Otimização do processo de obtenção de peças em aluminetos de titânio por fundição de precisão

Francisco Faria Ricca de Ancede Torres

Relatório do Projecto Final / Dissertação do MIEM

Orientador no INEGI: Eng. Rui Jorge Lemos Neto

Orientador na FEUP: Prof.ª Dr.ª Teresa Margarida Guerra Pereira Duarte



Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto

Mestrado Integrado em Engenharia Mecânica

Junho de 2014

Resumo

Este trabalho teve como objetivo a otimização do processo de obtenção de peças em aluminetos de titânio por fundição de precisão. Este é a continuação de outros trabalhos já realizados no INEGI na área dos aluminetos de titânio.

Inicialmente, foi feita uma revisão bibliográfica relativa às características e propriedades dos aluminetos de titânio, assim como para a fundição de precisão em geral. De seguida, foram abordados mais em pormenor as carapaças cerâmicas, o processo de fusão e vazamento para aluminetos de titânio e o acabamento por maquinagem química.

Neste trabalho, para as carapaças cerâmicas, foram concretizados ensaios de friabilidade e permeabilidade para diferentes formulações de forma a poder definir formulações que permitam obter os melhores resultados para estas duas características com uma temperatura de sinterização o mais baixa possível, por forma a reduzir os custos do processo. Com os resultados de friabilidade, observou-se que para a formulação com *facecoat* de ítria é possível reduzir a temperatura de sinterização de 1450 para 1400 °C e que o uso de uma camada intermédia inorgânica, composta por 50% Al_2O_3 +50% H_2O entre as camadas de *facecoat* permite friabilidades mais reduzidas. O uso de TiO_2, como aditivo de sinterização, permitiu uma diminuição da friabilidade quando a percentagem de TiO_2 passou de 2 para 3%. Em termos de permeabilidade verificou-se que, com a adição de 6 e 15% de polímero às camadas de *facecoat,* foi possível obter uma melhoria na permeabilidade.

Devido à utilização de formulações mais reativas e à necessidade de produzir turbinas com espessuras mais elevadas (*near-net shape*), realizaram-se também ensaios de maquinagem química para turbinas em TiAl. Os resultados foram bastante satisfatórios para uma solução composta por ácido fluorídrico (4,5%), ácido nítrico (7,5%), agente molhante (5%) e água (83%), uma vez que os resultados obtidos permitiram concluir que é possível retirar a espessura em excesso das turbinas *near-net shape,* com a solução a 50 °C durante 40 minutos. Contudo, verificou-se a necessidade da implementação de um sistema de agitação do banho e/ou de movimentação da peça durante o processo de maquinagem química. Com estes ensaios, ficou também provado que a camada endurecida presente nas turbinas é eficazmente removida através da maquinagem química. Perante as condições em que os ensaios foram realizados verificou-se que a taxa de remoção obtida foi de 0,16 g/min.

Por fim, com vista a melhorar as condições de vazamento elaborou-se um projeto de melhoria do forno existente no INEGI. Idealizou-se um conceito para uma possível adaptação de vazamento auxiliado por centrifugação ao forno de indução. Para este sistema, foi projetado um sistema de fixação e centragem da carapaça com um prato rotativo, sendo a velocidade de rotação de cerca de 400 rpm.

Abstract

The goal of this study was the optimization of the attainment of titanium aluminide parts by investment casting. This study follows the work already published in INEGI in recent years.

Initially, a bibliographic research was done about the characteristics and properties of titanium aluminide and investment casting in general. Then, it was addressed with more detail the ceramic shells, the variety of process for melting and casting titanium aluminides and the process of chemical milling.

In this work friability tests as well as permeability tests were conducted for several ceramic shells formulations to define the formulations with the best results with the lowest possible sintering temperature. With the friability tests, it was concluded that, for a formulation with an yttria facecoat, it was possible to reduce the sintering temperature form 1450 to 1400 ºC and that the use of a layer of 50% Al_2O_3 + 50% H_2O allowed reduced values for friability. The use of TiO_2, as a sintering aid, also allowed a decrease in the friability when its percentage changes from 2 to 3%. In terms of permeability, it has been verified that a 6 and 15% addition of polymer in the zircon facecoat layer allowed an improvement in the permeability.

Due to the use of more reactive formulations and the need to produce turbines with elevated thickness (near-net shape), chemical milling tests were executed for titanium aluminide turbines. Overall, the results were highly satisfactory for a hydrofluoric acid (4,5%) and nitric acid solution (7,5%),wetting agent (5%) and water (83%), due to the fact that it was proven the viability to remove the excess thickness of the near-net shape turbines with a temperature solution of 50 ºC during 40 minutes. Nevertheless, it was recognised that there was a need for the implementation of an agitation system or movement of the turbine during the process. With this experiments it was proven that chemical milling is a sufficient tool to remove the hardened layer present in the turbines. In the end it was demonstrated that the removal rate for the conditions in which the tests were conducted was 0,16 g/min.

Lastly, with a purpose to improve the pouring conditions it was elaborated a project to improve the existing furnace in INEGI. For this it was idealized a concept for a possible integration of a centrifugal casting system to the existing melting system. For this system it was created a fixation and centering system for the turbine, the rotation speed should be around 400 rpm.

Agradecimentos

Ao Eng.º Rui Neto, orientador no INEGI, pela oportunidade e privilégio que me concedeu em trabalhar consigo, pela disponibilidade e pela amabilidade que teve sempre comigo ao longo deste trabalho. A sua experiência foi crucial para o desenvolvimento deste trabalho e para mim como futuro engenheiro mecânico.

À Prof.ª Dr.ª Teresa Duarte, orientadora na FEUP, por todo apoio, disponibilidade e amabilidade que foram concedidos durante a realização deste trabalho. A sua ajuda e dedicação foram uma mais valia, tanto pelas sugestões e conhecimentos transmitidos durante o trabalho e ao longo do curso.

A toda a equipa do INEGI, por ter disponibilizado os meios necessários à realização desta dissertação. Um especial agradecimento aos elementos do CETECOF: Armanda Marques, Fernando Seabra, Sertório Lares e Nuno Azevedo. Não posso deixar de agradecer ao Eng.º Bártolo Paiva pela disponibilidade e companheirismo que sempre demonstrou durante o meu trabalho no INEGI.

Ao CETRIB, especialmente ao Engº. Ramiro Martins, pela ajuda na realização dos ensaios de rugosidade.

Aos companheiros da FEUP, Frederico Silva Gomes, Nuno Pires e Tomás Pinheiro, pela sua camaradagem e apoio nos momentos mais críticos.

Ao Tiago Barrigana, engenheiro da Zollern & Comandita, pela ajuda e disponibilidade prestada.

A toda a minha família, especialmente aos meus pais, Luciana Gonçalves e Paulo Torres, pelo apoio incondicional que sempre me deram ao longo da vida. Sem eles nunca nada disto teria sido possível.

A todos o meu mais sincero obrigado.

Índice

1 Introdução 1
1.1 Objetivos do trabalho 1
1.2 Apresentação da empresa INEGI 1
1.3 Enquadramento da dissertação na empresa INEGI 2
1.4 Organização e temas abordados no presente relatório 2
2 Revisão bibliográfica 5
2.1 Aluminetos de titânio 5
2.1.1 Aplicações das ligas TiAl 5
2.1.2 Diagrama de equilíbrio Ti-Al 6
2.1.2.1 Influência dos elementos de liga 8
2.1.3 Caracterização das ligas TiAl e comparação com outras ligas intermetálicas 9
2.1.4 Resumo das propriedades das ligas de TiAl 13
2.2 Fundição de precisão 15
2.2.1 História da fundição de precisão 15
2.2.2 Aplicações 16
2.2.3 Descrição do Processo 16
2.2.4 Vantagens e desvantagens do processo 18
2.3 Fabrico dos modelos perdidos 20
2.3.1 Tipo de cera usada nos modelos 20
2.3.1.1 Contração da cera 20
2.3.2 Fabrico aditivo 21
2.3.2.1 Quick Cast 22
2.3.3 Processo de construção dos cachos e sistemas de gitagem 23
2.4 Carapaças cerâmicas 26
2.4.1 Procedimento de fabrico das carapaças 26
2.4.2 Materiais cerâmicos 28
2.4.2.1 Refratariedade 28
2.4.2.2 Estabilidade química 29
2.4.2.3 Estabilidade térmica 29
2.4.3 Barbotinas e areias cerâmicas 29
2.4.3.1 Fabrico das barbotinas 30
2.4.3.2 Ligantes 30
2.4.3.3 Aditivos 31
2.4.3.4 Areia cerâmica 32
2.4.3.5 Impregnação 33
2.4.3.6 Propriedades reológicas das barbotinas 33
2.4.4 Descerificação 34
2.4.4.1 Descerificação em *Boilerclave* 34
2.4.4.2 Descerificação em *Flash Fire* 35
2.4.5 Sinterização 35
2.4.5.1 Sinterização no estado sólido 36
2.4.5.2 Sinterização com fase líquida 38
2.4.5.3 Aspetos da sinterização 39
2.4.6 Ensaios de verificação de qualidade 41
2.4.6.1 Friabilidade 41

2.4.6.2 Permeabilidade ... 42
2.4.6.3 Resistência a altas temperaturas ... 43
2.4.6.4 Viscosidade da barbotina ... 44
2.5 Reatividade das ligas de TiAl ... 46
2.5.1 Diagramas de Ellingham ... 46
2.5.2 Camada alpha-case ... 48
2.5.2.1 Influência do teor de alumínio na camada alpha-case ... 50
2.5.3 Maquinagem química para remoção do *alpha-case* ... 51
2.5.3.1 Maquinagem química de ligas de Ti ... 51
2.5.3.2 Maquinagem química de ligas de TiAl ... 54
2.5.3.3 Ensaios de verificação após maquinagem química ... 54
2.6 Aditivos nas carapaças cerâmicas ... 56
2.6.1 Óxidos como aditivos ... 56
2.6.1.1 Diagramas de equilíbrio e Ellingham para os aditivos de sinterização ... 58
2.6.2 Polímeros como aditivos ... 59
2.6.2.1 Adição de polímeros sólidos ... 60
2.6.2.2 Adição de polímeros no estado líquido ... 61
2.7 Fusão e vazamento ... 64
2.7.1 Fusão ... 64
2.7.1.1 Fusão por indução ... 64
2.7.1.2 Fusão por arco elétrico (VAR) ... 67
2.7.1.3 Fusão por arco de plasma (PAM) ... 68
2.7.2 Vazamento ... 69
2.7.2.1 Vazamento por gravidade ... 69
2.7.2.2 Vazamento por baixa pressão ... 70
2.7.2.3 Vazamento por centrifugação ... 71
2.7.3 Critério de Niyama ... 80
3 Parte experimental ... 81
3.1 Formulações para as carapaças cerâmicas ... 82
3.1.1 Formulações para ligas de Ti e TiAl ... 82
3.1.1.1 Formulações para as camadas de facecoat ... 82
3.1.1.2 Formulações para as camadas de backup ... 83
3.1.2 Formulações com adição de TiO_2 ... 84
3.1.3 Formulações de zircão ... 84
3.1.3.1 Adição de polímero ... 85
3.1.4 Matérias primas ... 86
3.1.4.1 Ligantes ... 86
3.1.4.2 Farinhas cerâmicas ... 87
3.1.4.3 Aditivos ... 88
3.1.4.4 Areias cerâmicas ... 88
3.1.5 Resumo das formulações usadas ... 89
3.2 Ensaio de friabilidade ... 91
3.2.1 Realização do provete cerâmico para ensaio de friabilidade ... 91
3.2.1.1 Obtenção do modelo em cera ... 91
3.2.1.2 Preparação dos modelos de cera e das barbotinas ... 93
3.2.1.3 Deposição da barbotina e areia cerâmica ... 96
3.2.1.4 Corte, descerificação e sinterização ... 98
3.2.2 Provetes fabricados ... 101
3.2.3 Procedimento adotado ... 103

3.3 Resultados e discussão do ensaio de friabilidade 105
3.3.1 Resultados com formulações para ligas de Ti e TiAl 105
3.3.1.1 AY 1% TiO_2 105
3.3.1.2 AFZrYC 107
3.3.2 Comparação entre as formulações existentes para ligas de Ti e TiAl 108
3.3.3 Formulações com adição de TiO_2 109
3.3.3.1 Comparação de AY 2% TiO_2 e AY 3% TiO_2 com AY 1% TiO_2 111
3.3.4 Formulações existentes na *Zollern & Comandita* 112
3.3.4.1 Comparação entre formulações da Zollern & Comandita e INEGI 115
3.3.5 Formulações de zircão 115
3.4 Ensaio de permeabilidade 118
3.4.1 Fabrico do provete 118
3.4.2 Procedimento adotado 119
3.5 Resultados e discussão do ensaio de permeabilidade 121
3.5.1 Espessura das camadas de *facecoat* para SAZ 6% e SAZ 15% 123
3.6 Maquinagem química para ligas de TiAl 125
3.6.1 Peças de teste 126
3.6.1.1 Superfícies obtidas após maquinagem 128
3.6.2 Turbinas near-net shape 129
3.6.2.1 Turbinas *near-net shape* 130
3.6.2.2 Medição de Rugosidade 132
3.6.2.3 Medição de microdureza 133
3.6.2.4 Controlo dimensional das turbinas 137
3.7 Forno de indução com vazamento auxiliado por centrifugação 141
3.7.1 Sistema existente no INEGI 141
3.7.2 Desenvolvimento do conceito do sistema de centrifugação 142
3.7.2.1 Sistema de rotação da carapaça 142
3.7.2.2 Sistema de centragem e fixação da carapaça 143
3.7.2.3 Forças centrífugas 144
3.7.2.4 Solução final 144

