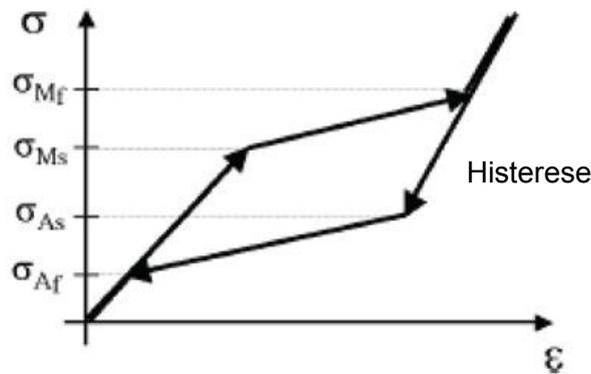


Figura 6: Histerese formada na curva tensão x deformação [4].

No comportamento pseudoelástico, a deformação produzida pela aplicação de tensão é recuperada com o descarregamento. Esse tipo de deformação reversível, que é observado na figura 7, geralmente para as ligas com memória de forma, é de 8% podendo chegar até 10% de deformação. Pode-se observar na figura que dependendo do carregamento aplicado, pode ocorrer uma mudança de fase, sem que haja uma mudança de temperatura, onde passa de uma fase austenita para martensita demaçada e com o descarregamento retorna a sua fase original, a austenita.

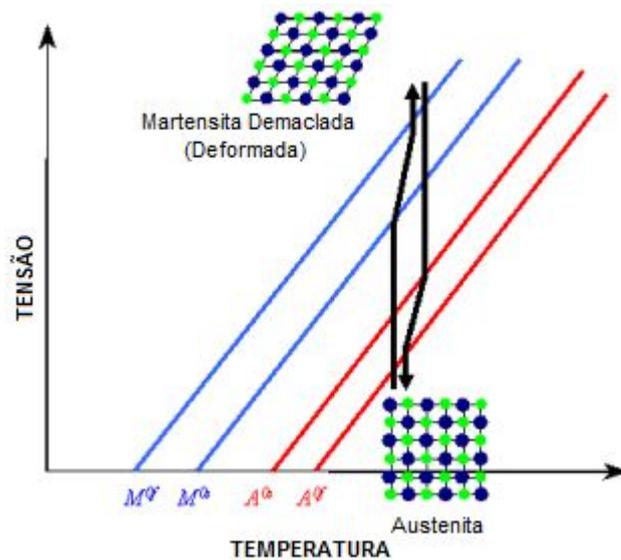


Figura 7: Comportamento pseudoelástico em relação às temperaturas [5].

Esse tipo de material está suscetível a variações de fases com ou sem a aplicação de carga. A variação sem aplicação de carga ocorre apenas através do aquecimento e resfriamento de uma peça, sem a aplicação de carga, é basicamente o princípio das transformações austeníticas e martensíticas. Já as transformações com aplicação de carga são o princípio para o efeito de memória de forma. Onde, ao se aplicar uma carga num material a baixa temperatura, em sua fase martensita geminada, ocorrerá a desgeminção da estrutura e sua devida deformação. Com o aquecimento a uma temperatura acima da temperatura final de formação de austenita, A_f , o material recupera sua forma original de fase austenítica, que ao ser resfriado retorna a fase martensita geminada [6].

Na figura 8 é possível observar esquematicamente as mudanças de fase levando em consideração as temperaturas, tensões e deformações. Observa-se o material em sua fase martensita geminada ao centro dos três eixos, em seguida esse material sofre um carregamento e conseqüentemente sua mudança de fase para a martensita desgeminada, que permanece mesmo após o descarregamento. Em seguida ocorre o aquecimento até a fase austenítica, onde ocorre a recuperação do formato original do objeto e logo após o resfriamento até sua fase original.

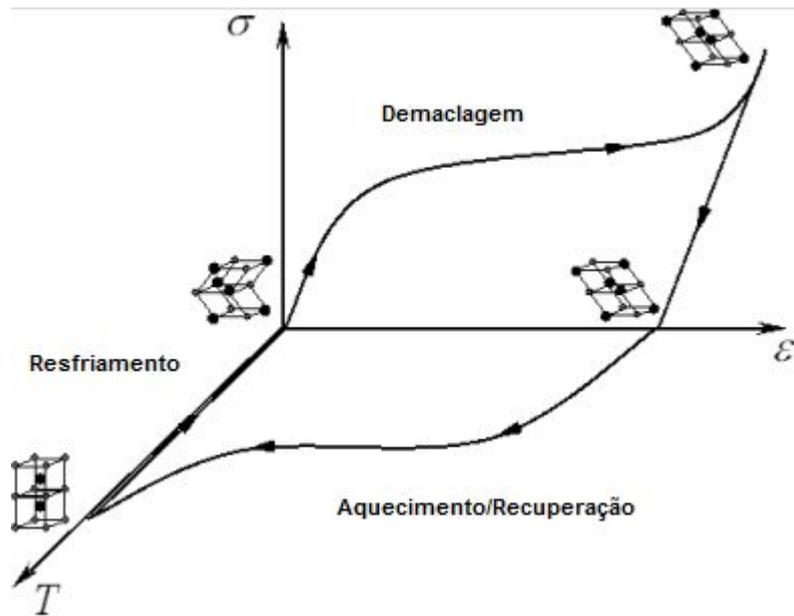


Figura 8: Modelo (σ , T , ϵ) das mudanças de fase numa liga de NiTi [5].

Esse tipo de liga é facilmente deformado, como explicado anteriormente, essa deformação é restaurada a sua forma original quando o material é aquecido a uma temperatura acima de A_f . A base dessa recuperação, restauração da forma se encontra nas transformações martensíticas e austeníticas [5]. A figura 9 representa o efeito de memória de forma, onde a princípio é demonstrado um clipe deformado, que se encontra em uma fase de martensita desgeminada que com o aquecimento alcança seu formato original na fase austenita e após o resfriamento retorna a sua fase original, a martensita geminada.

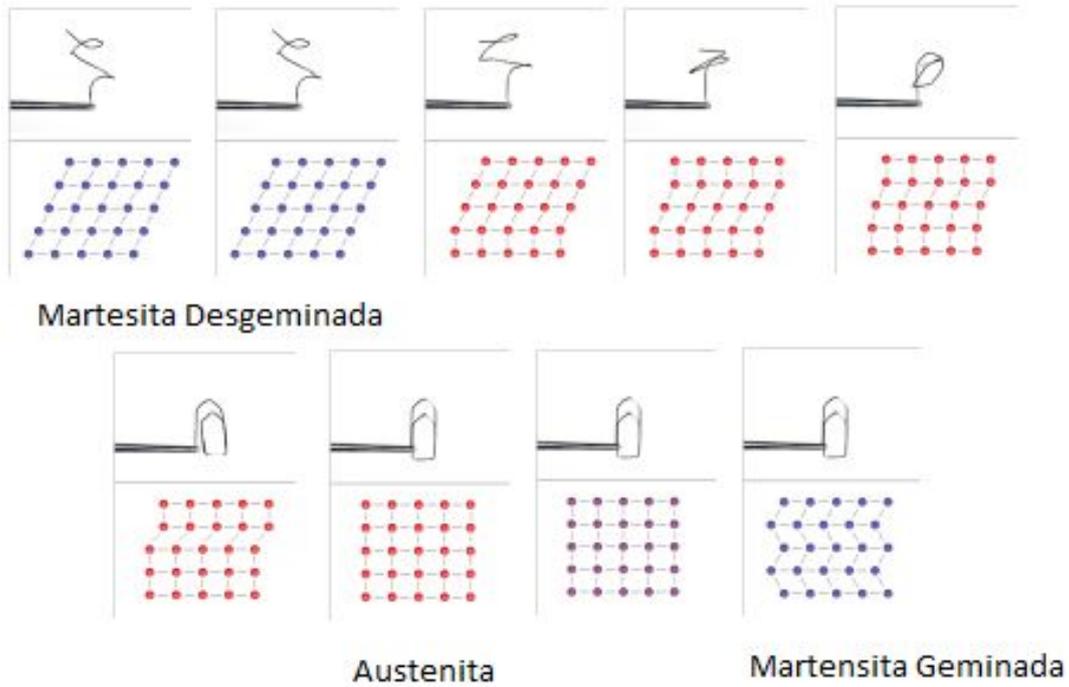


Figura 9: Etapas do Efeito de Memória de Forma [5].

2.2. Propriedades dos Seus Elementos

A quantidade de cada metal influencia diretamente nas propriedades da liga. A temperatura de transição diminui com o aumento da quantidade de níquel presente na liga. Pelo fato da densidade do níquel ser bem maior que a do titânio, praticamente o dobro, suas características fundamentais são bastante influenciadas pela quantidade de níquel na liga. Quanto maior a proporção de níquel, além da variação das temperaturas de mudança de fase visto anteriormente, também se percebe o aumento de sua densidade como visto na tabela 1[3].

Tabela 1: Variação da massa específica com relação a quantidade de níquel

LIGA NiTi	MASSA ESPECÍFICA (g/cm ³)
Ti-5Ni	4,62
Ti-10Ni	4,71
Ti-15Ni	4,85
Ti-20Ni	5,04

2.2.1. Diagrama de Fases para a Liga de Níquel Titânio

O Diagrama de Fases da liga NiTi encontrado no “ASM Specialty Handbook: Nickel, Cobalt and Their Alloys” [8].é apresentado na figura 10, onde pode-se observar todas as mudanças de estrutura presentes com quantidades de níquel que variam de 0 a 100% em temperaturas que variam de 0°C a 1800°C.

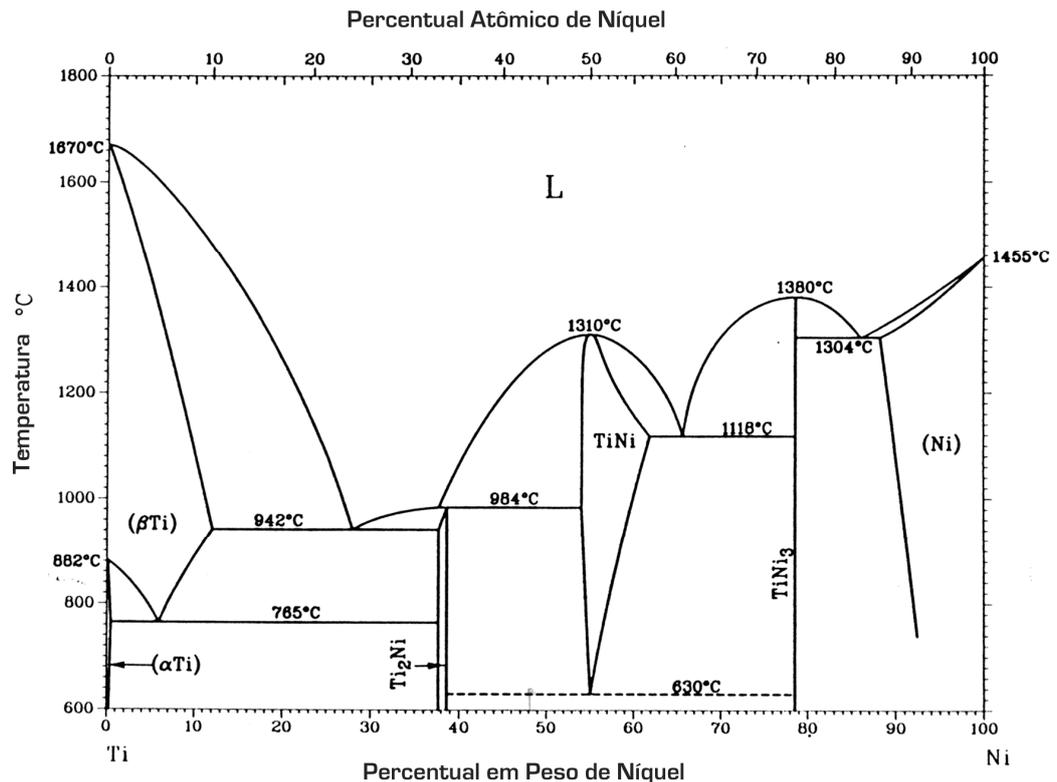


Figura 10: Diagrama de Fases da Liga NiTi [8].

Com base nas informações de testes realizados no laboratório de Difração de Raios-X da UNB, tabela 4, a liga de níquel titânio estudada tem aproximadamente 57% de níquel e 43% de titânio. Por isso iremos focar nossa análise na faixa intermediária do diagrama, pois é também nessa região que se encontra a maioria das ligas de memória de forma com essa composição.

Primeiramente deve-se estudar a estrutura para baixas temperaturas a fim de se obter uma ideia do que esperar para auxiliar nas futuras análises para a caracterização da liga utilizando o microscópio eletrônico de varredura (MEV) e a difração de raios-X (DRX). Observando o diagrama, faz-se notar a presença de uma

região de composição estequiométrica, ou seja, perfeitamente balanceada, composta de 55% de Ni e 45% de Ti para temperaturas de aproximadamente 630°C, é nessa faixa de temperatura que a liga de NiTi sofre uma decomposição eutética em NiTi₂+Ni₃Ti. Abaixo de 630°C encontra-se dois campos binários, como se observa na Figura 11, o primeiro formado por NiTi e Ti₂Ni entre 62% e 45% de Ti (ou 38% a 55% de Ni) e o segundo formado por NiTi e TiNi₃ entre 45% e 21.5% de Ti (ou 55% a 78.5% de Ni). A fase NiTi apresenta uma estrutura ordenada cúbica de corpo centrado do tipo B2 que em altas temperaturas é chamada de austenita, a fase NiTi₂ apresenta uma estrutura cúbica de face centrada (CFC) e a fase TiNi₃ uma estrutura hexagonal compacta (HC) [9, 10].