4 Conclusões e trabalhos futuros 147
4.1 Conclusões 147
4.1.1 Friabilidade 147
4.1.2 Permeabilidade 148
4.1.3 Maquinagem química de turbinas em ligas de TiAl 148
4.1.4 Forno de indução 149
4.2 Trabalhos futuros 149

Referências bibliográficas 151

Anexos 157
Anexo A: Granulometria 159
FEPA 159
Mesh 160
Anexo B: Fichas de produção dos provetes 161
Provetes AY 1% TiO_2 sem infiltração 161
Provetes AY 1% TiO_2 com infiltração 161
Provetes AFZrYC com infiltração 162

Provetes AFZrYC com infiltração 162
Provetes AY 2%TiO_2 163
Provetes AY 3%TiO_2 163
Provetes SZ 164
Provetes SAZ 15% 164
Provetes SAZ 6% 164
Anexo C: Controlo das barbotinas 165
Barbotina AY 165
Barbotina AFAL 166
Barbotina AFZrYC 166
Barbotina SZ 167
Barbotina SSF 167
Barbotina SAZ 6% 168
Barbotina SAZ 15% 168
Anexo D: Modelo CAD do molde de alumínio para injeção do modelo de cera 169
Anexo E: Fichas de produção *Zollern & Comandita* 172
Provetes SZ Zollern 172
Provetes AY Zollern 172
Anexo F: Medição de rugosidade 173

Lista de Figuras

Figura 1 - Exemplo de uma turbina usada nos turbocompressores para motores de combustão interna, produzida pela *Howmet Corporation* [3] 6

Figura 2 – Motor *Genx-1B* [5] 6

Figura 3 - Diagrama de equilíbrio Ti-Al [5] 7

Figura 4 - Evolução da ductilidade à temperatura ambiente de diversas ligas γ-TiAl em função do teor em alumínio [3] 8

Figura 5 – Diagrama de equilibrio ternario para Ti-Al-Nb [5] 9

Figura 6 - Comparação do módulo de Young à temperatura ambiente com a resistência mecânica para várias ligas metálicas e intermetálicas [9] 9

Figura 7 - Comparação do módulo de Young à temperatura ambiente com a tenacidade à fratura para várias ligas metálicas e intermetálicas e materiais cerâmicos [4] 10

Figura 8 - Comparação da tenacidade à fratura com a densidade de várias ligas metálicas e intermetálicas [9] 10

Figura 9 - Comparação do módulo de Young específico e resistência mecânica específica para várias ligas metálicas e intermetálicas [4] 11

Figura 10 - Resistência mecânica específica em função da temperatura de serviço para várias ligas metálicas e intermetálicas e materiais refractários [9] 11

Figura 11 - Comparação entre os aluminetos de titânio e outras ligas metálicas a) Tenacidade à fratura vs módulo de Young, b) Tenacidade à fratura vs densidade, c) Tenacidade à fratura vs resistência mecânica [4] 12

Figura 12 - a) Produção do cacho de cera, (b) Vazamento do metal, (c) Solidificação do metal e destruição do molde, (d) Peças terminadas [15] 15

Figura 13 - Diagrama do processo de fundição por cera perdida [12] 18

Figura 14 - Principais defeitos existentes no processo de fundição por cera perdida a) Macroporosidades, b) Inclusões, c) Enchimentos incompletos [19] 19

Figura 15 - Etapas do processo de obtenção do protótipo [21] 21

Figura 16 – Diagrama do método direto e indireto para o fabrico aditivo (adaptado de [17]) 22

Figura 17 – Peça produzida pelo método *Quick Cast* [23] 23

Figura 18 – Modelação 3D de um cacho exemplificativo com modelos de turbinas [24] 23

Figura 19 - Sistema de gitagem vertical para haste de um *Waste Gauge* 25

Figura 20 - Exemplo de imersão de cacho em banho de barbotina [16] 26

Figura 21 - Representação esquemática dos diferentes tipos de camadas nas carapaças cerâmicas [12] 27

Figura 22 –Tina rotativa que contém a barbotina [34] 30

Figura 23 – Tipos de aditivos adicionados às barbotinas [3].....31

Figura 24 - Chuveiro para aplicação da areia cerâmica [37].....32

Figura 25 – a) Carapaça sem camada intermédia, b) Carapaça com camada intermédia [36] .32

Figura 26 – Comportamento das soluções coloidais a) Solução, b) Coagulação (*Gel*), c) Floculação e precipitação [28].....34

Figura 27 - Forno Flash Fire comercializado pela *Ransom & Randolph* [34].....35

Figura 28 - Fenomenos básicos que ocorrem durante a sinterização 36

Figura 29 – Formação do pescoço entre as partículas devido à sinterização [39].....37

Figura 30 - Topologia dos grãos [43] 37

Figura 31 - Representação esquemática das três etapas presentes na sinterização com fase líquida [44].....38

Figura 32 - Microestrutura de um cerâmico obtido através de sinterização com fase líquida [44].....39

Figura 33 – Sinterização a diferentes temperaturas de um cerâmico com *facecoat* de ítria a) 1000 °C, b) 1200 °C e c) 1400 °C [46].....40

Figura 34 – Microscopia SEM da interface metal/carapaça para uma carapaça com *facecoat* de itria sinterizada a 1000 ºC [46] 40

Figura 35 – Carapaça cerâmica e escova usadas nos testes de friabilidade por Yuan *et al* [46] 41

Figura 36 - Configuração do equipamento usado para o ensaio de permeabilidade [47].....42

Figura 37 - Exemplo de provete sujeito ao ensaio de resistência mecânica [48] 44

Figura 38 – Copa *Zahn* nº4 [49] 45

Figura 39 – Diagrama de Ellingham [3] 47

Figura 40 – Exemplos des camadas *alpha-case* existentes em diversos locais de um vazamento de Ti6Al4V com carapaça com *facecoat* de zircão a) alheta da turbina, b) topo do gito [12] 48

Figura 41 - Microestrutura da interface entre Ti e carapaça de Al_2O_3 [54].....49

Figura 42 - Comparação entre concentração de oxigénio e dureza Vickers para uma liga Ti-46Al fundida em diferentes tipos de cadinho cerâmico [55].....49

Figura 43 - Imagens da interface metal/carapaça para diferentes teores de Al: a) cp Ti, b) Ti-10Al, c) Ti-30Al, d) Ti-40Al, e) Ti-47Al e f) Ti-55Al.....50

Figura 44 - Dureza do alpha-case consoante a profundidade e teor de Al [56].....51

Figura 45 – Taxa de remoção consoante a concentração de HF e HNO_3 [57] 52

Figura 46 - Absorção de hidrogénio com a concentração de HNO_3 [57].....53

Figura 47 - Superficie da peça a) Antes de maquinar, b) Maquinagem com 2%HF, c) Maquinagem com 3%HF, d) Maquinagem com 4%HF 53

Figura 48 – Exemplo de um ensaio de rugosidade [60] 55

Figura 49 – Ensaio de dureza *Vickers* [61] 55

Figura 50 - Curvas de contração dos provetes com os diferentes aditivos 1) Ítria pura sem aditivo, 2) Ítria com 2 wt% de SiO_2, 3) Ítria pura com 2 wt% TiO_2 [63] 58

Figura 51 - Diagrama de Ellingham para os aditivos de sinterização (adaptado de [64]) 59

Figura 52 – Resultados dos ensaios de flexão em 3 pontos "a verde" e depois de tratamento térmico [65] 60

Figura 53 - Resultados obtidos por Yuan et al. [46] 61

Figura 54 – Microestruturas das carapaças com diferentes percentagens de polímeros a diferentes temperaturas de sinterização [46] 63

Figura 55 - Exemplo de cadinho cerâmico com *facecoat* em ítria [67] 65

Figura 56 - Cadinho de cobre arrefecido a água [6] 65

Figura 57 - Níveis de contaminação do titânio após fusão [2] 66

Figura 58 - Levitação do metal fundido [2] 66

Figura 59 - Metal fundido dentro de cadinho refrigerado a água [2] 67

Figura 60 – Esquema do processo de fusão por arco elétrico (VAR) [68] 67

Figura 61 – Processo de fusão por plasma (PAM) [69] 69

Figura 62 – Vazamento por gravidade para a produção de tacos de golfe da marca *PING* [70] 69

Figura 63 – Esquemática do processo CLV [5] 70

Figura 64 – Processo *Levicast* desenvolvido pela *Daido* [5] 71

Figura 65 – Etapas do processo CLI [69] 71

Figura 66 - Vazamento por centrifugação horizontal [3] 72

Figura 67 - Vazamento por centrifugação vertical [3] 72

Figura 68 - Vazamento LINN-supercast [67] 73

Figura 69 – a) Sistema LINN nos seus diferentes tamanhos, b) Instalação do forno *LINN* [73] 74

Figura 70 – Patente desenvolvida por Renkel [74] 75

Figura 71 – Curva tempo-velocidade de rotação do sistema patenteado por Renkel [74] 75

Figura 72 - Modelo 3D do sistema de gitagem das válvulas [76] 76

Figura 73 - Sistema de fusão e vazamento desenvolvido por Choudhury [77] 76

Figura 74 - Esquema do sistema de fusão e vazamento desenvolvido por Choudhury [78] 77

Figura 75 – Sistema *Leicomelt* desenvolvido pela ALD [79].....78

Figura 76 - Sistema de rotação do cadinho no forno *Leicomelt* [79].....78

Figura 77 - Sistema *Leicomelt 5TP* [67].....79

Figura 78 – Sistema *Var Skull Melter* desenvolvido pela *ALD* [80] 79

Figura 79 – Protocolo experimental para a realização do modelo em cera 91

Figura 80 – Ceras usadas - a) Cera Argueso - Cerita F27-74, b) Cera-cola Remet – Sticktite, c) Cera Argueso – perfil cilindro 3/4' 92

Figura 81 - Molde de alumínio usado na injeção do modelo em cera 92

Figura 82 - Máquina de injeção de cera do INEGI e desmoldante usado 93

Figura 83 - Modelo em cera antes e depois da colagem do gancho de suporte.....93

Figura 84 - Protocolo experimental realizado para a preparação dos modelos de cera para a construção das carapaças 94

Figura 85 - Tina que contém reagente *Trisol* e modelos em cera a secar após lavagem com água.....95

Figura 86 - Medição da viscosidade com recurso a uma copa *Zahn nº4*.....95

Figura 87 - Etapas realizadas no fabrico das carapaças cerâmicas.....96

Figura 88 – Procedimento de construção da carapaça cerâmica a) Mergulho na tina rotativa, b) Escorrimento da barbotina em excesso, c) Deposição da areia cerâmica de ítria 97

Figura 89 - Deposição da areia de alumina 97

Figura 90 - Provetes cerâmicos durante a etapa de secagem em prateleira rotativa.....98

Figura 91 - Corte das carapaças cerâmicas.....98

Figura 92 - Forno de descerficação usado a) Forno a abrir depois de 2h a 1000 °C, b) Arrefecimento das peças ao ar livre, c) Carapaças ocas já arrefecidas 99

Figura 93 - Evolução da temperatura no interior do forno de descerificação do INEGI.....100

Figura 94 - Carapaças dentro do forno de sinterização 100

Figura 95 – Ciclo de sinterização usado no forno de descerificação para os provetes AY 1% TiO_2.....101

Figura 96 - Carapaças depois de descerificadas e sinterizadas.....101

Figura 97 – Etapas do ensaio de friabilidade.....103

Figura 98 - Pesagem do provete na balança de precisão 103

Figura 99 – Escova de 30 mm da marca *Fisher Scientific* 104

Figura 100 – Temperaturas de sinterização usadas para os diferentes provetes fabricados ...105

Figura 101 - Friabilidades médias obtidas com os ensaios para AY 1% TiO_2 106

Figura 102 - Friabilidades médias obtidas com os ensaios para AFZrYC..... 107

Figura 103 - Comparação das friabilidades obtidas entre AFZrYC e AY 1% TiO_2 com infiltração 109

Figura 104 - Comparação das friabilidades obtidas entre AFZrYC e AY 1% TiO_2 sem infiltração 109

Figura 105 - Friabilidades médias obtidas com os ensaios para AY 2% TiO_2 e AY 3% TiO_2 110

Figura 106 – Comparação entre formulações com diferentes percentagens adicionadas de TiO_2, 2 e 3%, com a formulação AY 1% TiO_2..... 111

Figura 107 - Resultados obtidos para as formulações da *Zollern & Comandita* 114

Figura 108 - Evolução da temperatura no interior do forno de descerificação do INEGI e da *Zollern & Comandita* 114

Figura 109 - Comparação entre formulações AY Zollern e AY 1% TiO_2..... 115

Figura 110 - Friabilidades médias obtidas com os ensaios para SAZ 15%, SAZ 6% e SZ... 116

Figura 111 – Provete em cera fornecido pela *Zollern & Comandita* 118

Figura 112 – Provete cerâmico usado no ensaio de permeabilidade..... 118

Figura 113 - Etapas para o procedimento experimental do ensaio de permeabilidade a) Colocação do provete na peça de fixação, b) Instalação do sistema, c) Kitasato a -0,7 bar (início do ensaio) e d) Abertura da válvula até pressão no kitasato a -0,2 bar (fim do ensaio) 119

Figura 114 - Sentido do caudal de ar durante o ensaio de permeabilidade..... 120

Figura 115 – Resultados obtidos por Duarte *et al.* para ensaios de permeabilidade [32] 120

Figura 116 – Resultados de permeabilidade consoante a temperatura de sinterização e a adição de polímero para as formulações SAZ 6% e SAZ 15% 121

Figura 117 – Resultados de permeabilidade consoante a temperatura de sinterização e a adição de polímero para as formulações SAZ 6% e SAZ 15% 122

Figura 118 – Fissura existente num provete..... 123

Figura 119 – Camadas de *facecoat* de carapaças sinterizadas a 1100 ºC a) SAZ 6%, b) SAZ 15%..... 123

Figura 120 – Fotografia macrométrica das camadas das carapaças cerâmicas para diferentes formulações a) SAZ 6%, b) SAZ 15%..... 124

Figura 121 - Sistema de tinas usado para os ensaios de maquinagem 125

Figura 122 – Diagrama das etapas para os ensaios de maquinagem química..... 126

Figura 123 - Turbina em TiAl utlizada como peça de teste para realização de ensaios maquinagem química 127

Figura 124 – Resultados para diferentes durações do processo em turbinas com diferentes *facecoats* a) Taxa de remoção obtida, b) Taxa de redução de espessura média obtida .. 127

Figura 125 – Aspeto das turbinas depois de maquinadas quimicamente durante 20 minutos a) Camada de *facecoat* de zircão, b) *Camada de facecoat* de ítria 129

Figura 126 – Modelo CAD a) Turbina *net shape,* b) Turbina *near-net shape* 130

Figura 127 – Resultados para as turbinas *near-net shape* a) Taxas de remoção obtidas, b) Taxas de redução de espessura obtidas 131

Figura 128 – Superficies obitdas após maquiangem quimica para uma duração de 40 minutos a) Camada de *facecoat* de zircão, b) Camada de *facecoat* de ítria 132

Figura 129 – Camada na base da turbina provocada pela não renovação do banho 132

Figura 130 – a) Medidor de perfis usado (modelo da *Hommelwerke*), b) Medição de rugosidade da turbina 133

Figura 131 – a) Corte axial realizado à turbina b) Turbina após corte 134

Figura 132 – Identações provocadas pelo marcador durante o ensaio de microdureza 134

Figura 133 - Medições de microdureza para a turbina 3 a) Antes de maquinar quimicamente, b) e Após maquinar quimicamente durante 40 min 135

Figura 134 – Medições de microdureza para a turbina 4 a) Antes de maquinar quimicamente, b) e Após maquinar quimicamente durante 40 min 135

Figura 135 – Microesturas para a turbina 3 antes de maquinar quimicamente a) Sup. superior da alheta, b) Sup. inferior da alheta 136

Figura 136 – Microesturas para a turbina 4 antes de maquinar quimicamente a) Sup. superior da alheta, b) Sup. inferior da alheta 136

Figura 137 – Microestrutras após maquinagem quimica para a turbina 3 a) Sup. superior da alheta, b) Sup. inferior da alheta 137

Figura 138 – Microestrutras após maquinagem quimica para a turbina 4 a) Sup. superior da alheta, b) Sup. inferior da alheta 137

Figura 139 – Turbina *near-net shape* pronta a ser digitalizada 138

Figura 140 – Levantamento de forma realizado à turbina *near-net shape* 138

Figura 141 – Controlo dimensional através de levantamento de forma da turbina 3 139

Figura 142 – Controlo dimensional através de levantamento de forma da turbina 4 139

Figura 143 – Esquema do forno implementado no INEGI de indução na configuração de cadinho frio 141

Figura 144 – Cadinho frio posicionado na estrutura existente no INEGI 142

Figura 145 – Prato responsável pela rotação da carapaça 143

Figura 146 – Sistema de fixação e centragem da carapaça 143

Figura 147 – Sequência de montagem da carapça no interior do sistema de centragem e fixação 144

Figura 148 - Solução final para o forno de indução 145

Figura 149 – Perfis das rugosidades das alhetas para a turbina 1 a) Antes de maquinagem quimica b) Depois de maquinagem quimica durante 30 minutos 173

Figura 150 – Perfis das rugosidades das alhetas para a turbina 2 a) Antes de maquinagem quimica b) Depois de maquinagem quimica durante 30 minutos 174

Figura 151 – Perfis das rugosidades das alhetas para a turbina 3 a) Antes de maquinagem quimica b) Depois de maquinagem quimica durante 40 minutos 175

Figura 152 – Perfis das rugosidades das alhetas para a turbina 4 a) Antes de maquinagem quimica b) Depois de maquinagem quimica durante 40 minutos 176

Lista de Tabelas

Tabela 1 - Vantagens e desvantagens das ligas TiAl da fase α_2 e γ [7] 7

Tabela 2 - Principais ligas TiAl [7] 13

Tabela 3 - Comparação entre diferentes ligas com as ligas de TiAl. *adaptado de documento fornecido por Prof. Dr. Florian Pyczak (Head of Department of Metal Physics in GKSS) 14

Tabela 4 - Exemplos de tecnologias de fabrico aditivo em *investment casting* [12, 22] 21

Tabela 5 – Temperaturas de fusão e amolecimento dos vários cerâmicos [30, 31] 28

Tabela 6 - Propriedades térmicas dos vários cerâmicos [30, 32] 29

Tabela 7 – Solução patenteada por Chen para ligas de TiAl [59] 54

Tabela 8 - Temperaturas de fusão de diversos óxidos para usar como aditivos de sinterização [31] 57

Tabela 9 - Influência dos diferentes aditivos na contração e na densidade relativa para amostras sinterizadas a 1600 °C [63] 57

Tabela 10 - Resistência mecânica para diferentes percentagens de polímeros [46] 61

Tabela 11 – Resultados dos ensaios de permeabilidade realizados por Yuan *et al.* [46] 62

Tabela 12 – Espessura da camada de *facecoat* [46] 62

Tabela 13 - Dados técnicos do sistema LINN-supercast [52] 74

Tabela 14 - Dados técnicos do sistema *Leicomelt 5TP* [52] 78

Tabela 15 - Valores limite Ny para diferentes materiais [83] 80

Tabela 16 - Composição da barbotina AY 1%TiO_2 [84] 83

Tabela 17 - Composição da barbotina AFZrYC [84] 83

Tabela 18 - Composição da barbtina AFAl [84] 84

Tabela 19 - Composição da barbotina SZ [84] 85

Tabela 20 - Composição da barbotina SSF [84] 85

Tabela 21 - Composição das formulações SAZ 15% e 6% 86

Tabela 22 - Caracterização dos ligantes usados no procedimento experimental [3] 86

Tabela 23 - Caracterização das farinhas usadas para as barbotinas de *facecoat* 87

Tabela 24 - Caracterização das farinhas usadas para as barbotinas de *backup* 87

Tabela 25 – Aditivos usados para a mistura das barbotinas 88

Tabela 26 - Caracterização das areias usadas como *stucco* para as camadas de *facecoat* 88

Tabela 27 - Caracterização das areias usadas como *stucco* para as camadas de *backup*.....89

Tabela 28 – Resumo das formulações produzidas.....89

Tabela 29 - Cera usada para os modelos 92

Tabela 30 - Desengordurante Trisol 94

Tabela 31 – Resumo dosprovetes realizados no INEGI em termos de ciclos de descerificação e sinterização 102

Tabela 32 - Friabilidades obtidas com os ensaios para AY 1% TiO_2.....105

Tabela 33 – Variação de friabilidade obtida em relação a 1450 ºC para provetes na formulação AY 1% TiO_2 com e sem infiltração.....106

Tabela 34 - Friabilidades obtidas com os ensaios para AFZrYC 107

Tabela 35 – Variação de friabilidade obtida em relação a 1450 ºC para provetes na formulação AFZrYC com e sem infiltração 108

Tabela 36 - Friabilidades obtidas com os ensaios para AY 2% TiO_2 e AY 3% TiO_2.....110

Tabela 37 – Resumo dos provetes realizados na *Zollern & Comandita* em termos de ciclos de descerificação e sinterização.....112

Tabela 38 – Composição do pré-mergulho aplicado na *Zollern & Comandita*.....113

Tabela 39 - Resultados para os ensaios de friabilidade das formulações existentes na Zollern 113

Tabela 40 – Resultados para os ensaios de friabilidade das formulações de zircão.....116

Tabela 41 – Resultados obtidos para o ensaio de permeabilidade.....121

Tabela 42 – Espeesuras obtidas para a segunda camada de *facecoat* das formulaçãoes SAZ 6 e 15%.....124

Tabela 43 - Composição das solução testada 125

Tabela 44 – Resultados em termos de redução de peso para as peças de teste 127

Tabela 45 - Resultados em termos de espessura para as peças de teste 128

Tabela 46 – Espessura e área superifcial das turbinas *near-net shape* e *net shape* nos modelos CAD.....129

Tabela 47 – Designação dadas às turbinas 130

Tabela 48 - Resultados em termos de peso para as turbinas *near-net shape*.....131

Tabela 49 – Resultados em termos de redução de espessura para as turbinas *near-net shape* 131

Tabela 50 - Valores de rugosidade obtidos para as turbinas maquinadas quimicamente.....133

Tabela 51 - Valores de dureza obtidos no ensaio de microdureza 135

Lista de abreviaturas e siglas

Al – Alumínio

Al_2O_3 – Alumina (óxido de alumínio)

at% - Percentagem atómica

B_2O_3 – Óxido de boro

CaO – Cálcia (óxido de cálcio)

CeO_2 – Céria (óxido de cério)

CETECOF – Unidade de Fundição e Novas Tecnologias

CLA – *Countergravity Low-pressure Air melt*

CLI – *Countergravity Low-pressure Inert gas*

CLV – *Countergravity Low-pressure Vacuum*

DEMec – Departamento de Engenharia Mecânica

FDM – Modelação por extrusão de plástico

HF – Ácido Fluorídrico

HNO_3 – Ácido Nítrico

HV – Dureza Vickers

INEGI – Instituto de Engenharia Mecânica e Gestão Industrial

La_2O_3 – Óxido de lantânio

LOM – Fabricação de objetos por camadas

MgO – Magnésia (óxido de magnésio)

Ni – Níquel

PAM – *Plasma Arc Melting*

SAF – Capacidade de fluxo de ar standard

SiO_2 – Sílica (dióxido de silício)

SL – Estereolitografia

SLS – Sinterização Seletiva por Laser

T_{amb} – Temperatura ambiente

Ti – Titânio

TiAl – Aluminetos de titânio

TiO_2 – Titânia (dióxido de titânio)

V – Vanádio

V_2O_5 – Óxido de vanádio

VAR – *Vacuum Arc Remelting*

VIM – *Vacuum induction melting*

VISM – *Vacuum induction skull Melting*

wt% – Percentagem mássica

YC – Ítria chinesa

Y_2O_3 – Ítria (óxido de ítrio)

YSZ – *Yttria stabilized zircónia*

ZCP – *Zollern & Comandita*

ZrO_2 – Zircónia (óxido de zircónio)

$ZrSiO_4$ – Zircão (silicato de zircónio)

1 Introdução

1.1 Objetivos do trabalho

Esta dissertação foi realizada para a obtenção do grau de mestre em Engenharia Mecânica pela Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, e tem como objetivo principal a otimização do processo de obtenção de peças em aluminetos de titânio por fundição de precisão.

O estudo e desenvolvimento do projeto foram realizados na empresa de acolhimento INEGI, estando o trabalho desenvolvido ligado à empresa *Zollern & Comandita*, com fábrica sediada no concelho da Maia.