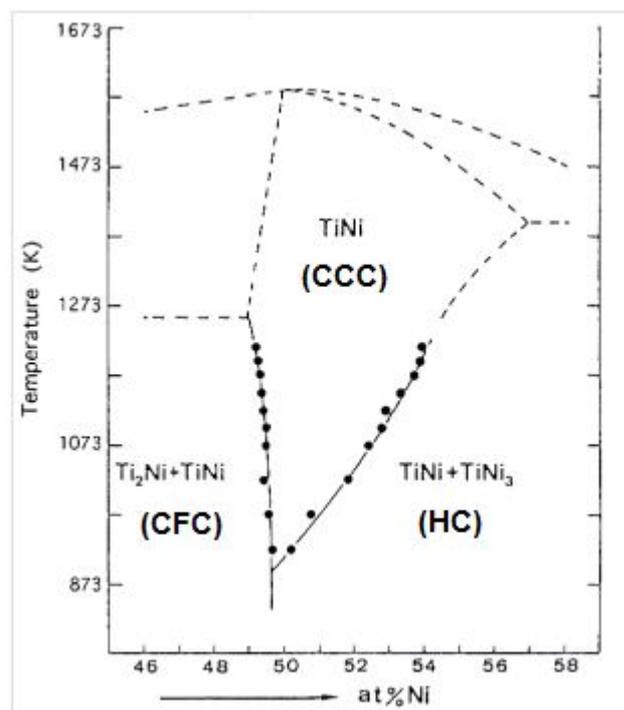


Figura 11: Detalhe da região da liga no Diagrama de Fases adaptado de [9].

Focando agora em temperaturas mais elevadas, observa-se uma região triangular, “NiTi”, que para temperaturas acima de 1090°C apresenta estrutura cúbica de corpo centrado (CCC) e para temperaturas abaixo de 1090°C apresenta uma estrutura cúbica ordenada (B2) que caso seja resfriada em água até uma temperatura abaixo da Ms, se obtém uma estrutura B19 de fase martensita monoclinica. Além das fases estáveis citadas acima, pode ocorrer também o surgimento de outras fases como Ti₃Ni₄ por curtos períodos de tempo e baixas temperaturas de envelhecimento

que precipitado em finas plaquetas são muito importantes para melhorar as características do efeito de memória de forma e superelasticidade [9, 10].

Em temperaturas abaixo de 600°C as ligas de NiTi se decompõem, quando resfriadas lentamente ou quando envelhecidas, na seguinte reação: $TiNi \rightarrow TiNi + Ti_3Ni_4$
 $TiNi + Ti_2Ni_3 \rightarrow TiNi + TiNi_3$. A fase precipitada Ti_3Ni_4 é formada no primeiro estágio do tratamento de envelhecimento em baixas temperaturas, apresenta-se em finas plaquetas coerentes com a matriz, representado na figura 12, produz distorções na rede, é importante na produção do efeito memória de forma na liga, pois endurece a matriz austenítica, melhorando a reversibilidade da transformação martensítica conduzindo ao efeito memória de forma [10].

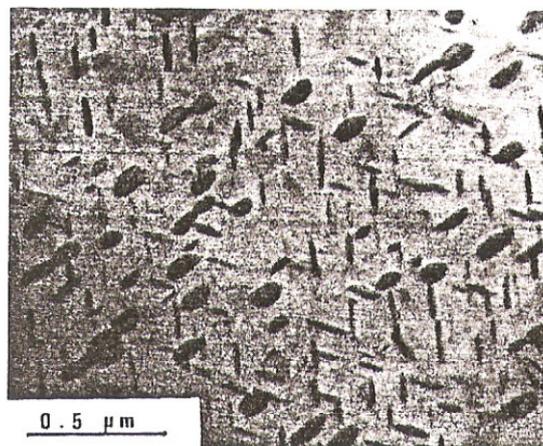


Figura 12: Micrografia eletrônica de precipitados de Ti_3Ni_4 [10].

2.2.2. Titânio Puro

Segundo o Departamento Nacional de Produção Mineral, o Titânio, descoberto em 1791 na Inglaterra, é o nono elemento mais abundante na terra. É um metal de transição com boa resistência a corrosão, comparando-se à platina, e por isso bastante empregado na indústria química. Outras características observadas são a sua alta resistência mecânica, variando entre 240 e 690MPa, chegando a ser quase tão bom quanto o aço, e sua baixa densidade, por esse motivo é bastante requisitado nas indústrias navais e aeroespaciais. Possui densidade de $4.54g/cm^3$ a 298K, intermediária a do aço, que possui densidade de $7.85g/cm^3$, e a do alumínio com densidade de $2.7g/cm^3$, cerca de 40% menor que o aço e 60% maior que o alumínio, sendo duas vezes mais resistente que o último [1]. Possui rede cristalina hexagonal compacta, ponto de fusão 1668°C e baixa condutividade térmica e elétrica, $21.9 W m^{-1}$

1K^{-1} (300K) e $2.38 \times 10^6 \text{ Ohm}^{-1}\text{m}^{-1}$ (298K) respectivamente. Possui estrutura hexagonal compacta (HC) à temperatura ambiente até 882°C , onde se transforma numa estrutura cúbica de corpo centrado (CCC) [2,6].

2.2.3. Níquel Puro

O níquel é também um metal de transição. Este metal puro é utilizado há mais tempo pelo homem que o titânio, seu uso vem desde aproximadamente século IV A.C., sendo em 1838 a primeira vez que se conseguiu produzir níquel metálico refinado. É um material com grande resistência à oxidação, à corrosão e mecânica. Sua utilização varia desde cunhagem de moedas até material bélico até a fabricação de aços de alta qualidade como os aços inoxidáveis. Também é bastante utilizado para proteção de peças metálicas através da galvanoplastia. Tem peso específico maior que a do titânio, sendo este de $8,89 \text{ g/cm}^3$, ponto de fusão de 1455°C e estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC) [6,7].

Na tabela 2 encontram-se algumas características principais do níquel e titânio puros, como por exemplo, a densidade, estrutura cristalina e o ponto de fusão.

Tabela 2: Propriedades do níquel e do titânio [6].

Propriedade (20°C)	Titânio	Níquel
MASSA ESPECÍFICA (g/cm^3)	4,54	8,89
ESTRUTURA CRISTALINA	HC	CFC
PONTO DE FUSÃO ($^\circ\text{C}$)	1668	1455

2.2.4. Titânio e suas Ligas

Existem diversas classificações das ligas de NiTi, que variam de acordo com a quantidade de cada elemento, o que pode modificar as temperaturas martensíticas e austeníticas como também o tipo de ligação como será visto a seguir.

Como qualquer outra liga, as ligas de Ti possuem diferentes características que dependem de sua composição e de seus tratamentos térmicos. Basicamente são três os tipos de ligas para o titânio e também três grupos de elementos de liga empregados para obtê-las (α -estabilizadores, β -estabilizadores e os neutros).

- Ligas Alfa (α): São formadas pelo titânio comercialmente puro e ligas contendo apenas a fase α à temperatura ambiente. Tais ligas caracterizam-se por exibirem um bom nível de resistência mecânica, alto módulo de elasticidade, boa tenacidade à fratura e baixa forjabilidade, o que se deve à estrutura HC. Este tipo de liga não exibe fase metaestável e é apropriada para o uso em temperaturas relativamente elevadas [3].
- As ligas Beta (β): Essas ligas são obtidas devido a uma quantidade elevada de elementos β -estabilizadores adicionados ao titânio, o que diminui acentuadamente as temperaturas de mudança de fase. Podem ser classificadas como ligas quase beta e ligas beta metaestáveis. Os elementos β -estabilizadores são os metais de transição e os metais nobres. Este tipo de liga está sendo exaustivamente avaliada com o objetivo de ser aplicada na fabricação de dispositivos de implante ortopédico, pois a estabilização da estrutura CCC à temperatura ambiente produz um material com baixo módulo de elasticidade e elevada resistência mecânica [3].
- As ligas $\alpha+\beta$ podem conter de 10% a 50% de fase β à temperatura ambiente. Foi concebida para ser aplicada no setor aeroespacial. Apresenta elevada disponibilidade, ótima trabalhabilidade e comportamento mecânico superior em baixas temperaturas [3].

A seguir, na figura 13, pode ser observada alguns exemplos da microestrutura do tipo de liga α e $\alpha+\beta$ em relação a sua cristalografia. Em (a) observa-se uma estrutura cristalina de uma liga tipo α , de titânio puro, enquanto que na figura (b) uma estrutura cristalina tipo $\alpha+\beta$, recozida de grão β com agulhas α .

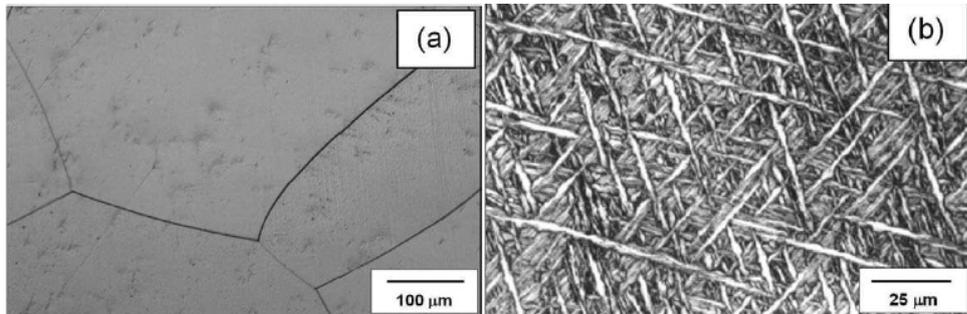


Figura 13: Diferença da estrutura cristalográfica em relação ao tipo de liga de titânio. (a) Titânio puro, liga α . (b) liga de titânio quase- α , (c) liga de titânio quase- β e (d) liga de titânio $\alpha+\beta$ [11].

Na figura 14 são observadas as representações esquemáticas dos tipos de diagramas de fase de acordo com cada tipo de liga do titânio, pode-se observar que pelo diagrama de fases apresentado para esta liga, esta sendo utilizada uma liga de titânio fase β [11, 2, 3].

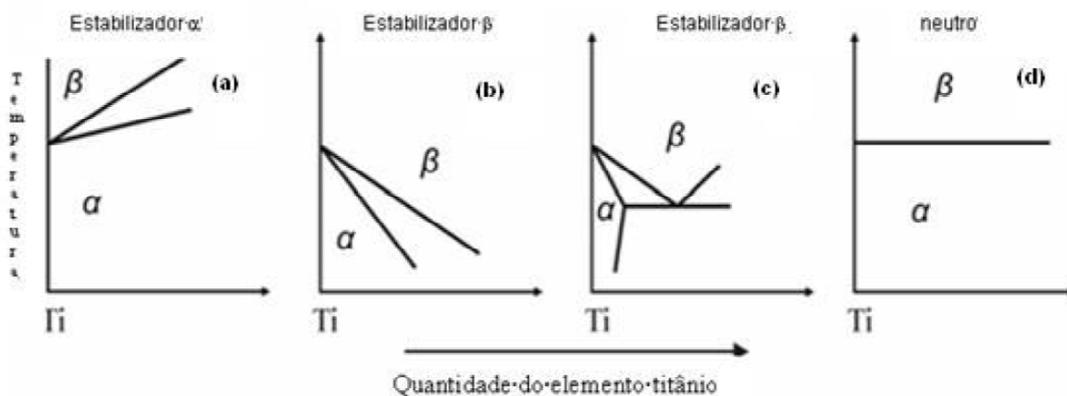


Figura 14: Diagrama de fases esquemático para as ligas de titânio. (a) estabilizador α , (b) estabilizador β tipo isomorfo, (c) estabilizador β tipo eutetóide e (d) neutro [2].

Segundo a composição do material de 57 de Ni e a partir da tabela 3, podemos identificar a liga de memória de forma disponível como sendo uma liga na fase NiTi metaestável [7].

Tabela 3: Estrutura Cristalina para liga de NiTi de acordo com a porcentagem de material.

Estrutura Cristalina do NiTi	
Fase	Composição (wt% Ni)
β Ti	0-12
α Ti	0-0.3
ω (a)	~10
Ti ₂ Ni	38
TiNi(a)	~54-58
TiNi	54.6-62
γ TiNi ₃	~77
TiNi ₃	79
γ TiNi ₃ (a)	~86-90
Ni	88.4~100

3. Materiais e Métodos

Esse projeto tem o objetivo de estudar as mudanças microestruturais e de fase de uma liga metálica de níquel e titânio impostas por um processo de usinagem, nesse caso o sangramento radial, a fim de provocar tensões e aumento de temperaturas no corpo de prova. Esta sendo estudada a viabilidade de usinagem nesse tipo de material bastante conhecido por sua propriedade de memória de forma, que poderá acrescentar algum tipo de dificuldade à usinagem, ou simplesmente pode não exercer qualquer efeito sobre a mesma.

Nesse capítulo serão apresentadas e descritas todas as etapas de preparação, caracterização e equipamentos utilizados para as análises do corpo de prova.

3.1. Corpo de Prova



Figura 15: Barra cilíndrica de NiTi utilizada para as análises.

Dispõe-se de uma barra cilíndrica de níquel e titânio, com comprimento de 300 mm e 8 mm de diâmetro, figura 15. A composição química do corpo de prova foi avaliada pelo Laboratório UNB que comparou com dados do fabricante. A liga é composta 57% de níquel e 43% de titânio. Como já dito anteriormente, as temperaturas de transformação dependem da composição do material. Segundo o fabricante, a temperatura final de transformação austenítica varia de 8 a 18°C, porém, foi feita uma caracterização por calorimetria diferencial de varredura (DSC) que revelou que a real temperatura de mudança de fase é -6°C. De acordo com essa

temperatura, o calor gerado pela usinagem de nada irá interferir na mudança de fase da liga, pois, diferente do que esperávamos, já estará na fase austenita.

Tabela 4: Comparação dos dados fornecidos pelo fabricante com dados experimentais.

Componente	Composição (%)		Temperatura de transf. Af (°C)	Tensão máxima de tração MPa
	FRX Liga 8mm	Fabricante		
Ni	57,446	54,5 - 57	5 a 18 (fabricante)	1100 – 1150
Ti	42,235	Balance		
Ca	0,159	---	-6 (DSC)	
Fe	0,1	0,05		
Ac	0,059	---		
Si	---	---		

Na tabela 5, observam-se outros dados mais específicos fornecidos pelo fabricante como o ponto de fusão, densidade, resistência à tração, dentre outros.

Tabela 5: Dados específicos da liga de NiTi.

PROPRIEDADES FÍSICAS	
Ponto de Fusão:	1310°C
Densidade:	6.5g/cm ³
Resistividade Elétrica:	82μohm-cm
Modulo de Elasticidade:	41-75 x 10 ³ MPa
Coef. Expansão Termica:	11 x 10 ⁻⁶ /°C
PROPRIEDADES MECÂNICAS	
Resistência à Tração:	1070MPa
Alongamento Total:	10%
PROPRIEDADES SUPERELÁSTICAS:	
Tensão de Deformação:	380MPa
Temperatura de Transformação:	<15°C

3.2. Experimento de Usinagem

Torneamento é o processo mecânico com o objetivo de se construir uma peça através da utilização de uma ou mais ferramentas para criar superfícies de revolução, fazendo a peça girar em torno do eixo principal de rotação. Podemos citar diversas operações de usinagem, entre elas, torneamento cilíndrico externo, figura 17 (a) e sangramento radial na figura 17 (b). Nota-se que no torneamento externo a ferramenta move-se na direção paralela a peça enquanto no sangramento radial a ferramenta move-se na direção perpendicular à superfície da peça.

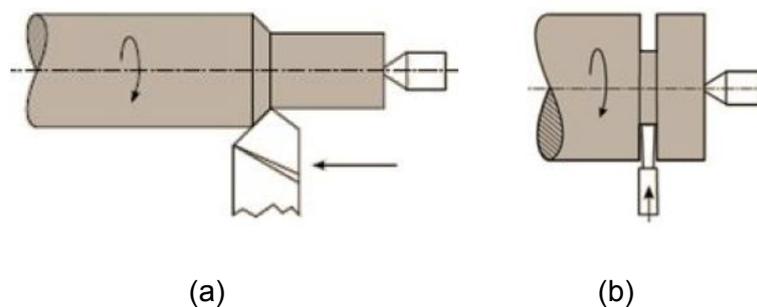


Figura 16: Toneamento cilíndrico externo e sangramento radial [12].

3.2.1. Máquina CNC

O torno é uma máquina que permite usinar peças com formato geométrico de revolução. As grandes diferenças entre os tornos mecânicos e os tornos CNC são que nestes últimos o processo de usinagem é feito por Comandos Numéricos Computadorizados (CNC), utilizando coordenadas X (vertical) e Z (longitudinal) para isto. Esse tipo de torno tem grande vantagem em comparação ao torno mecânico quando se trata do acabamento da peça, pois é um mecanismo muito mais preciso e comandado numericamente, e com um tempo de produção muito menor.

Foi utilizado o torno CNC Romi Cosmos 10U, Figura 17, disponível no Centro de Estudos de Usinagem e Comando Numérico (CEFCON), pertencente ao Departamento de Engenharia Mecânica.



Figura 17: Torno CNC Romi Cosmos 10U utilizado na usinagem.

3.2.2. Seleção da Ferramenta

A seleção da ferramenta é feita de acordo com o material a ser usinado e o tipo de operação que se deseja, podendo ser de desbaste ou de acabamento. Para ferramentas de metal duro, segundo a ISO, existem diversas classificações das pastilhas quanto ao tipo de material, ou seja, para ferramentas de metal duro, pode-se escolher entre os grupos P, M, K, N, S e H. Onde as do Grupo P e M são recomendadas para a usinagem de materiais que produzem cavacos contínuos como os aços e para usinar aço inoxidável respectivamente. O grupo K é empregado principalmente na usinagem de materiais frágeis como o ferro fundido e latões. Os mais recentes, grupo N, S e H, são respectivamente utilizados em materiais não ferrosos, superligas e ligas de titânio e por último na usinagem de materiais endurecidos [13,14].

Para o corte das amostras foi utilizado uma pastilha para bedâme de metal duro, do fabricante Sandvik [15], selecionada a partir do catalogo e indicado pelo representante da empresa. Para cortes de peças de ligas de titânio é indicado o uso de pastilhas do grupo S. De acordo com o material da liga e o suporte existente, a pastilha mais adequada, segundo o fornecedor, é a de código N123G2-0300-0002-CM 1125. Na figura 18, pode-se observar a geometria da ferramenta, com 3mm de largura e ângulo de folga de 7°, onde em (a) tem-se a vista superior da ferramenta e em (b) a

superfície lateral da ferramenta. Os parâmetros indicados e os dados da ferramenta estão indicados na figura 18(c).

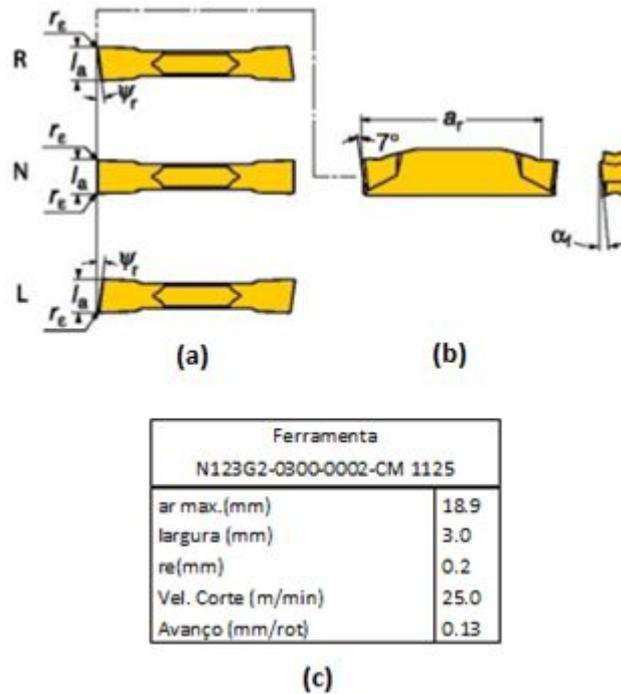


Figura 18: Geometria da ferramenta e dados indicados pelo fabricante.

3.2.3. Fixação da Peça

Em decorrência de seu pequeno diâmetro, como se pode observar na Figura 19, mesmo com as pinças totalmente fechadas, não foi possível obter uma fixação adequada. Primeiramente tentou-se trocar as castanhas já fixadas no torno por novas castanhas, capaz de segurar peças de menor calibre, como mostrado na Figura 20, porém, as novas castanhas a serem utilizadas não eram compatíveis com os canais e forma de montagem do torno utilizado.

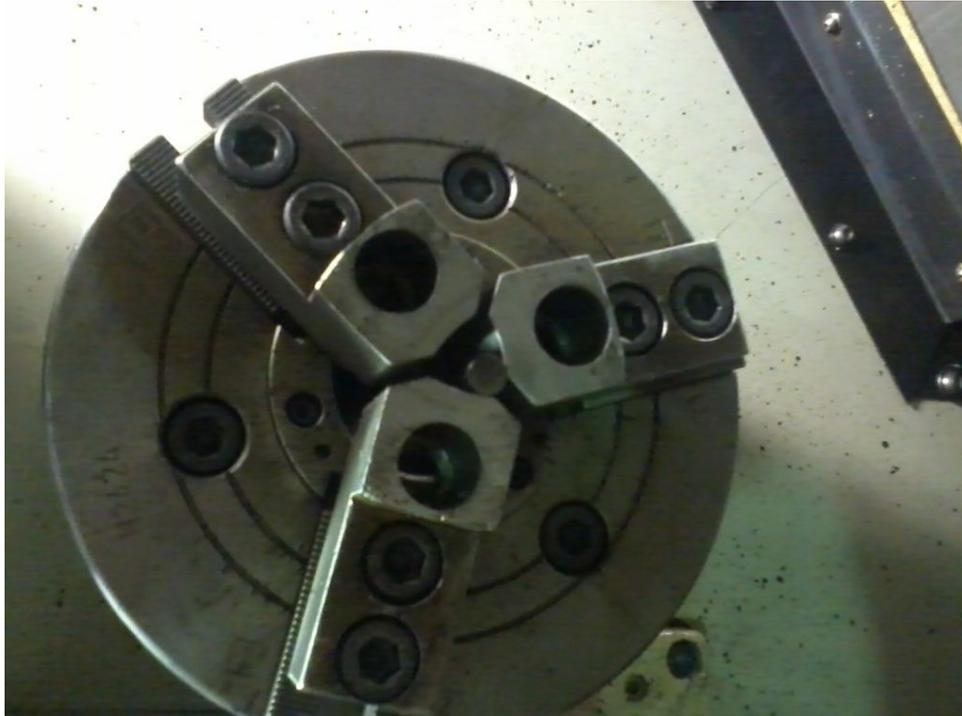


Figura 19: Castanhas para fixar peças de maior diâmetro.



Figura 20: Castanhas para peças de pequenos diâmetros.

Como forma de contornar o problema existente, foi utilizado um suporte com um furo do mesmo diâmetro da peça, que é fixada através de um parafuso, e por meio

dessa bucha é possível utilizar o primeiro grupo de castanhas. Pode-se ver o suporte na Figura 21, onde está uma exibindo uma vista lateral e uma vista em perfil, pode-se notar o parafuso utilizado para fixar a peça na bucha.

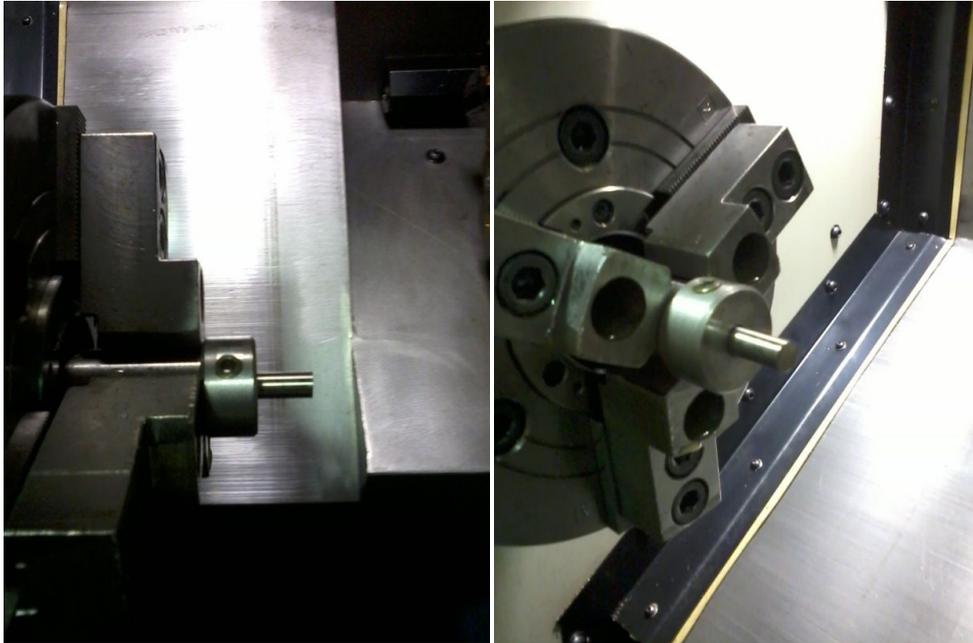


Figura 21: Bucha utilizada para fixação da peça no primeiro conjunto de castanhas.

3.2.4. Planejamento das Operações de Corte

Para o planejamento da usinagem, o corpo de prova foi seccionado produzindo sete amostras como será detalhado. Na figura 22 pode ser observado cada amostra e as velocidades de corte de cada face. Serão utilizadas três velocidades V_{c1} , V_{c2} e V_{c3} que são indicadas na figura. Cada amostra terá uma face usinada por cada velocidade.

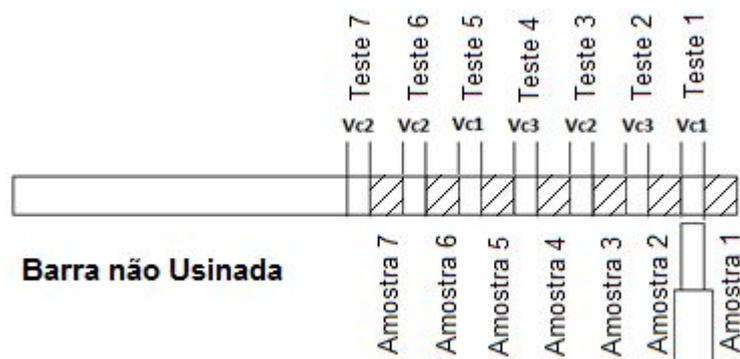


Figura 22: Ordem dos cortes a serem efetuados para obter amostras

3.2.4. Parâmetros de Corte:

Segundo o fabricante, a velocidade de corte máxima é de 25m/min. A velocidade ideal é de aproximadamente 17m/min, o que fornece um tempo de corte de oito minutos. Decidiu-se utilizar três velocidades de corte diferentes, 15m/min, 18m/min e 21m/min, sendo elas um pouco acima da velocidade ideal, uma vez que a intenção é aplicar tensões externas a fim de observar se essas tensões são suficientes para mudar a fase da liga, transformando-as de austenita para martensita novamente.

Como forma de diminuir o erro gerado na usinagem e gerar confiança no resultado, foi efetuada uma réplica de cada velocidade, aumentando de duas para quatro superfícies em cada velocidade. A ordem dos cortes foi escolhida de forma aleatória para reduzir a influência do desgaste da ferramenta durante as análises.

Foi definido utilizar avanço de 0,1mm/rotação para se obter amostras de 3mm de espessura, sendo o primeiro e o quinto corte com velocidade de avanço de 15m/min, o terceiro, o sexto e o sétimo corte com 18m/min (neste caso há um corte a mais que as outras velocidades apenas para se obter pelo menos quatro superfícies de análise) e o segundo e quarto corte com 21m/min de velocidade de corte.

Podemos observar todos os parâmetros escolhidos para a usinagem na Tabela 6. É importante salientar que as escolhas das velocidades levaram em consideração a rotação máxima possível disponível no torno, porém, utilizando a velocidade de corte mais alta, sua rotação é considerada baixa, dentro do limite de 6000RPM disponível, sendo assim, não pode ser considerado um empecilho para o corte.

Tabela 6: Parâmetros de corte definidos.