Os objetivos gerais desta dissertação podem-se dividir em três pontos, de acordo comas diferentes fases do processo: (i) a melhoria de formulações para as carapaças cerâmicas em termos de friabilidade e permeabilidade; (ii) a validação do processo de maquinagem química para aluminetos de titânio; (iii) o projeto de uma adaptação de um sistema de centrifugação ao forno do INEGI.

1.2 Apresentação da empresa INEGI

A empresa de acolhimento, onde foi realizada esta dissertação de mestrado, designa-se por INEGI. O INEGI – Instituto de Engenharia Mecânica e Gestão Industrial, é uma instituição sem fins lucrativos, que promove a interface entre a Indústria e a Universidade, auxiliando a transferência de tecnologia e de inovação de base tecnológica, orientada para o desenvolvimento económico.

O INEGI nasceu no seio do Departamento de Engenharia Mecânica e Gestão Industrial (DEMEGI, agora DEMec) da Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto (FEUP) em 1986. Nos últimos 25 anos, tem desenvolvido e consolidado uma posição de parceiro da indústria em projetos de ID&I, representando estes projetos, a par da consultoria, cerca de 60% da sua atividade.

Com o estatuto de "Utilidade Pública" e com a figura jurídica de "Associação Privada sem Fins Lucrativos", o INEGI intitula-se como um agente responsável no desenvolvimento do tecido empresarial nacional, auxiliando o desenvolvimento e consolidação de um modelo competitivo baseado na inovação de base tecnológica, no conhecimento e na densidade tecnológica dos produtos e dos processos.

A sua missão é a de contribuir para o aumento da competitividade da indústria, com recurso à investigação e desenvolvimento, transferência de tecnologia, demonstração e formação nas áreas de concepção e projeto, materiais, ambiente, gestão industrial, produção, energia e manutenção.

1.3 Enquadramento da dissertação na empresa INEGI

Ao longo dos últimos anos, o INEGI em parceira com a *Zollern & Comandita têm* trabalhado em conjunto no sentido de melhorar a obtenção de peças pelo processo de fundição de precisão (*investment casting*). Atualmente encontra-se completamente estabelecido o processo de obtenção de peças em ligas de titânio e aluminetos de titânio por *investment casting,* tanto a nível das matérias-primas a utilizar, como dos procedimentos para cada passo do processo.

A utilização de carapaças cerâmicas com alto ponto de fusão para vazamento de ligas de titânio e aluminetos de titânio é comum na empresa. No entanto, a utilização destas mesmas carapaças cerâmicas carrega custos de produção elevados. A necessidade de reduzir os custos do processo nas etapas de descerificação e sinterização das carapaças cerâmicas tem sido nos últimos tempos objeto de discussão.

Com a utilização de formulações mais reativas surgiu a necessidade de validar o processo de maquinagem química para peças em aluminetos de titânio. Este processo também se torna útil para um processo de acabamento para turbinas com uma espessura mais elevada.

A integração de um sistema de centrifugação para vazamento no forno de indução existente no INEGI é um projeto há muito planeado. Contudo, não houve ainda nenhum estudo acerca desse mesmo tema.

Foram nos contextos acima apresentados que, em colaboração com a *Zollern & Comandita,* que esta tese de mestrado surgiu. Havendo já inúmeras dissertações realizadas no INEGI sobre o processo de fundição e os aluminetos de titânio, esta tese apenas trata no geral estes temas, comprometendo-se assim a abordar temas ainda não explorados. Para tal, esta tese está integrada em dois programas, SAESCTN-PII&DT/1/2011 cofinanciado pelo Programa Operacional Regional do Norte (ON.2 - O Novo Norte), através do Quadro de Referência Estratégico Nacional (QREN), pelo Fundo Europeu de Desenvolvimento Regional (FEDER) e HYEPRTURB cofinanciado pela Agência de Inovação (ADI), através do Quadro de Referência Estratégico Nacional (QREN),

1.4 Organização e temas abordados no presente relatório

O presente documento encontra-se dividido em três partes distintas, mais concretamente a revisão bibliográfica, o trabalho experimental e as conclusões e trabalhos futuros.

A revisão bibliográfica foi estruturada de acordo com a sequência de obtenção de peças por *investment casting,* sendo primeiro referido o tipo de metal utilizado, e de seguida a descrição do processo de *investment casting,* desde a obtenção dos modelos em cera até ao vazamento do metal nas carapaças. Posteriormente é apresentado com maior pormenor o problema da

reatividade entre os refratários e as ligas de titânio e aluminetos de titânio. É realizada uma descrição da utilização de aditivos nas formulações das carapaças, com vista a melhorar as suas propriedades.

No trabalho experimental são expostos não só os procedimentos adotados para a realização do procedimento experimental mas também as matérias-primas necessárias para a realização deste. Os resultados obtidos para os ensaios realizados também se encontram aqui presentes.

Nas conclusões e trabalhos futuros, compilaram-se todas as conclusões preliminares e definiram-se trabalhos futuros com base nesta dissertação para maior exploração dos temas aqui tratados.

2 Revisão bibliográfica

2.1 Aluminetos de titânio

Os aluminetos de titânio são ligas intermetálicas, formadas por dois metais, com estruturas cristalinas distintas dos elementos que as compõem. Estes foram descobertos no inicio dos anos 50 e depressa foram considerados como um dos materiais com maior potencial para as mais diversas áreas. Nos últimos anos tem havido um maior desenvolvimento que teve como base a necessidade de materiais mais leves e com melhores propriedades mecânicas.

Este grande interesse deve-se ao facto de as ligas TiAl apresentarem:

- Elevado ponto de fusão (1470 °C)
- Baixa massa volúmica (entre 3,7 a 3,9 g/cm^3), cerca de metade das ligas de níquel;
- Alta rigidez e resistência mecânica específica;
- Boa resistência à corrosão, oxidação e fluência.

No entanto, também apresentam algumas desvantagens como:

- Baixa ductilidade à temperatura ambiente;
- Baixa resistência à fractura [1].

2.1.1 Aplicações das ligas TiAl

As ligas TiAl têm sido aplicadas em diversas áreas da indústria automóvel e aeroespacial. Com a necessidade de baixar os consumos e emissões poluentes, o uso de sistemas *turbo* tem sido uma solução recorrente na indústria automóvel.

Um exemplo da aplicação das ligas TiAl na indústria automóvel são as turbinas que se usam nos motores de combustão interna. O seu uso permite uma diminuição ainda maior do consumo e um aumento da performance de combustível devido à redução da massa quando comparada com as turbinas convencionais. Um grande problema dos motores com as turbinas convencionais é o chamado *turbo lag*, este problema consiste numa fraca resposta do motor a rotações mais baixas. A incorporação das turbinas em TiAl permitiu que a resposta fosse melhorada, disponibilizando assim um maior binário a baixas rotações [2], como se pode observar na Figura 1.

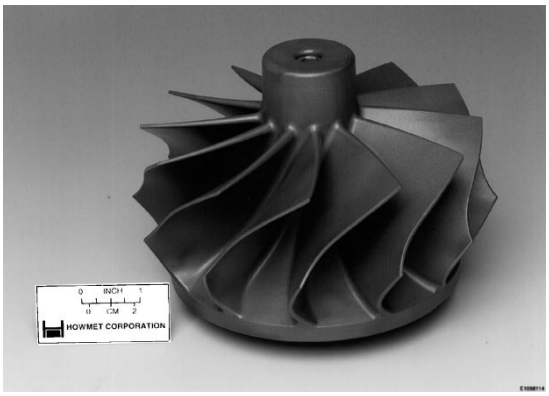


Figura 1 - Exemplo de uma turbina usada nos turbocompressores para motores de combustão interna, produzida pela *Howmet Corporation* [3]

Um outro exemplo apresentado na Figura 2, este da indústria aeronáutica, é o motor *Genx-1B* primeiro motor do mundo a ter como material o TiAl, produzido pela *General Electric*, onde as pás da turbina nos andares de baixa pressão são fabricadas com recursos às ligas de TiAl [4].

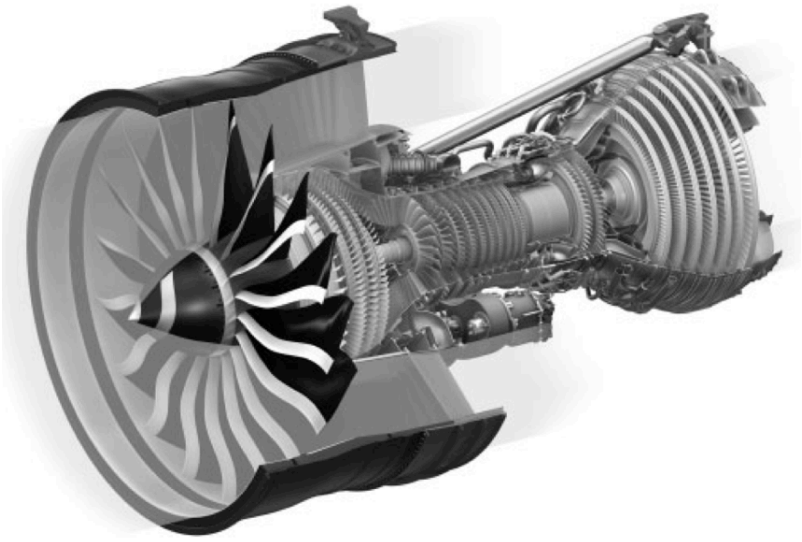


Figura 2 – Motor *Genx-1B* [5]

2.1.2 Diagrama de equilíbrio Ti-Al

Nas últimas duas décadas houve um grande esforço empírico e de modelação termodinâmica a fim de se estabelecer o diagrama de equilíbrio binário Ti-Al. Contudo, existe ainda alguma discrepância nos modelos apresentados por vários autores. Isto deve-se, em parte, aos distintos níveis de pureza nas ligas mãe utilizadas nos estudos realizados.

Na Figura 3 está presente um diagrama de equilíbrio das principais ligas TiAl que têm sido alvo de investigação. Entre as linhas a vermelho no diagrama estão presentes os teores de alumínio habitualmente usados industrialmente; estas linhas delimitam um intervalo entre os 20 e os 66%.

Neste intervalo estão presentes as seguintes fases [6]:

- Fase líquida;
- Fase α (Ti);
- Fase β (Ti);
- Ti_3Al (α_2) – 20 – 38at.% Al;
- TiAl (γ) – 46 – 66at.% Al.

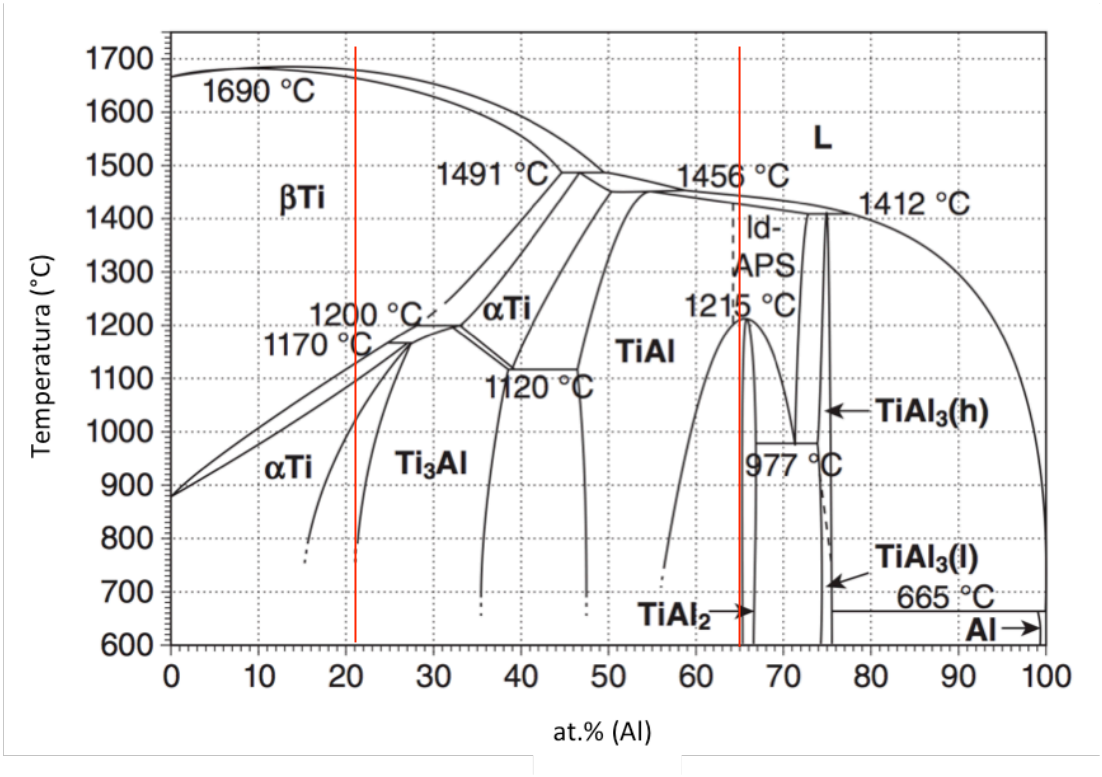


Figura 3 - Diagrama de equilíbrio Ti-Al [5]

Das fases anteriormente apresentadas, apenas α_2 e γ serão objeto de estudo, pois são as fases das ligas de TiAl com mais aplicação em termos de engenharia.