PARÂMETROS DE CORTE			
TESTE	Vc (m/min)	n(rpm)	f(mm/rot)
1	15	597,13	0,1
2	21	835,98	0,1
3	18	716,56	0,1
4	21	835,98	0,1
5	15	597,13	0,1
6	18	716,56	0,1
7	18	716,56	0,1

3.2.5. Programa CNC

A programação se utilizou de um recurso bastante importante, crucial para as análises, o comando para empregar a velocidade de corte constante, pois caso contrario a velocidade de corte variaria de acordo com o avanço o que implicaria em uma análise não muito precisa do corte. Caso fosse utilizada a rotação constante, com a aproximação do cento da peça, sua velocidade iria diminuir até zero e simultaneamente as tensões também iriam variar.

Na Figura 23 podemos comparar a utilização de rotação constante (a) e velocidade de corte constante (b). A utilização da velocidade de corte constante definiu-se uma limitação imposta de 3000rpm pelo operador na programação, ou seja, o torno consegue manter a velocidade constante até que se atinja 3000rpm, a partir desse ponto a velocidade começa a diminuir até zero, em seu centro, enquanto a rotação se mantém constante. A máquina tem uma limitação de 6000rpm em sua rotação.

Utilizando a maior velocidade, foi calculado qual seria o diâmetro limitador na qual a velocidade variaria. Di é igual a 2,2mm, ou seja, a análise de DRX teria que ser realizada num espaço de até 2,9mm a partir da borda.

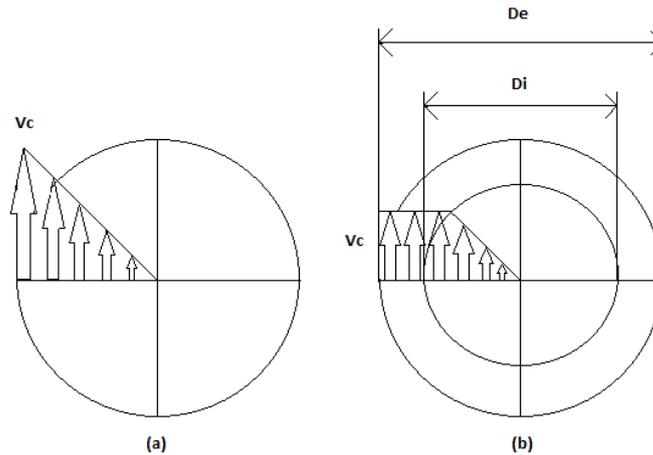


Figura 23: Esquema das velocidades de corte em (a) Velocidade de corte com rotação constante. (b) Velocidade de corte constante com rotação variando até o limite de 3000rpm.

3.2.6. Planejamento Experimental

Feito essas observações, todas as principais etapas para usinar as amostras estão concluídas e demonstradas no diagrama presente na figura 24, onde está representado um diagrama de blocos com todas as etapas de corte, incluindo a medição de temperatura para verificar se a liga passa de 630°C , temperatura esta que separa a fase metaestável da fase NiTi. Outra etapa importante, também representada no diagrama, é a identificação de cada lado usinado, com um marcador de metais, pois cada amostra terá uma de suas superfícies com uma velocidade de corte e a outra superfície com a velocidade de corte do corte anterior.

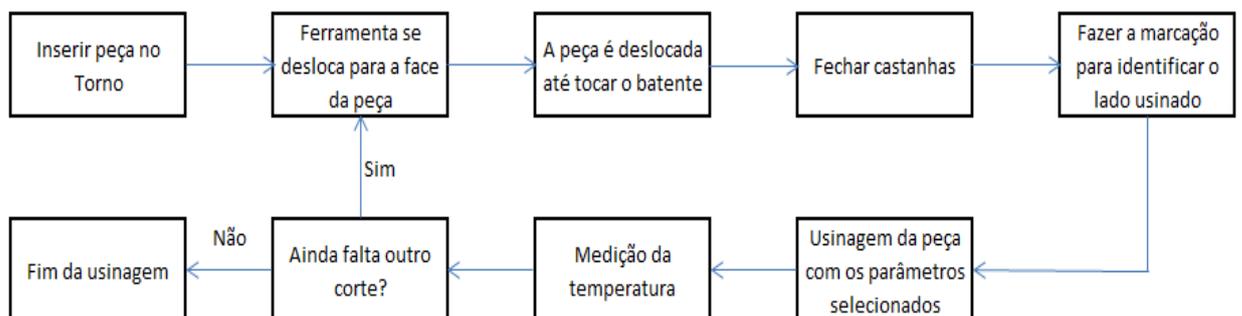


Figura 24: Diagrama de blocos representando os passos do planejamento.

A etapa de usinagem pode ser observada na figura 25, onde a ferramenta está posicionada para fazer o corte.

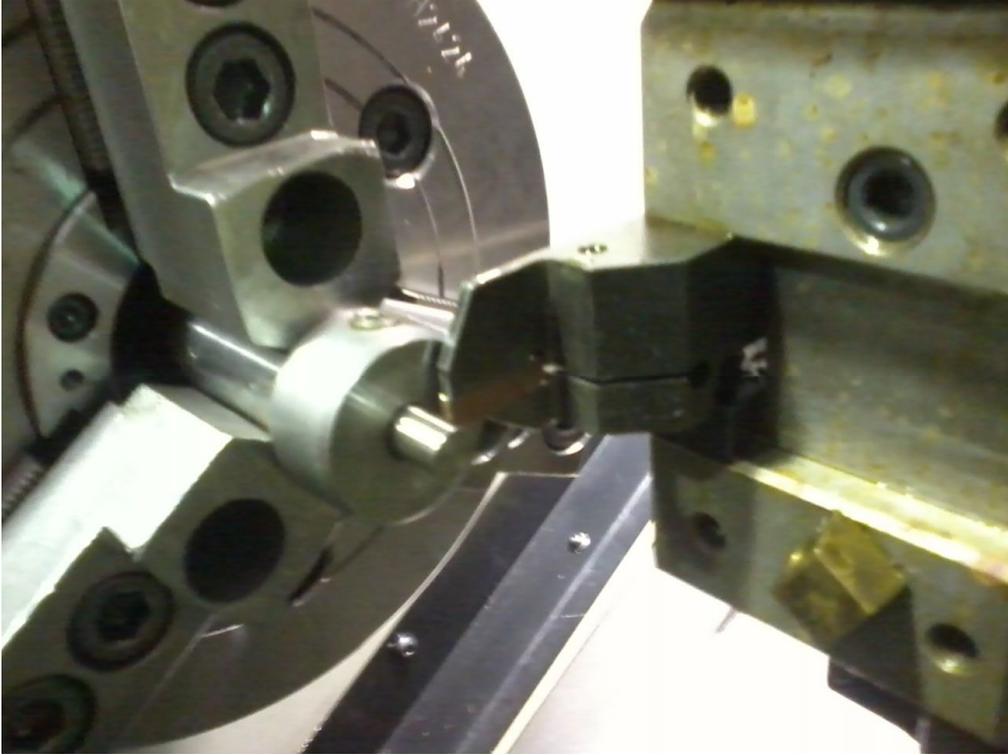


Figura 25: Ferramenta posicionada para o corte.

3.2.7. Aspectos dos Corpos de Prova Usinados

Ao final da usinagem obtiveram-se sete amostras, sendo as quatro últimas réplicas das primeiras. Observa-se uma grande mudança no formato do cavaco, figura 26, onde as três primeiras amostras apresentam um cavaco espiralado e a partir da quarta amostra, feita com a velocidade de corte mais alta, os cavacos se apresentam na forma helicoidal, o que indica a influência do desgaste da ferramenta no corte, como vimos anteriormente.



Figura 26: Amostras usinadas. Nota-se a mudança no formato do cavaco com o número do teste.

3.3. Equipamento e Caracterização do Corpo de Prova

Neste item serão detalhados os processos de caracterização utilizados para definir a estrutura assim como cada equipamento utilizado.

3.3.1. Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV)

O microscópio eletrônico de varredura (MEV), inventado na década de 30, tendo o primeiro trabalho reconhecido à Knoll, é um tipo de microscópio, com princípio análogo ao microscópio óptico, como pode ser visto na figura 27, com a diferença de utilizar um feixe de elétrons ao invés da luz, porém é capaz de produzir imagens de alta resolução, da ordem de centenas de milhares de vezes, podendo chegar a 300.000 vezes ou mais da superfície de uma amostra. Podemos observar na figura abaixo um esquema comparando os dois tipos de microscópio. Para MEV's comerciais é comum à amplificação na ordem de 2 a 5 nanômetros, enquanto que os instrumentos de pesquisa avançada são capazes de alcançar uma resolução melhor que 1nm [16].

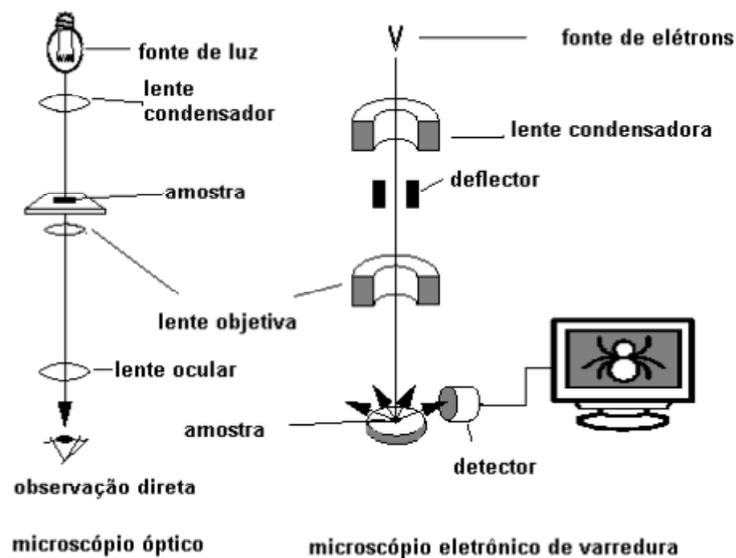


Figura 27: Comparação entre microscópio óptico e microscópio eletrônico de varredura [16]

Esse equipamento é um dos mais versáteis disponíveis para a observação e análise de objetos sólidos, podendo nos fornecer informações sobre a morfologia, microestrutura, identificação de elementos químicos de uma amostra sólida além de apresentar uma aparência tridimensional da imagem dessas amostras, sendo muito comum sua utilização em áreas como a biologia, farmácia, engenharia, química, metalurgia, geologia, física, medicina, dentre outros [16].

O princípio de um microscópio eletrônico de varredura (MEV) consiste em utilizar um feixe de elétrons de pequeno diâmetro para explorar a superfície da amostra. A maioria dos instrumentos usa como fonte de elétrons um filamento de tungstênio (W) aquecido, operando numa faixa de tensões de aceleração de 1 a 50 kV [16].

“A imagem formada a partir do sinal captado na varredura eletrônica de uma superfície pode apresentar diferentes características, uma vez que a imagem resulta da amplificação de um sinal obtido de uma interação entre o feixe eletrônico e o material da amostra. Diferentes sinais podem ser emitidos pela amostra. Dentre os sinais emitidos, os mais utilizados para obtenção da imagem são originários dos elétrons secundários e/ou dos elétrons retroespalhados. Os elétrons secundários, elétrons de baixa energia, menores que 50eV, formam imagens com alta resolução entre 3 a 5nm, já os elétrons retroespalhados utilizam uma faixa de energia acima de 50eV, a imagem gerada por esses elétrons fornece diferentes informações em relação ao contraste que apresentam: além de uma imagem topográfica (contraste em função

do relevo) também obtém-se uma imagem de composição (contraste em função do número atômico dos elementos presentes na amostra)” [16].

Para as análises realizadas, utilizou-se um microscópio de varredura Zeiss DSM 940 dotado de um detector EDX Link e um sistema automático de análise de imagens Kontron, figura 28, disponível no laboratório multiusuário de microscopia eletrônica e microanálise da UFRJ.



Figura 28: Microscópio de Varredura utilizado para as análises.

Preparação das amostras

Devido à necessidade de interação do feixe eletrônico com a amostra, alguns elétrons são absorvidos pela amostra que deve conduzi-los para o fio terra, por isso, é preciso que as amostras sejam condutoras. Caso isto não ocorra, é possível torná-las condutoras através de vários processos, geralmente o mais utilizado é o recobrimento por deposição de íons metálicos de ouro (Au), liga de ouro-paládio (Au-Pd) ou platina (Pt), entre outros.

Para fazer a microscopia em uma amostra, esse corpo precisa passar por uma serie de etapas para revelar sua estrutura. São seis etapas ao todo [17]:

- Seleção do material;
- Desbaste; como objetivo de retirar marcas e defeitos resultantes da quebra ou da operação de corte na superfície.

- Limpeza do corpo de prova; com o objetivo de remover a sujeira sólida, graxas e qualquer outro contaminante.
- Embutimento; é empregada apenas em corpos de prova de pequenas dimensões que não permitam a manipulação durante as próximas etapas.
- Lixamento e Polimento; o lixamento é uma etapa muito importante, pois visa a remoção dos sulcos e riscos provenientes do desbaste e a realização de uma superfície plana cuja profundidade de deformação seja suficientemente fina que permita seu desaparecimento após a posterior operação de polimento. Logo após feita essa etapa é recomendado uma nova limpeza. Quanto ao polimento, sua finalidade é obter uma superfície plana, livre de riscos e com alta refletividade.
- Ataque químico; essa etapa se faz necessária, pois a superfície polida reflete a luz de forma homogênea não permitindo assim fazer a distinção dos microconstituintes de sua estrutura. Para muitos materiais, a microestrutura é revelada somente pelo ataque químico da superfície.

A barra, originalmente com 300mm de comprimento aproximadamente, foi cortada para se obter os dois pedaços com a utilização de uma cortadora de bancada, Arotec, modelo AROcor 60, Figura 29, (com capacidade de corte de 60mm), onde o sistema de refrigeração é imprescindível para que esse corte não influencie nas futuras análises.



Figura 29: Cortadora de bancada Arotec.

Feito o corte com a cortadora de bancada o corpo de prova se encontra pronto para as etapas de preparo da amostra para ser examinado no MEV onde será analisada sua microestrutura. Na figura 30 observam-se as duas amostras do material para serem analisados com a intenção se obter um padrão para poder comparar os resultados da análise do MEV. Uma delas será utilizada para analisar a superfície transversal e a outra a longitudinal.



Figura 30: Amostras sem usinagem antes da preparação para o MEV

O preparo da amostra seguiu basicamente os passos listados anteriormente, as etapas estão ilustradas na Figura 31. A princípio as análises iriam ocorrer na superfície externa e na superfície transversal do corpo de prova, porém após o preparo foi constatado que a análise na superfície externa seria ineficiente para os fins desejáveis, já que para o MEV é necessário uma superfície plana. Em uma das duas pequenas barras desbastou-se um pouco a superfície a fim de obter uma área plana para poder analisar no MEV. Feito isso, através de uma prensa a quente, a Tempopress2, fez-se o embutimento da peça na baquelite a fim de facilitar o manuseio nas operações seguintes de lixamento e polimento que foram executados na lixadeira e politriz universal Aropol-E, também da Arotec, como pode-se ver na figura 31(d) e (f).

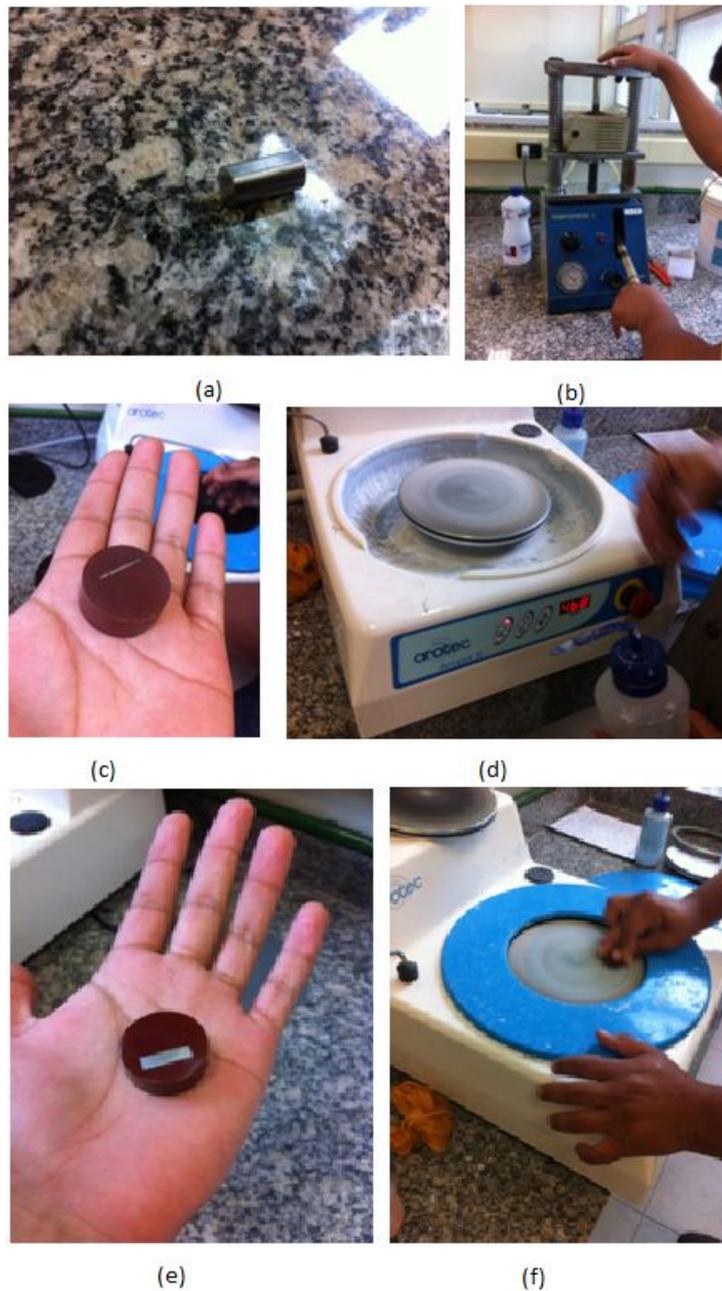


Figura 31: Etapas de preparação para o MEV. (a) Corte da peça. (b) Prensa da baquelite. (c) Baquelite prensada. (d) Operação de Lixamento. (e) Baquelite lixada. (f) Operação de polimento.

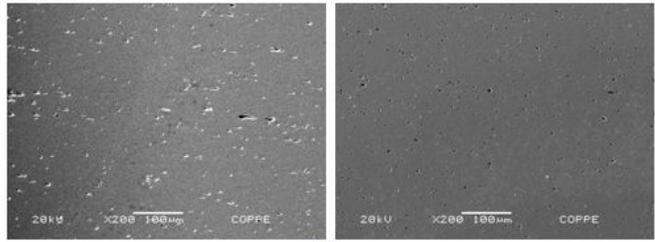
Para o ataque químico, foi preparado uma solução de 50ml de glicerina, 20ml de ácido Nítrico, 18ml de ácido acético e 16ml de ácido fluorídrico. Após o ataque químico, a baquelite teve que ser retirada, pois é necessário que a amostra a ser analisada seja condutora de eletricidade. Ambas as superfícies foram tratadas com essa solução e levadas ao MEV com o propósito de revelar a sua microestrutura.

Resultado da análise microestrutural (MEV)

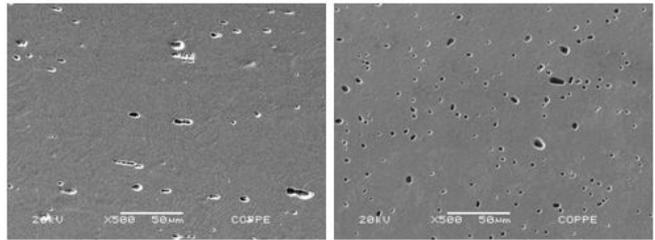
Foram realizadas “fotos” da microestrutura não usinada, apresentadas na Figura 32, com ampliações de 200X, 500X, 1000X, 2000X, 5000X, com 20KV de voltagem. Uma análise de EDS também foi realizada na estrutura a fim de verificar a composição do material. Na coluna da esquerda se encontram as análises do corte longitudinal da peça, enquanto que a análise do corte transversal se encontra a direita, seguindo a ordem crescente de amplificação.

Após serem observadas, foi verificado que não é possível tirar conclusões a respeito da microestrutura presente apenas com as análises da microestrutura. Porém algo que chamou bastante atenção foi a presença de vazios, representado nas micrografias pelos pontos escuros. O que nos revela que esta barra pode ter sido fabricada pela extrusão do material. Pode-se observar que no corte longitudinal os vazios apresentam formato ovalado, enquanto no corte transversal os vazios apresentam formato circular, um forte indicio de se ter utilizado esse método para sua fabricação.

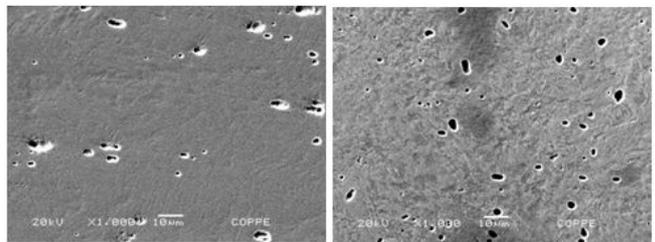
Observa-se a presença de uma microestrutura lamelar, porém sem a presença dos contornos de grãos, o que indica que o tratamento químico aplicado não foi satisfatório.



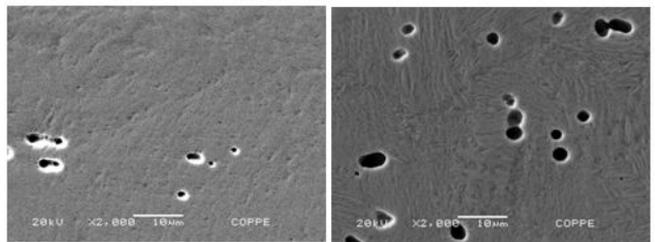
(a)



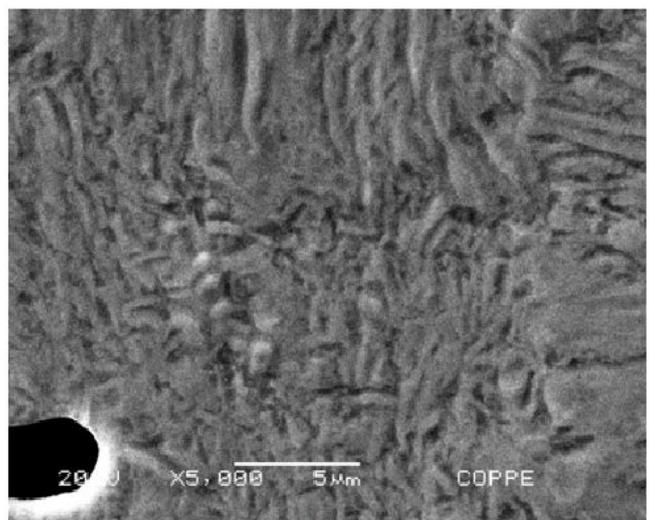
(b)



(c)



(d)



(e)

Figura 32: Micrografias realizadas no MEV.

A respeito da análise EDS, foram escolhidos quatro pontos aleatórios, como observado na Figura 33, da micrografia transversal de 2000x de amplificação. Como o esperado foi encontrado apenas níquel e titânio nas amostras. A princípio foram escolhidos dois pontos escuros porque pensava-se que eram alguma outra fase ou impureza, sendo descartada essa hipótese ao analisar o resultado, onde todos os pontos revelaram os mesmos elementos, apresentando quase o mesmo padrão, como observado na figura 34, onde é observado o resultado da análise EDS, apenas níquel e titânio foi reconhecida em sua composição.

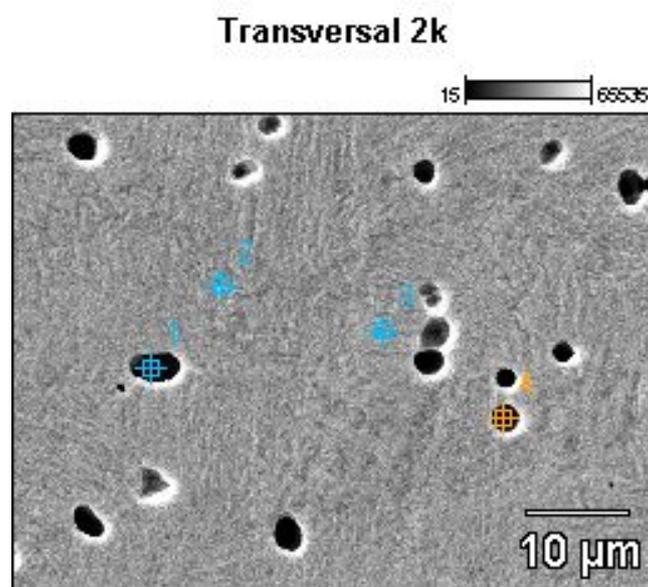


Figura 33: Pontos escolhidos para realizar o teste de EDS.

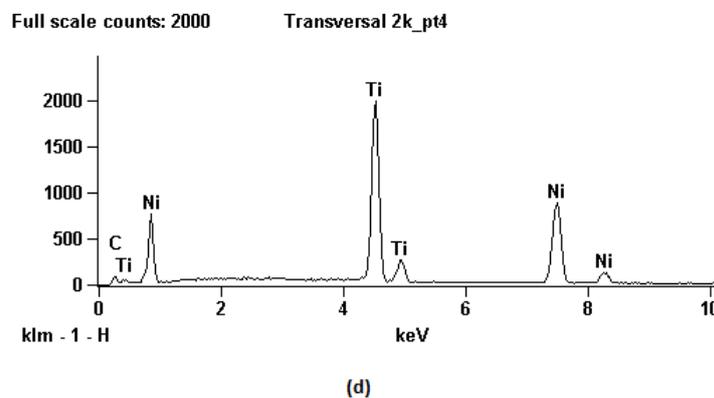
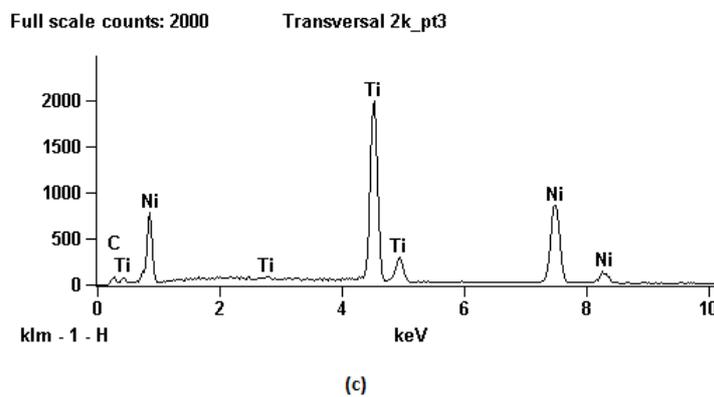
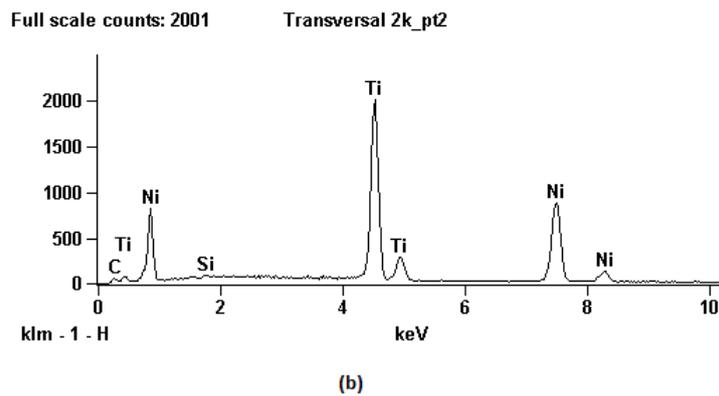
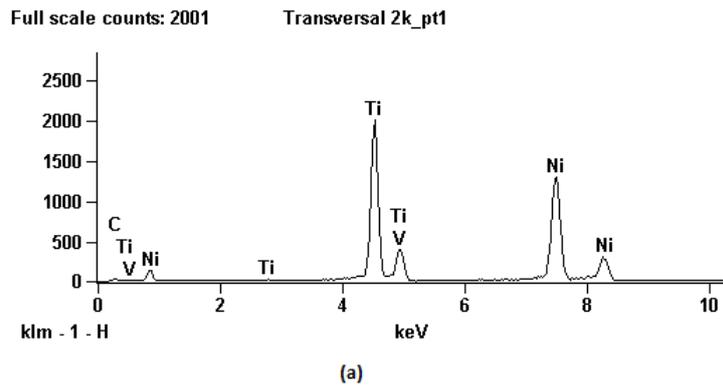


Figura 34: Resultados da análise EDS. (a) Ponto 1, (b) Ponto 2, (c) Ponto 3, (d) Ponto 4.