Tabela 1 - Vantagens e desvantagens das ligas TiAl da fase α_2 e γ [7]

	Vantagens	**Desvantagens**
α_2 (20 - 39at.% Al)	Boa resistência mecânica a altas temperaturas	Muito baixa ductilidade
		Alta absorção de O e H provocando fragilidade a altas temperaturas
γ (46 - 66at.% Al)	Excelente resistência à oxidação	Ductilidade praticamente nula à temperatura ambiente mesmo com a adição de elementos de liga
	Absorção de H muito baixa	

A investigação realizada tem apresentado como objectivo o de aliar as vantagens de cada uma das fases α_2 e γ. As ligas bifásicas (γ – TiAl + α_2-Ti_3Al) são as ligas mais utilizadas de aluminetos de titânio. Estas ligas são designadas, habitualmente, apenas por γ – TiAl. A percentagem de alumínio abrange um intervalo de 37 a 49%. Caracterizam-se por propriedades mecânicas muito sensíveis à microestrutura, tamanho de grão e elementos de liga [8].

2.1.2.1 Influência dos elementos de liga

Os elementos de liga são responsáveis por diversas propriedades mecânicas das ligas de TiAl. Segundo a equação seguinte as ligas bifásicas de TiAl podem conter os seguintes elementos:

$$\mathrm{Ti-Al\ (45-48)\ \%\ at.-X\ (1-3)\ \%\ at.-Y(2-5)\ \%\ at.-Z(<1)\ \%\ at}$$

onde X, Y e Z designam elementos de liga: X= Cr, Mn ou V; Y= Nb, Ta, W ou Mo; Z= Si, B ou C.

Os elementos de liga como o crómio, vanádio, ou manganês permitem valores de ductilidade distintos. Na Figura 4 pode-se verificar a evolução da ductilidade consoante os elementos de liga e percentagem de alumínio presente na liga.

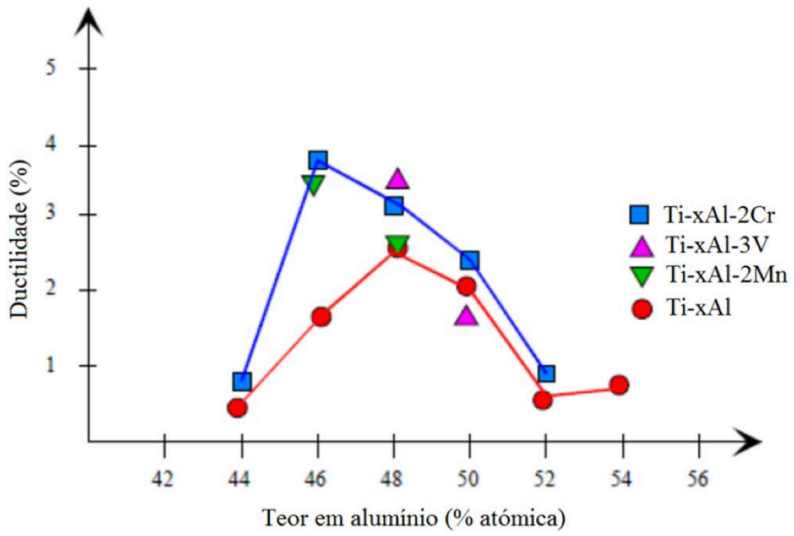


Figura 4 - Evolução da ductilidade à temperatura ambiente de diversas ligas γ-TiAl em função do teor em alumínio [3]

É de realçar que apesar da ductilidade das ligas de fase α_2 ser fraca, é possível atingir ductilidades próximas das ligas γ – TiAl com a adição de grandes teores de Nb (>10%) [5-7]. As ligas mais utilizadas são a Ti-24Al-11Nb e Ti-25Al-10Nb-3V-1Mo [7]. Porém, tais ligas não se têm mostrado de grande interesse uma vez que as densidades se aproximam das superligas de níquel. Na Figura 5 está presente um diagrama de equilíbrio ternário para Ti-Al-Nb, com as diferentes fases.

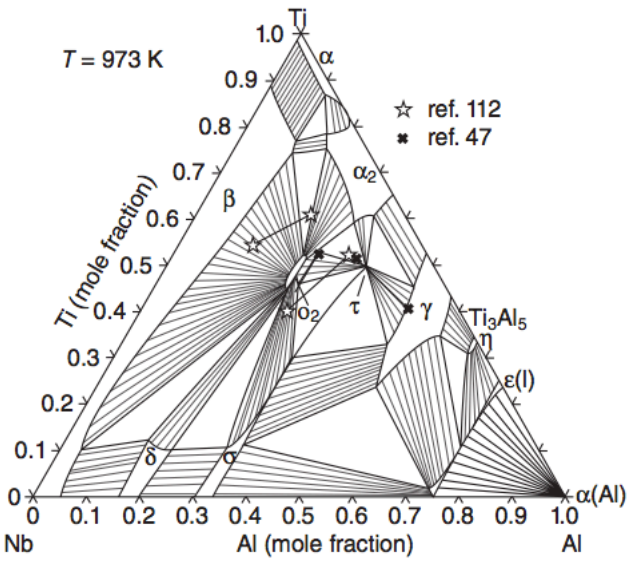


Figura 5 – Diagrama de equilibrio ternario para Ti-Al-Nb [5]

2.1.3 Caracterização das ligas TiAl e comparação com outras ligas intermetálicas

No campo dos materiais intermetálicos, existem três principais compostos que se destacam em aplicações de engenharia: aluminetos de níquel, aluminetos de ferro e aluminetos de titânio [4]. Estas ligas têm tido como principal objectivo substituir as superligas de níquel e ligas de titânio atualmente utilizadas, sendo que os aluminetos de titânio têm-se mostrado como os mais interessantes. A Figura 6 e a Figura 7 apresentam o módulo de Young em função da tensão limite de elasticidade e tenacidade à fratura, respetivamente. Na primeira pode-se constatar que as ligas TiAl apresentam propriedades bastante próximas dos aços e ligas de níquel. Na segunda é possível integrar as ligas TiAl ao mesmo nível que os ferros fundidos e aluminetos de níquel.

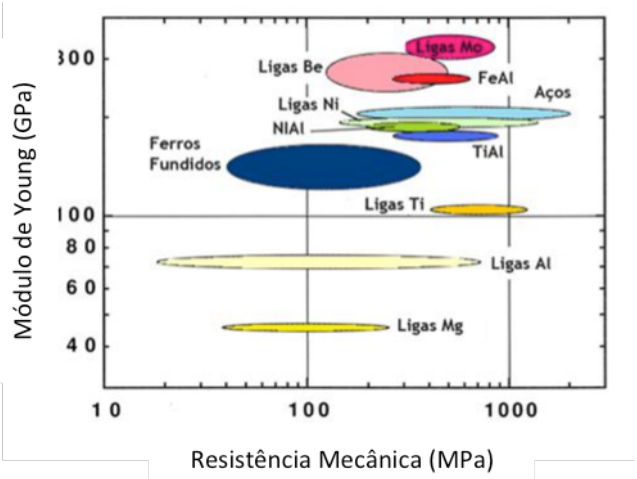


Figura 6 - Comparação do módulo de Young à temperatura ambiente com a resistência mecânica para várias ligas metálicas e intermetálicas [9]

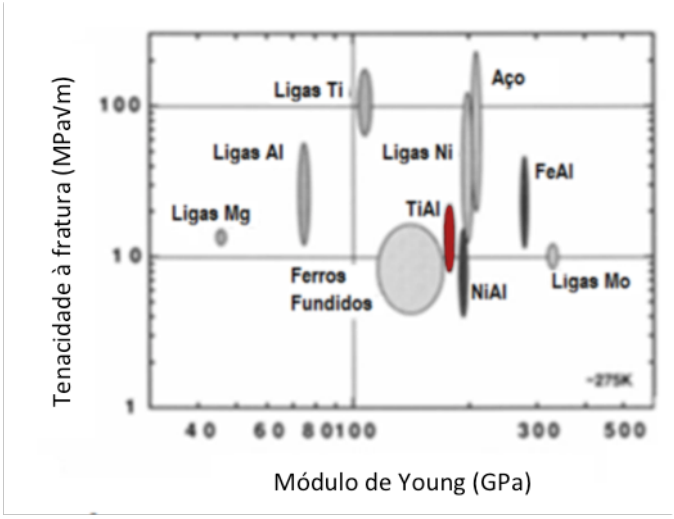


Figura 7 - Comparação do módulo de Young à temperatura ambiente com a tenacidade à fratura para várias ligas metálicas e intermetálicas e materiais cerâmicos [4]

Na Figura 8, fazendo uma análise cruzada da tenacidade à fratura e densidade pode-se concluir que, no que diz respeito a aplicações em que a densidade do material a utilizar é um factor importante a ter em conta, as ligas TiAl apresentam propriedades muito interessantes. Possuem uma relação módulo de Young/densidade melhor do que as ligas de níquel e de titânio.

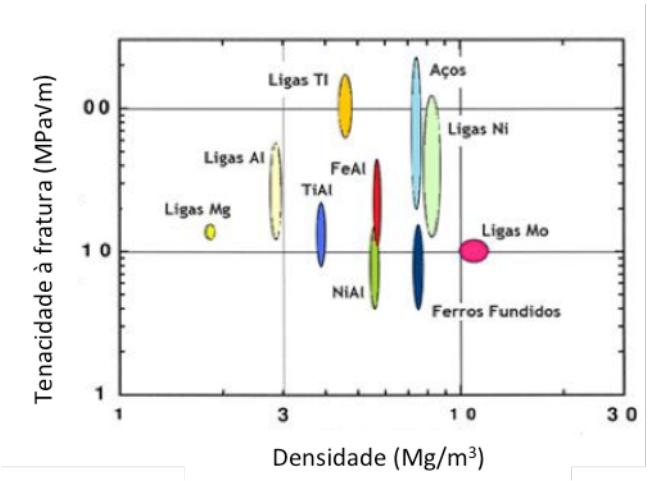


Figura 8 - Comparação da tenacidade à fratura com a densidade de várias ligas metálicas e intermetálicas [9]

Se as propriedades mecânicas acima referidas forem analisadas em termos específicos da densidade, a relevância dos aluminetos de titânio em aplicações de engenharia estruturais, em que é necessário construir componentes com um peso reduzido, como se referiu anteriormente, é mais perceptível. Na Figura 9, as ligas TiAl apresentam um modulo de Young específico superior às ligas de níquel e titânio. No entanto, a sua resistência especifica é semelhante a essas mesmas ligas. Apenas as ligas de berílio apresentam valores de módulo de Young específico superior.

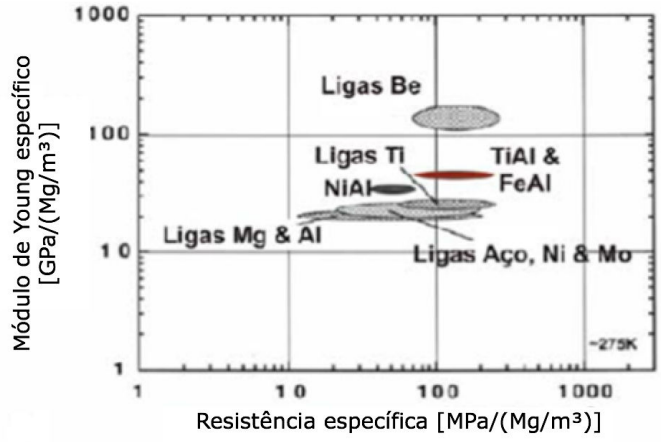


Figura 9 - Comparação do módulo de Young específico e resistência mecânica específica para várias ligas metálicas e intermetálicas [4]

Outra propriedade que justifica os custos adicionais inerentes à eventual utilização das ligas de TiAl face às ligas convencionalmente utilizadas é a temperatura máxima de serviço que apresentam e a inferior degradação das propriedades mecânicas sofrida com o aumento da temperatura. A Figura 10 mostra a superioridade da resistência mecânica específica dos aluminetos de titânio face às ligas de titânio e superligas de níquel para temperaturas superiores a sensivelmente 230 °C. Pode-se concluir também que só os monocristais de superligas de níquel e materiais refractários possuem uma gama de temperaturas máximas de serviço superiores mas, por outro lado, possuem uma resistência mecânica específica inferior.

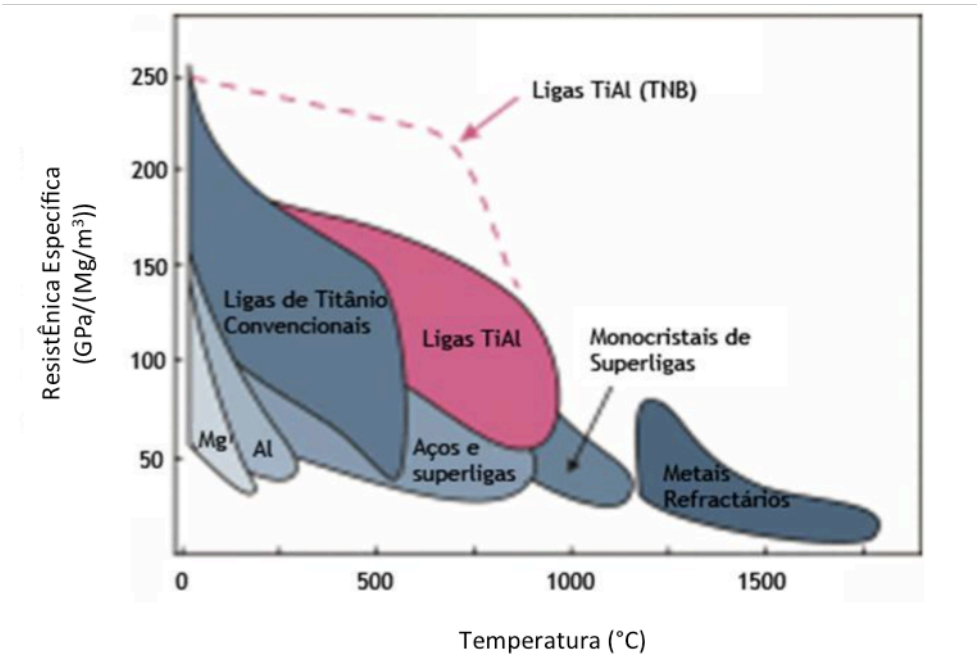


Figura 10 - Resistência mecânica específica em função da temperatura de serviço para várias ligas metálicas e intermetálicas e materiais refractários [9]

O tamanho de grão tem grande influência nas propriedades mecânicas como a resistência mecânica e ductilidade. Porém, a última é também condicionada pelos seguintes factores: [6, 7]

- Presença da estrutura lamelar;
- Distância entre lamelas;
- Mudanças de dimensões na matriz cristalográfica;
- Concentração de impurezas.

A resistência à fluência é tanto maior quanto menor o tamanho de grão e maior a presença de alumínio na composição da liga, sendo por isso benéfica uma maior concentração da fase α_2. Esta é uma das vantagens dos aluminetos de titânio em relação às ligas de níquel e titânio, apresentando propriedades de fluência superiores para temperaturas acima dos 1270°C [4].

Como dito anteriormente, a maior parte das propriedades mecânicas das ligas de TiAl, quando ajustadas em termos de densidade, são equivalentes ou superiores às principais ligas utilizadas em aplicações estruturais. Porém, é necessário encontrar soluções para a fraca tenacidade à fratura. Na Figura 11 pode-se observar uma comparação geral das ligas TiAl com diversas ligas metálicas.

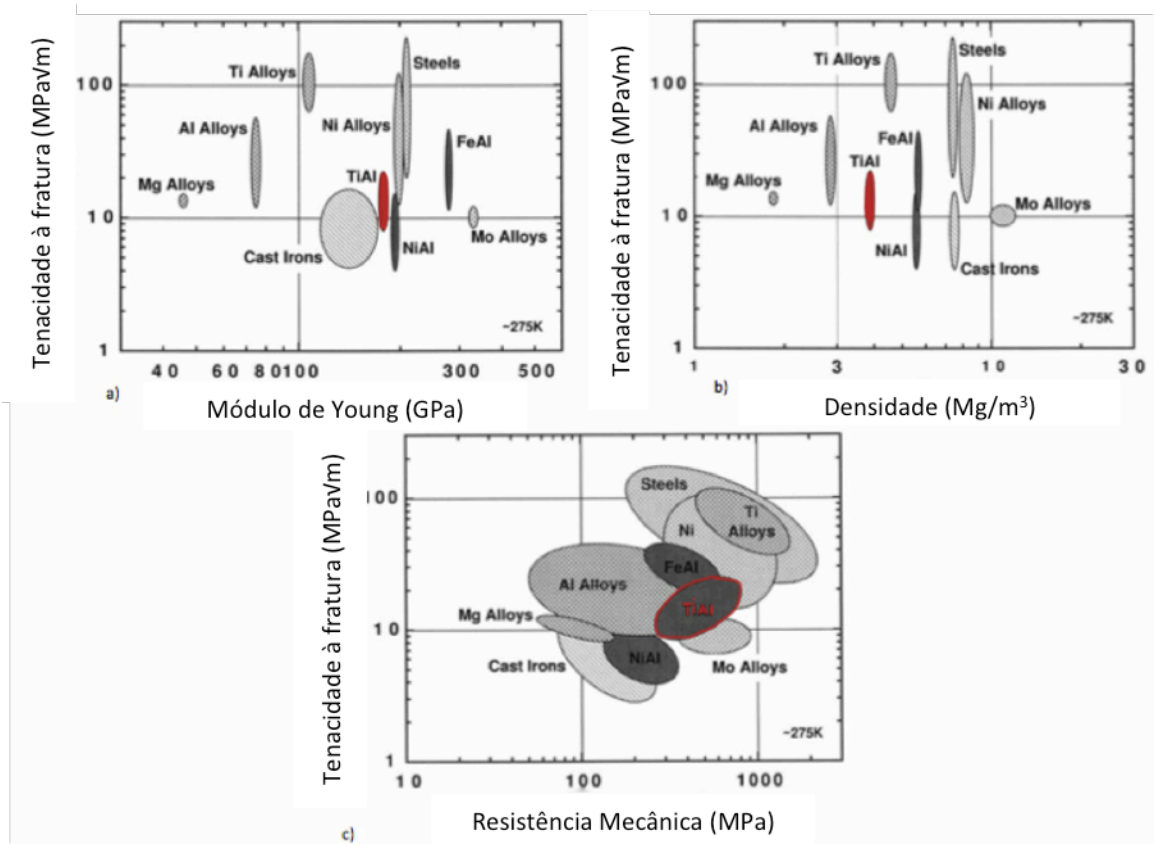


Figura 11 - Comparação entre os aluminetos de titânio e outras ligas metálicas a) Tenacidade à fratura vs módulo de Young, b) Tenacidade à fratura vs densidade, c) Tenacidade à fratura vs resistência mecânica [4]

Contudo, é atualmente aceite que o limite inferior de tenacidade à fratura necessária para a maioria das aplicações das ligas estruturais seja de aproximadamente 20 MPa.m$^{1/2}$ [4], valor

atingido pelas ligas TiAl, mostrando uma maior viabilidade de utilização que os aluminetos de níquel.

2.1.4 Resumo das propriedades das ligas de TiAl

A investigação na área da formulação de ligas TiAl tem sido muito extensa nos últimos anos, tendo-se criado inúmeras ligas distintas. Porém, destacam-se quatro ligas bifásicas com excelentes propriedades mecânicas a altas temperaturas, presentes na Tabela 2.

Tabela 2 - Principais ligas TiAl [7]

Fabricante	**Nome da liga**	**Composição química**	**Vantagens da liga**
General Electric (EUA)	48-2-2	Ti–48Al–2Cr–2Nb	Ductilidade, resistência à fractura e oxidação
Plansee (Áustria)	γ-MET	Ti–45Al–(5–10)Nb	Resistência mecânica a altas temperaturas e resistência à oxidação, fadiga e fluência
GKSS (Alemanha)	TNB	Ti–(45–47)Al–10Nb	Resistência mecânica a altas temperaturas e resistência à oxidação e fluência
MartaMarietta Laboratories (EUA)	XDTM TiAl	Ti–45Al–2Mn–2Nb–0.8B	Resistência mecânica a altas temperaturas, ductilidade, rigidez e resistência à fluência e oxidação

A Tabela 3 apresenta um resumo de propriedades utilizando as varias fontes bibliográficas encontradas.

Tabela 3 - Comparação entre diferentes ligas com as ligas de TiAl. *adaptado de documento fornecido por Prof. Dr. Florian Pyczak (Head of Department of Metal Physics in GKSS)

	Ti	**Superligas Ni**	**γ-TiAl**
Densidade [g/cm3]	4,5[1]	8,3[1]	3,7-3,9[8]
Ponto de fusão [°C]	1600[1]	1400[1]	1460[1]
Coef. Poisson	0,361[10]	0,29[11]	0,27[11]
Módulo de Young à T_{amb} [GPa]	96 – 110[1]	206[1]	173,59*
Tensão limite de elasticidade [MPa]	380 – 1150[1]	800 – 1200[1]	400 – 650[1]
Tensão de Rotura [MPa]	480 – 1200[1]	1250 – 1450[1]	450 – 800[1]
Ductilidade à T_{amb} [%]	10 – 25[1]	15[8]	1 – 5[1]
Ductilidade a altas temperaturas [%]	12 – 50[1]	8 – 125[1]	10 – 60[1]
Dureza [HV]	125 - 135[10]	200 - 600[12]	180 - 450[12]
Temperatura Limite de Fluência [°C]	538 – 600[1]	1090 – 1095[8]	1000 – 1038[8]
Resistência à oxidação [°C]	539 – 600[1]	1090 – 1095[8]	900 - 1038[8]
Coef. Exp. Térmica [$*10^{-6}K^{-1}$]	8,41[10]	9 - 13,5[12]	9*
Condutividade térmica [W/mK]	11,4[10]	11[12]	22*
Custo [€/kg]	~20[13]	~32[8]	~200

2.2 Fundição de precisão

A fundição de precisão, também conhecida como fundição por cera perdida ou, em inglês, como *investment casting,* é um processo de fabrico que permite a obtenção de peças complexas e de difícil maquinagem. Este processo de fundição proporciona elevados padrões de precisão dimensional, excelente acabamento final, elevada flexibilidade no desenho da peça e é aplicável a ligas de qualquer composição.

2.2.1 História da fundição de precisão

A origem do processo de fundição em modelos de cera perdida tem data e local incertos. O texto conhecido mais antigo que descreve o processo foi escrito pelo monge Theophilius Presbítero em 1100 D.C. [14].

As peças mais antigas eram maciças, enquanto as relativamente mais recentes já apresentavam partes ocas e paredes bastante finas. Eram quase sempre decorativas ou ornamentais. Este processo foi muito usado pelos egípcios, chineses e gregos, em que o modelo era esculpido diretamente na cera, coberto por um material refractário e depois aquecido até que a cera fundisse e saísse do interior deixando uma cavidade ou negativo da peça a produzir, onde de seguida se vazava o material líquido. A Figura 12 mostra um exemplo da aplicação do *investment casting* em lanças medievais.

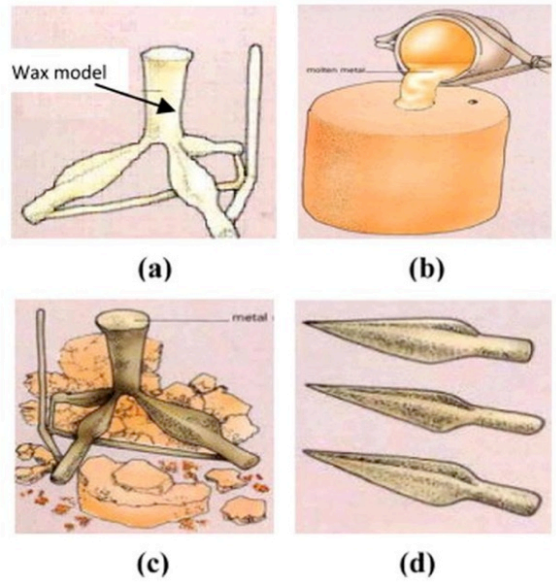


Figura 12 - a) Produção do cacho de cera, (b) Vazamento do metal, (c) Solidificação do metal e destruição do molde, (d) Peças terminadas [15]

O processo foi evoluindo ao longo dos séculos, sendo que no final do século XIX surgem as primeiras aplicações americanas do processo para o fabrico de instrumentos de estomatologia. A chegada da Segunda Guerra Mundial levou à necessidade de produzir componentes de elevada precisão dimensional e grande resistência mecânica em ligas de difícil maquinagem e forjamento, o que incentivou a utilização e desenvolvimento da fundição de precisão [14].

2.2.2 Aplicações

O processo de fundição de precisão tem atualmente grande importância na indústria aerospacial, como por exemplo, para o fabrico de pás de turbinas ou turbocompressores, devido à qualidade final requerida para as peças. Outras aplicações incluem também:

- Componentes automóveis;
- Bicicletas e motociclos;
- Odontologia;
- Próteses ortopédicas;
- Armas;
- Ferramentas e componentes de máquinas;
- Peças de joalharia.