3.3.2. Difração de Raios-X (DRX)

A difração de raios-X é uma poderosa ferramenta que permite realizar análise de microestrutura, análise quantitativa de fases refinamento de cela unitária, refinamento de estrutura cristalina além de oferecer uma precisão maior que qualquer outro método [18].

Os métodos mais utilizados no setor industrial são a análise quantitativa de fases amorfas e cristalinas, análise de tensão residual, análise de filmes finos, análise de reflexão e textura, além de estudos de transformação de fase, reação cinética e comportamento de tensão em temperatura com auxílio de acessórios de alta temperatura (Goldsmith et al, 2000). Também é uma ferramenta analítica crítica usada na análise e desenvolvimento da classe de materiais conhecida como super-ligas, que são as ligas baseadas em Ni, Co ou Fe aplicadas em materiais em que é desejável uma alta resistência a temperatura associada a estabilidade superficial [18].

A difração de raios-X é utilizada para medir a orientação preferencial em peças de turbinas, estudar o desempenho metalúrgico das ligas e suas fases, determinar a tensão residual e medir a austenita retida em aços. Outras aplicações adicionais de difração de raios-X na indústria aeronáutica e espacial incluem pesquisa de materiais, desenvolvimento, localização de defeitos do processo de produção e análise de falhas [18].

Embora a difração de raios-X seja uma técnica de caracterização indispensável, em alguns casos ela depende de informações como a composição dos elementos químicos, a morfologia física da amostra e a distribuição das fases. Essas informações podem ser obtidas, respectivamente, por outras técnicas: fluorescência de raios-X, microscopia eletrônica de varredura e de transmissão [18,19].

As análises foram feitas num Difrátometro de Raio X LabX XRD 6000, shimadzu, representado na figura 35.



Figura 35: Difratorômetro de Raio X shimadzu.

Preparação do Corpo de Prova

Com o objetivo de aprofundar mais ainda o que sabemos dessa liga, foram realizadas análises por Difração de Raios X, para isso foi necessário que cortássemos uma nova amostra, sem usinagem, de aproximadamente 2mm de espessura para que pudesse ser analisada com o mesmo propósito de servir como parâmetro de comparação. Com isso, esperamos obter a resposta de qual fase a liga se encontra a temperatura atmosférica para podermos analisar as mudanças atribuídas pela temperatura e pela tensão imposta pela usinagem.

Para a obtenção dessa nova amostra foi utilizado um cortador de precisão de baixa velocidade, o Isomet, com disco diamantado e como fluido de refrigeração foi utilizado álcool. O corte dessa amostra levou aproximadamente três horas o que indica que a peça não sofreu nenhuma interferência na estrutura devido a tensões e temperatura. Podemos ver na Figura 36 (a) o Cortador de precisão Isomet utilizado, em (b) o disco diamantado de corte, (c) operação de corte de 2mm de espessura da

amostra e em (d) a comparação entre a amostra utilizada no MEV e a utilizada para o DRX.

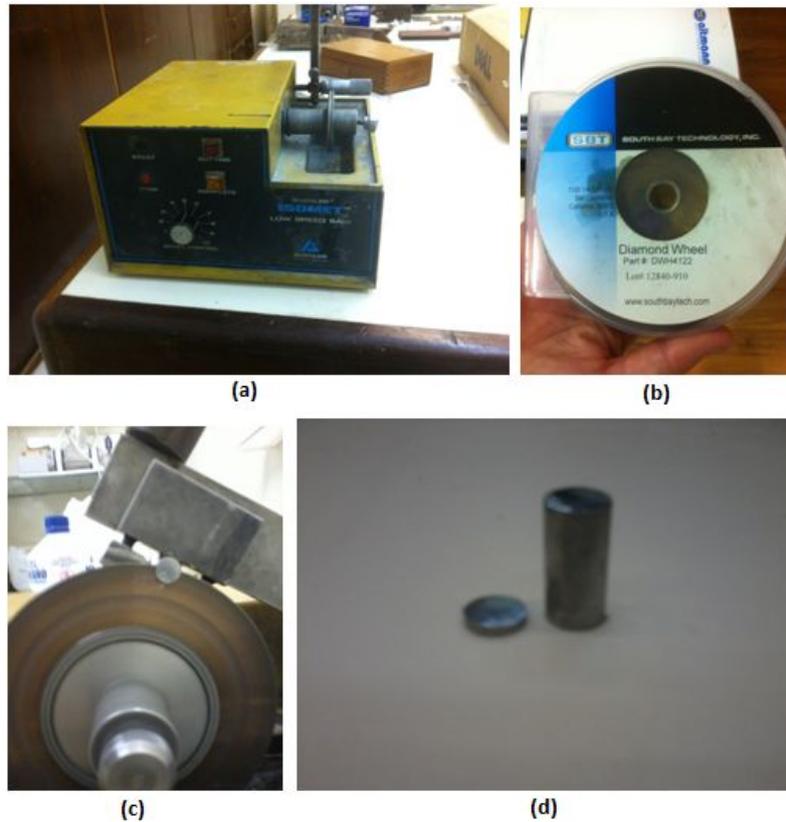


Figura 36: Etapas de preparação da amostra para o DRX.

A preparação das amostras usinadas se deu apenas pelo corte da região central, pois apresentavam excesso de material, sendo que para as análises no DRX é necessário que as duas superfícies das amostras sejam planas, para isso foi preciso novamente utilizar o Isomet para remover essa região, em destaque na figura 37.



Figura 37: Amostra após a usinagem, com excesso de material na região central.

Ao final de todos os cortes, obtêm-se todas as amostras preparadas para o DRX, com ambas as superfícies planas, como observado na figura 38, observa-se

também nessa figura o acabamento superficial das amostras, onde percebe-se que após o quarto corte, figura 38 (b), utilizando a maior velocidade de corte, a superfície apresenta uma qualidade inferior às demais, com uma rugosidade maior que as primeiras amostras cortadas. Isso indica uma influencia direta do desgaste da ferramenta sobre os corpos de prova. Na figura 38 (a) está representada a amostra número 1, na (b) a amostra 4 e em (c) a amostra 6.

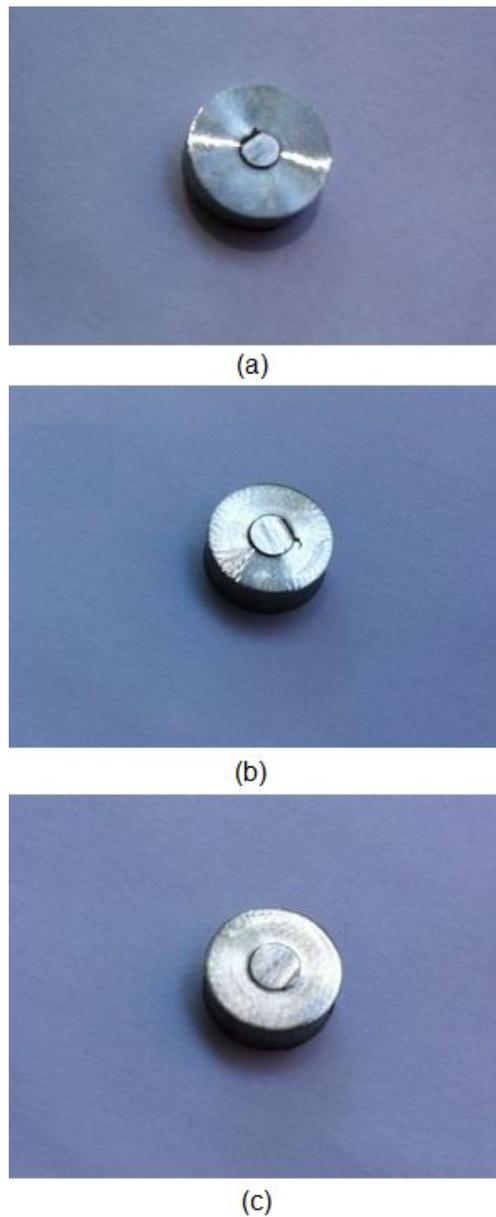


Figura 38: Amostras após corte no Isomet.

Os resultados da análise do corpo de prova sem usinagem será apresentado juntamente com as amostras usinadas, pois as peças foram analisadas em conjunto.

3.3.3. Medição de Temperatura

A medição de temperatura foi realizada utilizando uma pistola de infravermelho como pode ser observado na Figura 39. A utilização desse equipamento não se mostrou eficiente. Primeiramente tentou-se medir a temperatura da peça, que não ultrapassou os 30°C nas duas primeiras medições, sendo que a temperatura ambiente se encontrava a 27.8°C. A partir daí as medições foram feitas no cavaco, o que mostrou uma melhora significativa, no terceiro corte obteve-se uma temperatura de 136°C. A mudança de forma do cavaco prejudicou a medição de temperatura, pois a partir do terceiro corte passou a uma forma helicoidal, com maior área de transferência, aumentando a dissipação de calor. Na tabela 7 encontram-se as temperaturas obtidas de cada corte. A coloração do cavaco também é um forte indicador da faixa de temperatura alcançada na operação. O material adquiriu uma coloração azulada. Caso estivesse trabalhando com o aço, a coloração azulada indica temperaturas de aproximadamente 290°C, portanto se tratando do titânio não temos essa informação.



Figura 39: Pistola de infravermelho para medir as temperaturas alcançadas na usinagem.

Tabela 7: Temperaturas atingidas nos cortes

	temperatura		Velocidade	medição	Formato cavaco
	T amb.	27.8			
Corte 1	T1 (°C)	30.0	15m/min	Peça	Espiralado
Corte 2	T2 (°C)	30.0	21m/min	Peça	Espiralado
Corte 3	T3 (°C)	136.0	18m/min	Cavaco	Espiralado
Corte 4	T4 (°C)	50.0	21m/min	Cavaco	Helicoidal
Corte 5	T5 (°C)	43.0	15m/min	Cavaco	Helicoidal
Corte 6	T6 (°C)	45.0	18m/min	Cavaco	Helicoidal
Corte 7	T7 (°C)	44.0	18m/min	Cavaco	Helicoidal

Observando a Figura 40, para a faixa de velocidade utilizada nos cortes, grande parte da energia é dissipada pelo cavaco e pela peça, porem, com o aumento da velocidade de corte o cavaco passa a dispersar uma porcentagem maior de energia [13].

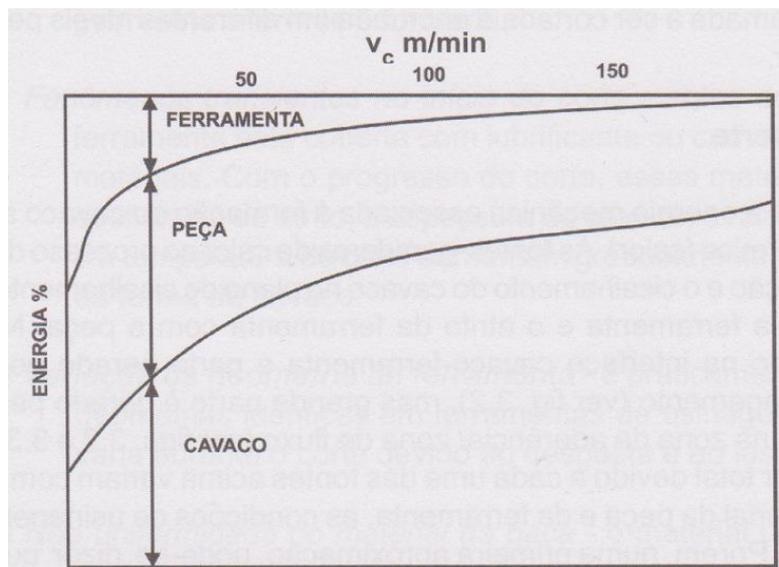


Figura 40: Porcentagem da energia dispersada pela ferramenta, cavaco e peça [13].

Tomando como parâmetro a temperatura mais alta, por mais rápido que seja a transferência de calor, podemos afirmar que não ultrapassou a faixa de 630°C, sendo assim, não saindo da região metaestável do diagrama de fases onde se encontra presente as fases Ti₂Ni e TiNi₃.

3.4. Desgaste da Ferramenta

Logo após o término da usinagem pôde ser observado um lascamento da pastilha. Através da Figura 41, nota-se que a pastilha perdeu uma parte de sua aresta de corte, o que indica uma grande intensidade dos esforços de corte exercidos sobre a ferramenta.