Este processo também é muitas vezes usado como utensílio no desenvolvimento de peças que normalmente podem ser realizadas noutro tipo de fundição, mas devido ao alto custo dos moldes, é realizado pelo processo de fundição de precisão, isto se as séries a produzir forem reduzidas.

2.2.3 Descrição do Processo

O processo de fundição de precisão pode ser realizado segundo o método direto ou indireto. O método direto consiste na utilização direta do modelo sem recurso a uma moldação prévia. Este modelo pode ser em cera, madeira ou qualquer material que tenha baixo ponto de fusão e fácil remoção. Já o método indireto apresenta as seguintes fases, também apresentadas na Figura 13:

1. Criação de um modelo para a obtenção do molde mestre principal. Este modelo pode ser metálico ou mesmo em madeira. Pode também ser em silicone, se este for para pré-séries ou séries muito curtas. O modelo também pode ser obtido por fabrico aditivo. No fabrico do modelo já está assegurada a contração da cera e do metal;
2. Obtenção do molde para injeção da cera com a forma final da peça juntamente com a zona de ataque, com a devida compensação da contração tanto da cera como a do metal. O molde é normalmente em alumínio porque é leve, fácil de maquinar e bom condutor térmico (dispensa canais de arrefecimento). Aços de ferramenta podem ser utilizados para séries de produção muito elevadas. O silicone também é utilizado para a produção de protótipos ou pré-séries.
3. No molde obtido injeta-se a cera fundida de maneira a obter o modelo em cera. Após o seu arrefecimento, o modelo em cera é retirado do molde.
4. De seguida, o modelo em cera é colocado num cacho com os outros modelos da mesma peça e o sistema de alimentação e gitagem respetivos;
5. Cobre-se o cacho com um revestimento constituído por várias camadas de barbotina e pós refractários, obtendo-se assim uma carapaça que envolve todo o cacho. O processo consiste na imersão do cacho num banho de barbotina e na posterior pulverização

com partículas cerâmicas. Este processo repete-se até se obter uma espessura pretendida que seja capaz de suportar as pressões da expansão da cera no momento da sua remoção e mais tarde, as pressões metaloestáticas do vazamento;

6. A carapaça é aquecida a temperaturas que causam a liquidificação da cera, permitindo que esta saia da carapaça e deixando um espécie de "negativo" no interior da carapaça;
7. A carapaça é sinterizada para que esta apresente melhores propriedades para o vazamento do metal, este processo também serve para queimar cera residual presente no interior da carapaça;
8. A carapaça é pré-aquecida a uma temperatura suficientemente alta para prevenir o choque térmico da interface carapaça/metal fundido;
9. O metal é vazado na carapaça de maneira a preencher todo o interior da carapaça;
10. Quebra da carapaça depois da solidificação do metal, normalmente feita através de um martelo vibratório, conhecida por *Knock Out.* Em peças de forma mais complexa é difícil retirar completamente a carapaça, como tal procede-se também a uma operação de granalhagem;
11. Corte dos gitos e sistema de alimentação;
12. Se necessário as peças são submetidas a operações de maquinagem, podendo ser por maquinagem convencional ou química.

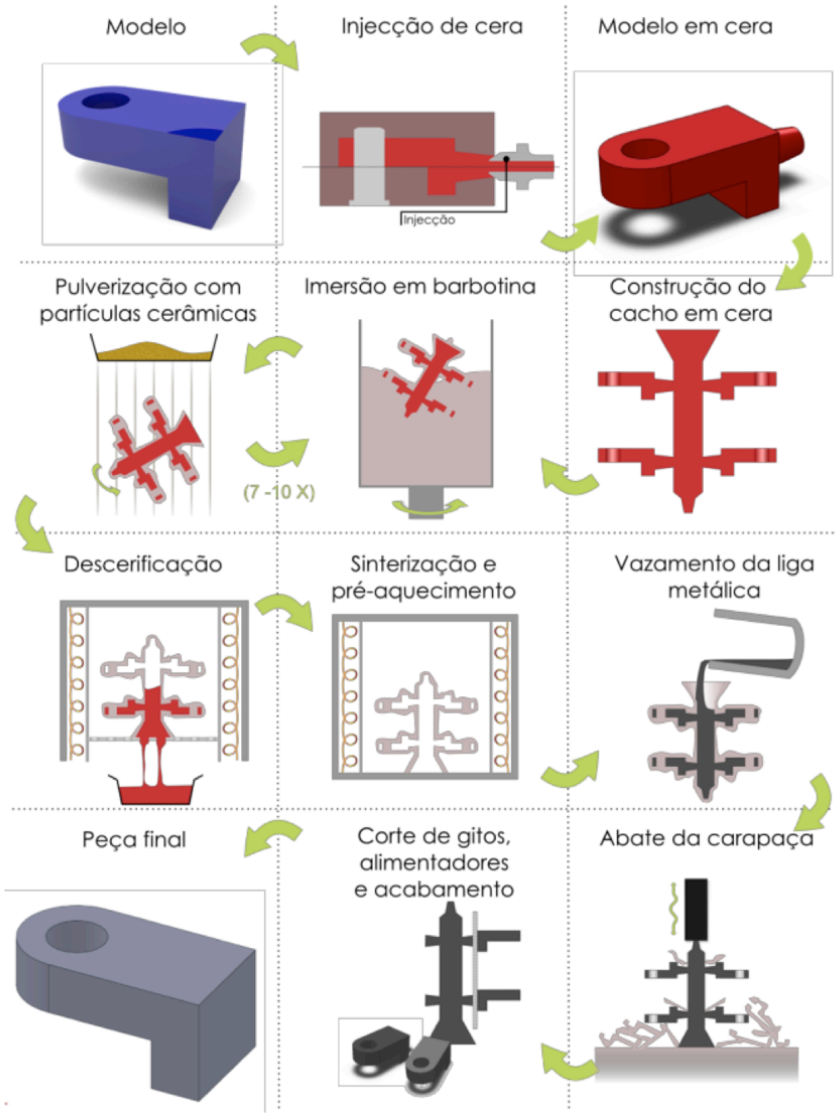


Figura 13 - Diagrama do processo de fundição por cera perdida [12]

2.2.4 Vantagens e desvantagens do processo

As principais vantagens da fundição de precisão são:

- Larga gama de ligas metálicas passíveis de se utilizar no vazamento;
- Complexidade elevada da peça, sendo o único factor limitativo do processo a produção do macho cerâmico. Assim, evita-se a produção de peças em partes separadas, fazendo–se a produção integral da peça a um custo mais baixo, com precisões dimensionais mais elevadas e com uma funcionalidade melhorada;
- Capacidade de obter formas *near net-shape* ou *net-shape*, devido à ausência de linhas de partição, o que permite a eliminação e/ou diminuição de operações de acabamento;
- Possibilidade de recurso ao fabrico aditivo permitindo uma avaliação rápida dos modelos produzidos em pré-série [16];
- Excelentes propriedades mecânicas das peças obtidas [17].

As principais desvantagens são:

- Processo que demora vários dias desde a criação do modelo até à obtenção da peça final;
- Impossibilidade de reutilizar as carapaças num segundo vazamento;
- Processo dispendioso devido à mão-de-obra necessária na criação dos modelos e carapaças;
- Tamanho das peças é limitado [18].

Os principais defeitos possíveis de se obter com a fundição de precisão são os seguintes (ver Figura 14) [19]:

- Macroporosidades das peças; este defeito pode ser resultado de uma fraca permeabilidade das carapaças ou a impurezas no interior das carapaças;
- Inclusões que podem ser originadas devido à existência de partículas cerâmicas no interior das carapaças e da criação de um sistema de gitagem deficiente;
- Enchimentos incompletos que podem ser motivados por uma falta de fluidez do metal e/ou um vazamento com uma velocidade de enchimento demasiado baixa.

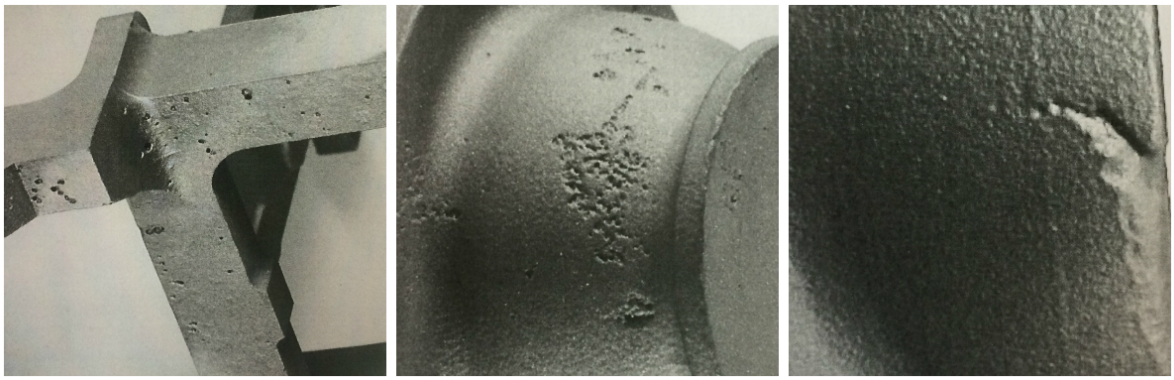


Figura 14 - Principais defeitos existentes no processo de fundição por cera perdida a) Macroporosidades, b) Inclusões, c) Enchimentos incompletos [19]

2.3 Fabrico dos modelos perdidos

Os modelos são tradicionalmente produzidos por injeção de material. Os materiais frequentemente utilizados para o fabrico destes modelos perdidos são a cera e os plásticos [20]. Em séries mais pequenas a injeção pode ser manual, enquanto que para séries mais elevadas a injeção é assegurada por maquinas automáticas. Porém, para uma fase inicial de um projecto o modelo pode ser produzido com recurso ao fabrico aditivo [17].

Na construção do molde para o modelo perdido é preciso ter em conta diversos factores, como a contração da cera no arrefecimento após injeção e a contração do metal durante a sua solidificação.

2.3.1 Tipo de cera usada nos modelos

As ceras devem ter as seguintes características para que sejam passíveis de serem utilizadas: [15]

- Uma expansão térmica o mais baixa possível, para que seja possível obter uma forma com uma excelente precisão dimensional;
- O seu ponto de fusão não deve ser muito elevado, de maneira a prevenir distorções e cavitações à superfície;
- Uma resistência à fratura à temperatura ambiente suficientemente alta para que seja possível manusear o modelo sem que haja a criação de danos;
- A sua superfície deve ser lisa para que que a peça metálica obtida também tenha uma superfície semelhante;
- A sua viscosidade deve ser baixa para que quando a cera fundida é injetada no molde, esta consiga preencher todos vazios do molde;
- Após a solidificação do modelo, a sua extração do molde deve ser rápida e fácil;
- O seu conteúdo de cinzas deve ser baixo após a combustão que ocorre na descerificação, para que não deixe resíduos dentro da carapaça cerâmica;

Os sistemas de gitagem também são em cera. No entanto, é de grande interesse que a cera do modelo tenha uma temperatura de fusão superior à da cera dos gitos, pois assim, no processo de descerificação, garante-se mais espaço para a expansão térmica da cera do modelo sem fraturar a carapaça.

2.3.1.1 Contração da cera

No arrefecimento da cera após a sua injeção, a cera contrai diminuindo assim o volume do modelo injetado. É por esta razão que é necessário que a cera tenha uma expansão térmica baixa. A contração da cera pode ser linear, não uniforme ou uma combinação dos dois. Grande parte da contração não ocorre imediatamente a seguir à injeção, mas sim nas 24 horas seguintes.

2.3.2 Fabrico aditivo

A fundição por cera perdida apresenta elevados custos de ferramentas para a produção dos modelos em cera. Como tal, o fabrico aditivo é ideal para a fase inicial de um projecto (protótipo) e/ou também na fase de mudança de design de uma peça.

Com o fabrico aditivo é possível criar modelos sem a necessidade de moldes, diretamente a partir do desenho CAD 3D. As etapas do fabrico aditivo, do ficheiro CAD 3D até à obtenção do protótipo, estão presentes na figura seguinte. Alguns exemplos de tecnologias de fabrico aditivo usados em *investment casting* estão apresentados na Tabela 4.