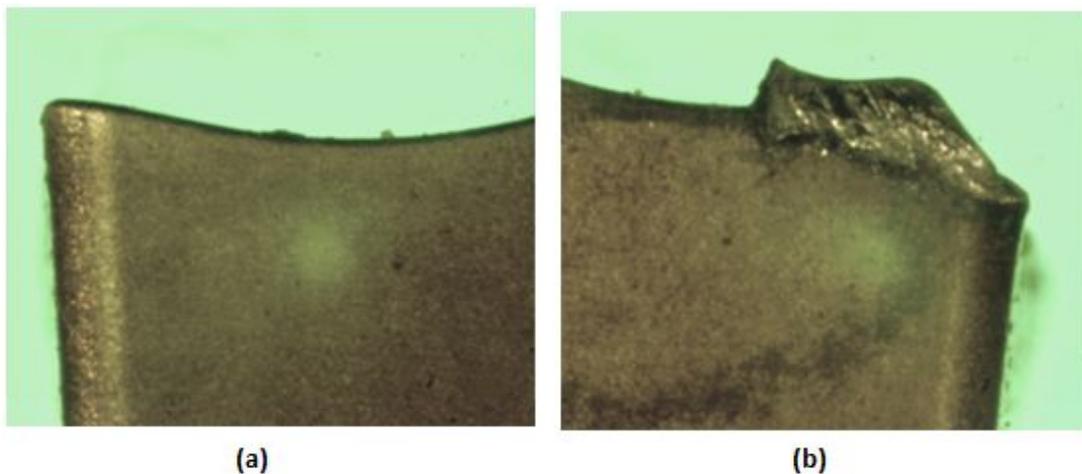
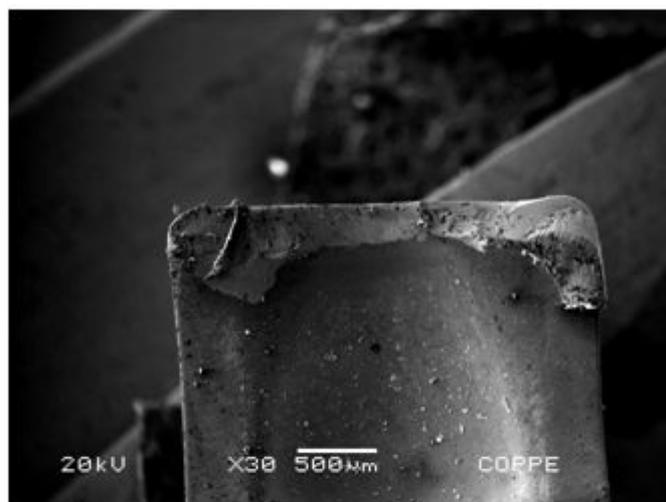
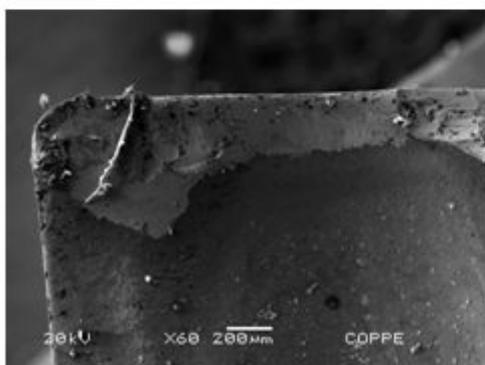


Figura 41: Fotografia das arestas de corte, (a) aresta de corte normal, (b) aresta de corte desgastada.

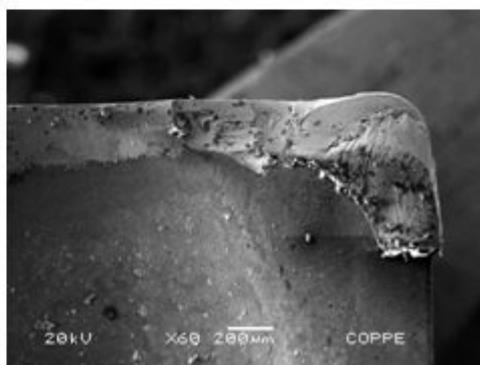
Utilizando o MEV para melhor analisar o desgaste na pastilha, observa-se, na Figura 42 (a), numa primeira visualização, com ampliação de 30 vezes, a aresta desgastada. Numa segunda ampliação, de 60 vezes, pode-se ver em mais detalhes as regiões mais afetadas, ou seja, perto de suas extremidades, observado na figura 4.2 (b) e (c). A princípio pode-se supor que ocorreu um arrancamento do recobrimento na superfície de saída da ferramenta.



(a)



(b)



(c)

Figura 42: Micrografia eletrônica da aresta de corte da ferramenta.

Através de outra micrografia com ampliação de 200 vezes, na região mais afetada, a ponta direita, observa-se o que pode ser um escorregamento do recobrimento na região da aresta principal de corte, como pode ser visto na Figura 43 (a). Uma análise de EDS foi feita para determinar quantitativamente a deposição de material na ferramenta e melhor estudar se realmente ocorreu o corrimento do recobrimento ou se é apenas a deposição do material na aresta.

Para determinar o material de recobrimento foi feita a análise numa região mais afastada para que não haja interferência da área afetada, que se encontra na figura 43 (b). Os resultados do EDS nesses pontos se encontram na figura 44, onde pode ser visto os elementos encontrados, dentre eles Al, Ti, Ni, Fe, W, etc, todos são elementos presentes no recobrimento, no metal duro ou na própria liga usinada.

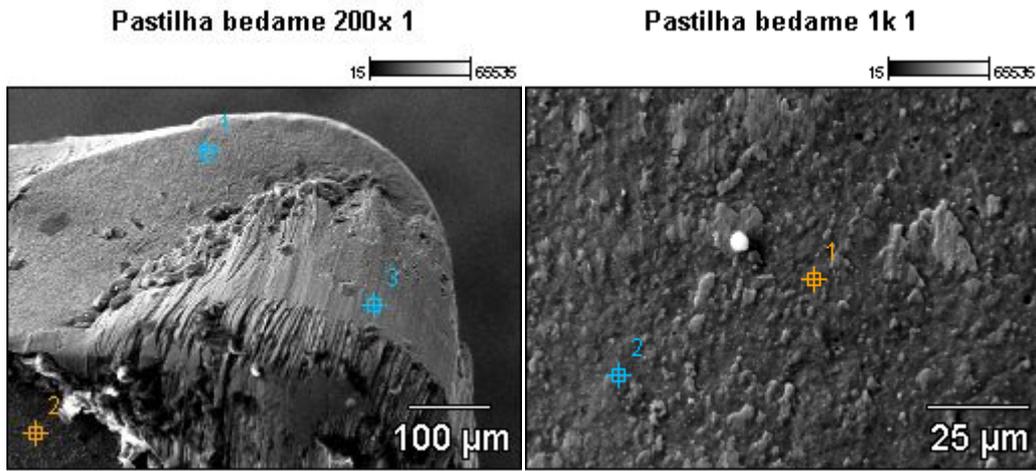


Figura 43: Análise EDS (a) em diversos pontos perto da aresta de corte. (b) Numa região mais afastada da aresta.

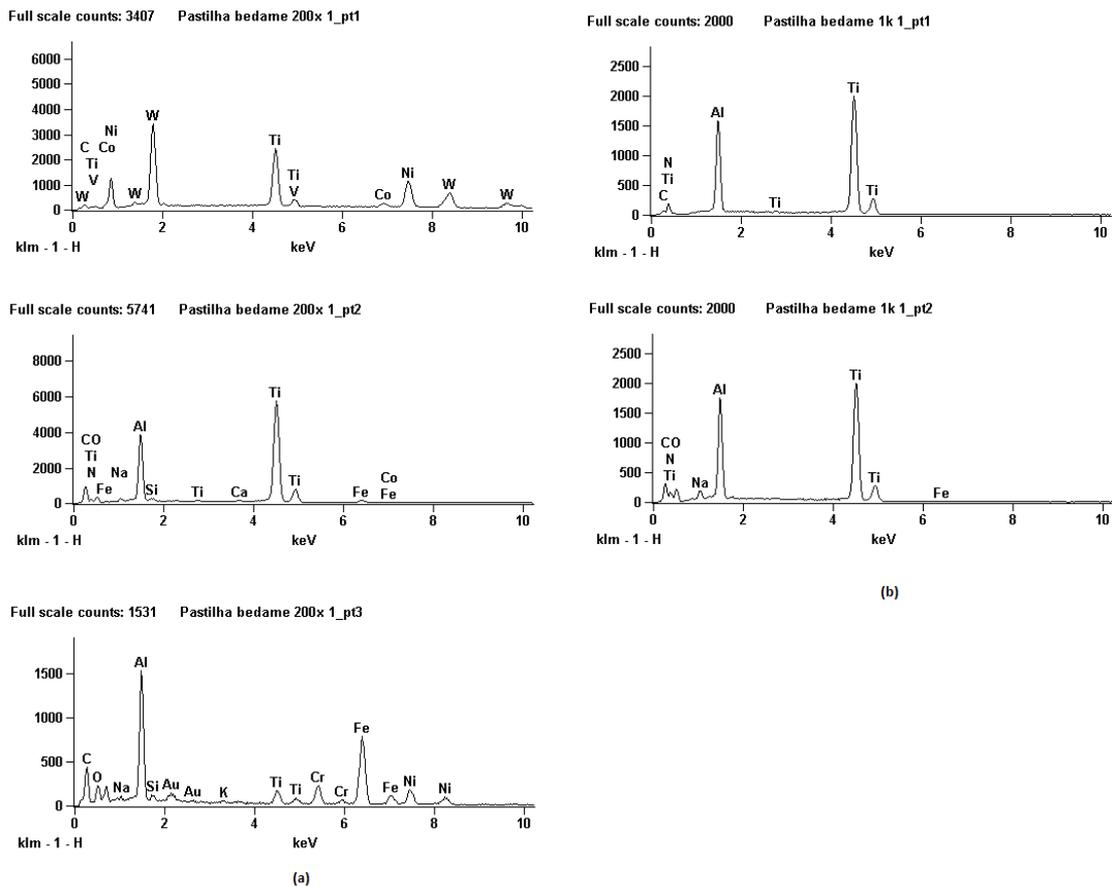


Figura 44: Resultados da análise EDS. (a) análise na aresta. (b) análise região central.

A partir desse resultado obteve-se uma análise quantitativa dos elementos presentes, disponível nas tabelas 8 e 9, Com a composição dos elementos é possível identificar os materiais e suas respectivas quantidades em percentual de peso dos elementos do recobrimento e do núcleo de metal duro.

Tabela 8: Elementos nos três pontos analisados perto da aresta de corte.

	Weight %															
	C	N	O	Na	Al	Si	K	Ca	Ti	V	Cr	Fe	Co	Ni	W	Au
bedame 200x 1_pt1	12.43								19.52	0.18			2.52	19.11	46.23	
bedame 200x 1_pt2	33.95	11.37	11.34	0.58	8.33	0.25		0.21	32.34			1.49	0.15			
bedame 200x 1_pt3	49.50		4.62	0.27	10.35	0.43	0.18		2.63		3.63	19.92		6.61		1.86

Tabela 9: Elementos nos dois pontos mais centrais da ferramenta.

	Weight %						
	C	N	O	Na	Al	Ti	Fe
Pastilha bedame 1k 1_pt1	10.63	21.11			16.61	51.66	
Pastilha bedame 1k 1_pt2	27.70	18.02	16.01	1.43	9.01	27.61	0.22

Observa-se que para os pontos afastados da extremidade, onde possivelmente o recobrimento está intacto, pode ser constituído por carboneto de titânio (TiC), carbonitreto de titânio (TiCN), óxido de alumínio (Al₂O₃) e nitreto de titânio (TiN). Há uma grande semelhança na composição desses pontos com as análises feitas nos pontos 2 e 3, na aresta de corte, esses mesmos elementos foram encontrados, com exceção de alguns elementos que supõe-se que sejam algum tipo de contaminação como cálcio e potássio [13,14].

Examinando os elementos do ponto 1, da aresta, exatamente onde se observa o maior desgaste, conclui-se que o recobrimento foi removido dessa região. Os elementos ali presentes indicam ser o núcleo de metal duro, com a presença de carboneto de tungstênio (WC) e carboneto de titânio (TiC), além de outros elementos que também foram encontrados misturados ao recobrimento que foi deslocado, como o sódio, ferro e o cobalto, sendo este ultimo utilizado como aglomerante.

Examinando a região afetada, é bastante provável que um dos motivos para a fratura da pastilha seja o endurecimento da liga durante a operação de corte, levando a um lascamento de uma ponta de corte, ou seja, a avaria da ferramenta, um dos fatores prejudiciais ao acabamento superficial da peça [13, 14].

3.5. Resultados

Após o ataque químico e a análise do corpo de prova sem usinagem utilizando o MEV, observou-se que seus resultados não foram satisfatórios pois não apresentaram um contorno de grão nítido da amostra, impossibilitando o estudo de suas fases, por esse motivo as amostras usinadas foram analisadas apenas pelo DRX.

O resultado das amostras por DRX são muito completos, fornecendo a fase principal ao qual se encontra além das fases metaestáveis presentes no material. Como se sabe, a liga não ultrapassou a temperatura limite para a fase metaestável de 630°C, com isso espera-se observar basicamente NiTi+TiNi₃, em sua fase austenita, nas análises.

Do gráfico apontado na Figura 45, observam-se os resultados das análises, onde a curva negra representa a amostra sem usinagem enquanto que as outras curvas representam as amostras cortadas, dispostas em ordem de usinagem, ou seja, na ordem do planejamento experimental. Pode-se observar nessa figura, que no eixo x, fica representado o ângulo de incidência e difração das ondas de raios x, 2θ , enquanto o eixo y representa a intensidade medida. É observado que em todas as análises feitas, todas as amostras apresentaram o mesmo padrão de picos de intensidade. O maior pico, com intensidade de aproximadamente 1000(u.a.), localizado em um ângulo de aproximadamente 42°, o pico intermediário com aproximadamente 200 em 77° e o menor pico de intensidade 100 em 61°. Também é possível observar a presença de dois pequenos picos não identificados, para a amostra sem usinagem, de baixa intensidade, que desaparecem logo após a primeira usinagem.

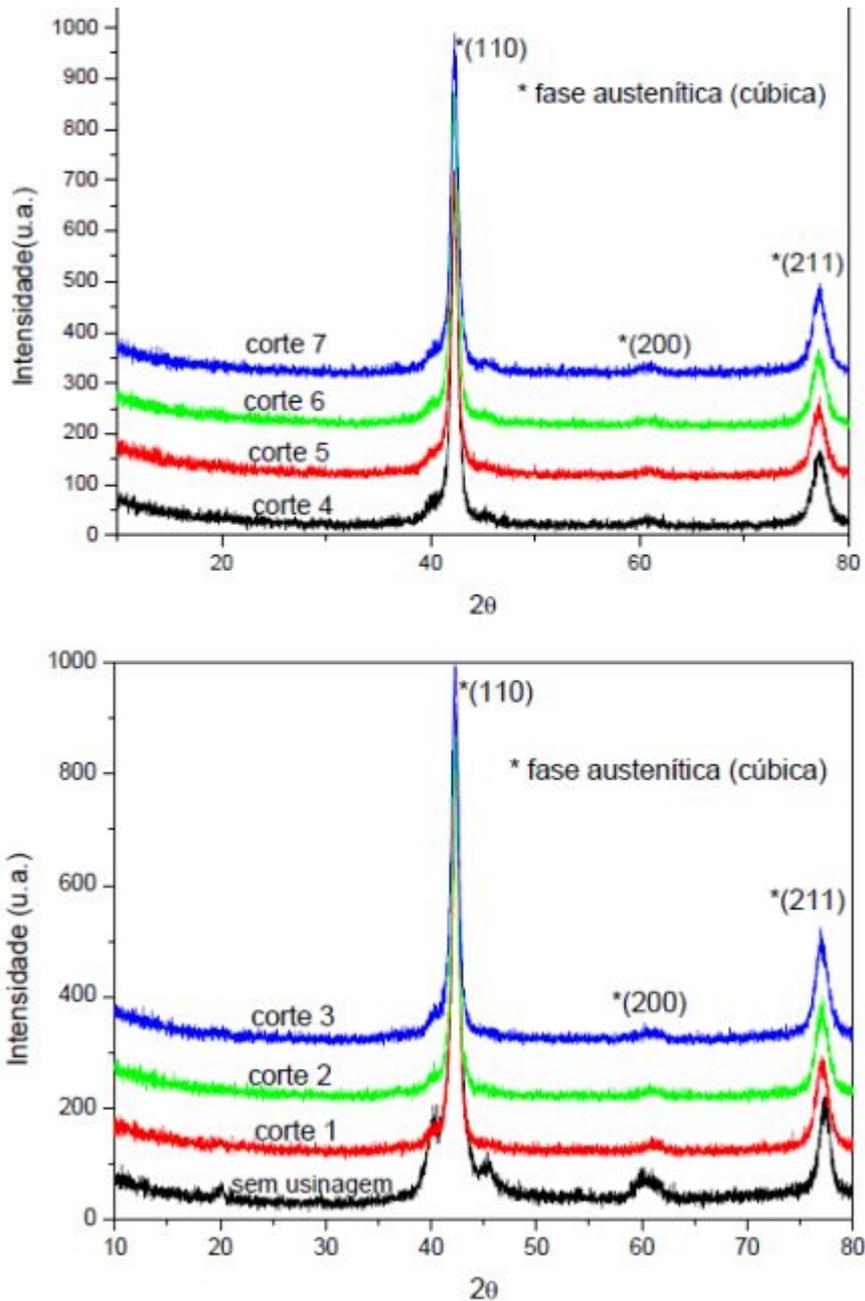


Figura 45: Resultado das análises do DRX.

Para obter esse resultado é necessário comparar os picos de grande intensidade do material analisado com os modelos existentes no banco de dados. Na figura 46 esta representado

Foi utilizado uma onda eletromagnética de comprimento de onda de 1.54060nm. Através lei de Bragg, equação 1, é possível prever o ângulo de difração

(2θ) apenas com as distancias interatômicas, d , sendo possível determinar as estruturas cristalinas [20].

$$n \lambda = 2d \sin \theta$$

onde: λ = comprimento de onda

d = espaçamento interplanar

θ = ângulo de difração

N = múltiplo inteiro do comprimento de onda

Foram utilizados diversos modelos do banco de dados de materiais, entre eles os modelos para fase martensítica, fase austenítica, e seus componentes metaestáveis Ni₃Ti, NiTi₂ e Ni₄Ti₃. Onde compra-se os picos de maior intensidade com o ângulo de difração encontrado e através disso descobre-se em qual fase a liga se encontra.

Na figura 46 é possível observar os valores do banco de dados que foram cruzados com os valores obtidos para definir a fase em que a liga se encontrava antes e após a usinagem.

NiTi			NiTi			Ni3Ti			NiTi2			Ni4Ti3		
Fase martensítica: monoclinica			Fase austenítica : cúbica											
2θ	Int	h k l	2θ	Int	h k l	2θ	Int	h k l	2θ	Int	h k l	2θ	Int	h k l
19,266	147	0 0 1				20,104	1	1 0 0	13,538	169	1 1 1	15,756	3	1 1 0
29,112	9	0 1 1	29,605	12	1 0 0	22,80	6	1 0 1	22,195	1	2 2 0	19,706	1	1 0 1
31,123	28	1 0 0	42,362	999*	1 1 0	29,515	8	1 0 2	26,088	1	3 1 1	25,329	1	0 2 1
34,476	52	1 0 1	52,530	2	1 1 1	35,193	4	1 1 0	27,270	50	2 2 2	27,466	1	3 0 0
38,211	202	1 1 0	61,458	120	2 0 0	38,355	1	1 0 3	31,591	7	4 0 0	29,970	18	1 2 1
39,106	530	0 0 2	69,681	2	2 1 0	40,863	89	2 0 0	34,511	70	3 3 1	31,820	1	2 2 0
39,106	530	0 0 2	77,484	180	2 1 1	42,348	472	2 0 1	38,949	293	4 2 2	36,552	1	0 1 2
41,058	954	1 0 1	92,545	45	2 2 0	43,561	380	0 0 4	41,416	999*	5 1 1	37,708	1	3 1 1
44,052	500	0 2 0	100,078	1	3 0 0	46,572	999*	2 0 2	45,282	256	4 4 0	40,027	1	2 0 2
45,136	999*	0 1 2	107,788	57	3 1 0	48,416	1	1 0 4	47,492	43	5 3 1	41,099	1	4 0 1
45,136	*	1 1 1	115,052	1	3 1 1	53,030	203	2 0 3	48,198	87	4 4 2	42,525	999*	4 1 0
47,105	25	1 0 2	124,513	15	2 2 2	55,000	1	2 1 0	50,986	1	6 2 0	43,267	930	2 1 2
48,493	16	0 2 1	134,198	1	3 2 0	56,201	1	2 1 1	53,006	8	5 3 3	44,275	1	2 3 1
52,386	156	1 1 2	145,862	77	3 2 1	57,190	2	1 1 4	53,868	15	6 2 2	48,560	1	3 3 0
54,308	5	1 0 2				59,414	1	1 0 5	56,281	17	4 4 4	49,230	1	1 3 2
54,916	8	1 2 0				59,692	2	2 1 2	58,154	19	7 1 1	50,145	1	0 5 1
57,107	17	1 2 1				61,254	37	2 0 4	61,228	13	6 4 2	52,016	1	0 4 2
59,129	1	1 1 2				63,152	1	3 0 0	63,029	44	7 3 1	52,895	3	2 4 1
60,350	219	0 2 2				65,254	1	2 1 3	65,970	6	8 0 0	54,152	1	0 0 3
60,350	219	0 2 2				70,971	59	2 1 4	67,701	13	7 3 3	54,699	1	3 2 2
64,898	83	1 0 3				72,655	1	2 1 4	68,273	1	6 4 4	55,549	1	1 5 1
64,898	83	2 0 0				74,405	128	2 2 0	70,541	175	8 2 2	56,693	1	6 0 0
65,364	65	2 0 1				78,000	1	3 1 0	72,221	50	5 5 5	56,693	1	1 1 3
66,461	14	1 2 2				79,00	1	3 1 1						
69,230	33	1 1 3												

Figura 46: Valores do banco de dados para a liga de NiTi

A partir dessa comparação entre os picos de maior intensidade com o ângulo de difração, apenas o modelo para fase austenita cúbica, obteve total combinação, como se era esperado. Pode-se observar os pontos de maior intensidade em 2θ igual a 42.36° , 61.45° e 77.48° .

Observando as análises feitas das amostras usinadas, observa-se um decaimento considerável da intensidade dos picos não identificados. No mais, não foi observado nenhuma mudança considerável, ou seja, não ocorreu o surgimento de uma fase martensítica induzida pelas tensões do corte, as amostras continuaram em sua fase austenítica.

4. Conclusão

Os resultados servirão como base para futuras análises, mais profundas, deste material, pois, por ser relativamente recente não existem muitos estudos com aplicações industriais. Ainda é possível explorar diversas possibilidades de utilização na área tecnológica.

Com os resultados analisados dos sete cortes efetuados por sangramento, utilizando a maior velocidade de corte de 21m/min, pode-se chegar a uma conclusão de que os esforços provenientes da usinagem, utilizando os parâmetros selecionados, não foram suficientes para que ocorra a mudança de fase como era esperado a principio. Isso é um fato interessante, pois possibilita que a usinagem desse material ocorra sem alteração de suas propriedades termomecânicas.

Os resultados obtidos pela difração de raios-X foram considerados satisfatórios, porém os resultados da microscopia eletrônica não corresponderam ao esperado ,pois não apresentaram de forma nítida a fase em que se encontrava a amostra nem sua microestrutura, é necessário que se faça um estudo a fim de identificar um ataque químico adequado para que esse método possa ser aplicado e revelar a microestrutura cristalina do material.

Uma segunda conclusão pode ser tomada em relação à ferramenta. Devido ao lascamento seria recomendada a utilização de uma ferramenta em que não houvesse um recobrimento com o mesmo material a ser usinado, o que facilita a difusão, a principio a maior causadora da fratura da ferramenta. Uma ferramenta mais adequada teria resistido melhor ao desgaste.

Quanto a medição de temperatura, o método adotado se mostrou ineficiente, seria indicado trabalhar com o emprego de termopares, para se fazer uma melhor leitura da temperatura.

Por fim, o projeto apresentado aqui forneceu informações úteis para a continuidade das pesquisas relacionadas aos materiais com memória de forma, em especial o níquel e titânio, viabilizando novos meios de fabricação de alta tecnologia e grande escala. Para projetos futuros seria interessante um estudo focando no cavaco produzido a fim de obter análises de como a liga se comportou durante a usinagem. Também seria de extremo valor uma análise DSC e uma análise de dureza antes e depois da usinagem para verificar se não ocorreu uma mudança nas características da liga, pois a usinagem poderia ter agido como um tratamento térmico.

5. Bibliografia

[1]NITINOL: Disponível em:

<<ftp://ftp.cefetes.br/cursos/MetalurgiaMateriais/Andreltman/Conforma%E7%E3o/NITINOL.pdf>> Acesso em: 19 jan 2013, 10:40:00

[2] LINS, F., **Titanio e suas Ligas**, Apostila, Volta Redonda, UFF/VR

[3] Ligas do Sistema Ti-Ni (2013): Disponível em :

< [http://pt.wikipedia.org/wiki/Ligas do Sistema Ti-Ni](http://pt.wikipedia.org/wiki/Ligas_do_Sistema_Ti-Ni)> Acesso em: 16 jan 2013, 19:40:00.

[4] CASTILHO, W. S., DA SILVA, E., P., ET at., 2011, “Algumas Aplicações das Ligas com Memória de Forma Shape Memory Alloys”. Sinergia, São Paulo, v. 12, n. 1, p. 99-108, jan./abr. 2011

[5] Ligas com Memória de Forma. Disponível em:

< www.poli.usp.br/d/PMR5222/pmr5222_SMA.pdf> Acesso em: 21 jan 2013, 20:55:00.

[6] WILLIAM D. CALLISTER, JR., **Ciencias e Engenharia de Materiais**, 5ª ed, Utah, LTC, 1999.

[7]Niquel e suas Ligas. Disponível em:

<<ftp://ftp.fem.unicamp.br/pub/EM833/Parte%20II%201.3.b%20-%20Niquel%20e%20suas%20ligas.pdf>> Acesso em 25 maio 2012, 20:21:00.

[8] DAVIS, J. R., **ASM Specialty Handbook: Nickel, Cobalt and Their Alloys**, 1 ed. EUA, 2000.

[9] DUCOS, P. C. D., *Transformações de Fase em Ligas de Níquel-Titânio para Odontologia*. M.Sc., dissertação, Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2006.

[10] CAMPISTA, C. S., *Comportamento Mecânico de Ligas com Efeito de Memória – Relação do Processamento Termomecânico com a Eficiência em Tratamento Odontológico*, M.Sc., Tese, COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2005.

[11] Liga de titânio (2013) Disponível em:

< [http://pt.wikipedia.org/wiki/Liga de tit%C3%A2nio](http://pt.wikipedia.org/wiki/Liga_de_tit%C3%A2nio)> Acesso em: 28 dez 2012, 19:12:00.

[12] SOUZA, A. J., (2011) Apostila Processos de Fabricação por Usinagem, Rio Grande do Sul, UFRGS.

[13] DINIZ, A. E., MARCONDES, F. C., COPPINI, N. L., **Tecnologia da Usinagem dos Materiais**, 5 ed, São Paulo, Artliber, 2006.

[14] FERRARESI, D., **Fundamentos da Usinagem dos Metais**, São Carlos, Edgard Blucher, 1969.

[15] Catalogo Sandvik. Disponível em:

< <http://www.sandvik.coromant.com/pt-pt/pages/default.aspx?country=br> > Acesso em: 06 março 2013, 22:58:00.

[16] DEDAVID, B. A., GOMES, C. I., MACHADO G., **Microscopia Eletronica de Varredura – Aplicações e Preparação de Amostra**. 1 ed, Porto Alegre, EDIPUCRS, 2007.

[17] BORGES, J. N., **Preparação de Amostras para Analise Microestrutural**, Apostila, Santa Catarina, UFSCRS.

[18] MAXWELL, “ Aplicações Industriais de Difração de Raios X” Cap 4, Ed PUC RIO, Rio de janeiro, Brasil.

[19] BUONO, V. T. L., Aplicação de Difração de Raios-X à Metalurgia, Minas Gerais, UFMG.

[20] Apostila de Caracterização: MEV e DRX. Disponível em:

<<http://www.ebah.com.br/content/ABAAABVuMAD/apostila-caracterizacao-mev-drx-an-1-quimica-gran>> Acesso em 5 março 2013, 18:18:51.