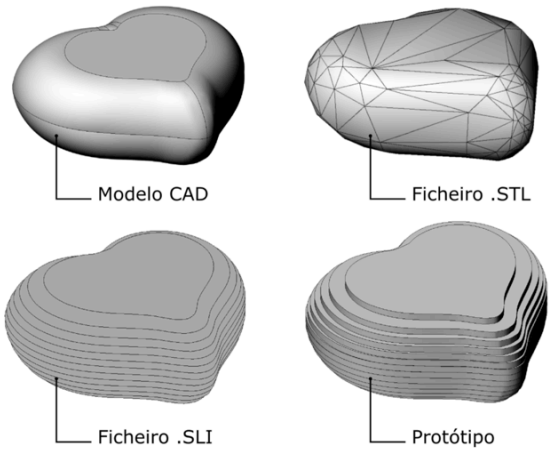


Figura 15 - Etapas do processo de obtenção do protótipo [21]

Tabela 4 - Exemplos de tecnologias de fabrico aditivo em *investment casting* [12, 22]

Processo	Estado físico do material base	Materiais usados	Outros aspetos
SL - Estereolitografia	Líquido	Resina epoxídica	*Quick Cast* reduz quantidade de resina usada, logo eliminação do modelo é mais fácil
LOM – Fabricação de objetos por camadas	Sólido	Papel impregnado com cola termoplástica	Está em desuso Usado pelo método direto causa problemas na eliminação do modelo na carapaça
FDM – Modelação por extrusão de plástico	Sólido	Policarbonato, ABS Ceras	Para *investment casting* usa-se maioritariamente a cera
SLS – Sinterização Seletiva por Laser	Sólido	Nylon, Poliestireno Compósitos de matriz polimérica	-
Thermojet	Sólido	Cera	Similar à Estereolitografia, necessita de suportes para peças em balanço

Existem dois métodos distintos de fabrico aditivo, o método direto e o método indireto, como se pode ver na Figura 16. O método direto traz vantagens em termos de celeridade pois o revestimento cerâmico da carapaça é feito diretamente no protótipo, enquanto que, no método indireto, realiza-se a construção do molde com recurso ao protótipo. No entanto, a escolha destes métodos está diretamente relacionada com o volume de peças produzidas, um maior volume de produção é naturalmente menos dispendioso quando se utiliza o método indireto.

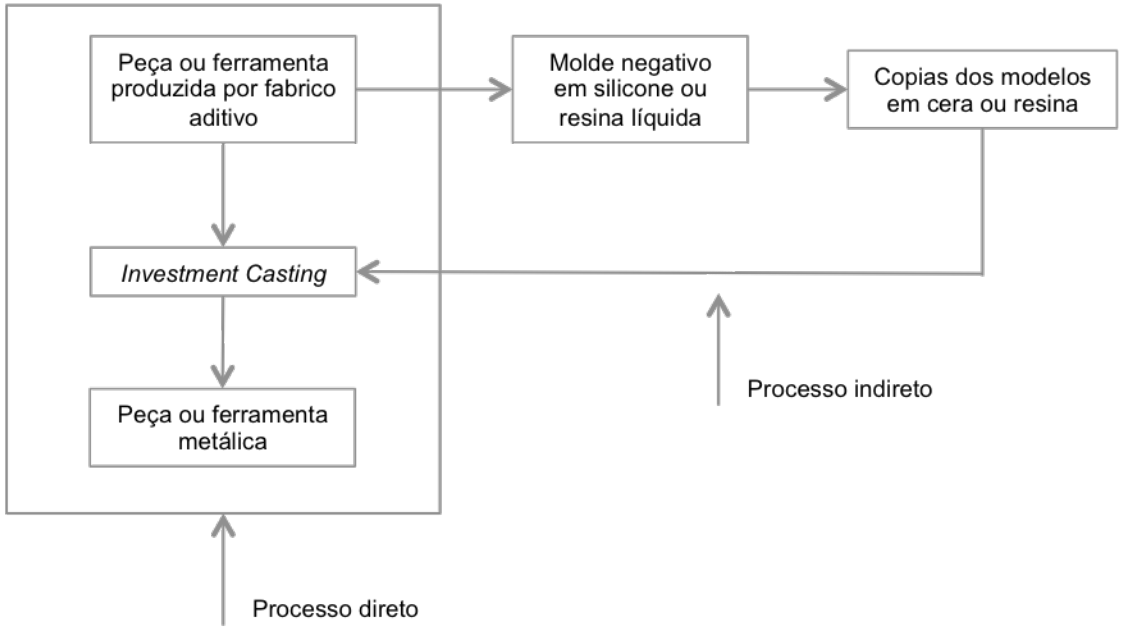


Figura 16 – Diagrama do método direto e indireto para o fabrico aditivo (adaptado de [17])

2.3.2.1 Quick Cast

Como alternativa mais económica aos processos de fabrico aditivo, pode-se usar uma variante do processo de Estereolitografia denominado de *Quick Cast.* Esta variante consiste na obtenção de modelos parcialmente ocos. Para tal, é usado um *software* que define uma estrutura tridimensional oca, de maneira a que os modelos finais fiquem com uma densidade relativa na ordem dos 20 a 30%, sempre com paredes exteriores lisas.

Com este método, o tempo de processamento é substancialmente inferior assim como a quantidade de resina consumida, quando comparada com o processo de Estereolitografia habitual. No entanto, a maior vantagem na utilização dos modelos ocos consiste no facto de os modelos obtidos servirem como modelos perdidos no processo de fundição por cera perdida, permitindo assim uma mais fácil eliminação do modelo dentro da carapaça devido à menor quantidade de material [17]. Na Figura 17 pode-se observar uma peça produzida pelo método *Quick Cast*, sendo possível verificar o padrão em "favos de mel" característico deste método.



Figura 17 – Peça produzida pelo método *Quick Cast* [23]

2.3.3 Processo de construção dos cachos e sistemas de gitagem

Quando se fabricam peças com um volume reduzido, estas podem ser montadas num cacho com os modelos de forma a se poder aumentar a rentabilidade do processo. O cacho não é mais que uma ligação de vários modelos em cera a uma "árvore" que constitui o sistema de gitagem.

O cacho, composto por canais de distribuição e ataques, é obtido por injeção ou por extrusão e é obtido separadamente dos modelos. Os modelos são depois colados soldando a cera do canal de descida à cera dos modelos, não danificando assim a forma do modelo em cera. Esta colagem é feita através da aplicação de calor nas extremidades dos ataques. Um exemplo de um cacho para turbinas está representado na Figura 18.



Figura 18 – Modelação 3D de um cacho exemplificativo com modelos de turbinas [24]

A forma do cacho varia muito consoante a dimensão da peça, quantidade e propriedades pretendidas. Como tal, a elaboração do cacho tem diversas soluções possíveis, mas deve-se tentar chegar sempre à solução mais rentável, tendo sempre como objetivo principal a obtenção de peças com a máxima qualidade.

Ainda não existem estudos relevantes acerca do *design* dos sistemas de gitagem para *investment casting*. No entanto, é possivelmente uma área a investir no futuro, visto que, um vazamento num sistema de gitagem vertical poderá não ser a melhor escolha pois as peças que estão posicionadas mais abaixo no sistema de gitagem têm um velocidade de enchimento bastante superior às localizadas no início do sistema de gitagem. Isto deve-se ao facto de, neste caso, a velocidade de enchimento estar dependente apenas da ação da gravidade. No decorrer desta tese foi realizada uma dissertação, no INEGI, sobre o projeto de sistemas de gitagem para o vazamento de turbinas por *investment casting*. Esta dissertação realizada por Nuno Pires tem o seguinte título: "Projeto e otimização de sistemas de alimentação e gitagem para peças em aluminetos de titânio".

O sistema de gitagem genérico *em investment casting* utiliza geralmente vazamento por gravidade. No entanto, existem dois métodos distintos para realizar o enchimento da moldação por gravidade: pelo topo ou pela base. A Universidade de Birmingham concluiu que os sistemas de gitagem e alimentação têm grande influência na criação de defeitos em peças obtidas por *investment casting* [25].

O primeiro método é largamente usado na indústria pela facilidade de construção e obtenção de um modelo robusto capaz de suportar os esforços inerentes ao fabrico da carapaça cerâmica. Porém, apresenta grandes desvantagens devido às altas velocidades de vazamento atingidas, gerando elevadas turbulências, isto porque a velocidade de enchimento é função da gravidade, neste caso da altura de enchimento.

Existe uma propensão para a formação de filmes de óxidos e inclusões não metálicas devido à degradação da carapaça, em parte devido à velocidade excessiva causada pela tipologia da carapaça e do vazamento. Estes fatores podem levar a que o processo se torne pouco repetível e que valores de 30% a 40% de peças defeituosas sejam frequentes. Os defeitos típicos do enchimento pelo topo são [25]:

- Inclusões;
- Porosidades;
- Fracturas a quente;
- Peças mal cheias.

Quando as moldações são cheias pela base, a turbulência gerada é praticamente eliminada, conseguindo-se atingir velocidades inferiores às velocidades críticas das ligas metálicas a vazar. Nestes tipos de enchimento é necessário um canal de distribuição que encaminha o metal líquido para a base da moldação.

Todas as ligas metálicas possuem uma velocidade crítica, acima da qual se irá gerar turbulência e provável formação de óxidos. A velocidade crítica pode ser calculada através da seguintes equação [26]:

$$v_{crítica} = 2.\sqrt[4]{\frac{\gamma . g}{\rho}}$$

em que:

- g - aceleração da gravidade (m/s)
- γ - tensão superficial da liga a vazar (Nm)
- ρ - densidade da liga no estado líquido (kg/m^3)

Um exemplo de um sistema de gitagem vertical usado no INEGI para a haste de um *waste gauge* é apresentado na Figura 19. Este sistema é semelhante ao usado normalmente para as turbinas em TiAl fundidas.



Figura 19 - Sistema de gitagem vertical para haste de um *Waste Gauge*

2.4 Carapaças cerâmicas

As carapaças cerâmicas permitem que a fundição de precisão produza peças com elevadas precisões dimensionais e detalhes finos. É devido às propriedades refratárias das carapaças que este processo consegue ter a capacidade para vazar qualquer tipo de liga metálica, pois os materiais refratários usados conseguem suportar elevadas temperaturas de vazamento e ter excelente estabilidade térmica.

2.4.1 Procedimento de fabrico das carapaças

As carapaças são fabricadas a partir dos cachos em cera, onde a estes são aplicadas várias camadas. Estas camadas consistem num banho de barbotina que cobre o cacho e depois na aplicação de pós cerâmicos. As etapas do processo são as seguintes:

1. O cacho de cera é limpo de maneira a que o desmoldante usado na injeção da cera seja removido. A limpeza do cacho é realizada através de uma lavagem do cacho num agente molhante de forma a que a barbotina consiga aderir ao cacho e que permaneça no mesmo.
2. O cacho de cera é mergulhado em barbotina, estando esta normalmente dentro duma tina rotativa, como se pode ver na Figura 20.

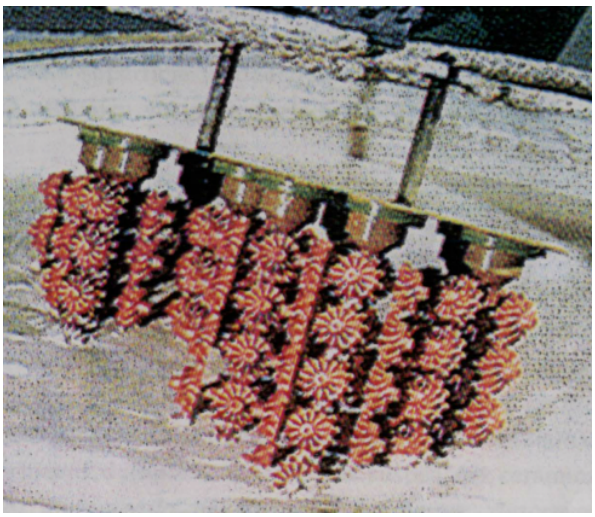


Figura 20 - Exemplo de imersão de cacho em banho de barbotina [16]

3. O cacho é retirado da tina e manipulado de forma a remover o excesso de barbotina, deixando-a escorrer, produzindo assim uma superfície uniforme que cubra por completo todos os detalhes das peças.
4. De seguida o cacho é revestido por pós cerâmicos. Esta etapa pode ser auxiliada por um mecanismo de chuveiro para as areias cerâmicas.
5. É necessário esperar cerca de 4 horas para que o revestimento cerâmico possa secar e endurecer.

6. A operação de mergulho, pulverização e secagem é repetida até se atingir a espessura pretendida para a carapaça.

A primeira camada é denominada de *facecoat,* camada esta que vai ter o contacto com o metal vazado e, por isso, é a camada que vai definir a qualidade superficial da peça obtida. Para se obter uma qualidade superficial elevada é necessário que a granulometria dos pós cerâmicos seja reduzida. Os pós cerâmicos também têm que ser quimicamente inertes para não contaminar o metal. A camada de *facecoat* deve aguentar os esforços provocados pela descerificação e resistir ao contato direto com o metal fundido durante o vazamento [15, 27].

As outras camadas designadas de *backup* servem para conferir resistência mecânica às carapaças e, não tendo contacto com o metal vazado as granulometrias podem ser mais elevadas. Estas adicionam resistência mecânica às carapaças cerâmicas, de maneira a aguentar o peso do metal vazado no seu interior. São realizadas entre 6 a 8 camadas deste tipo [15, 27].

A última camada é conhecida por *banho de selagem*. Esta consiste apenas num mergulho em barbotina que garante que se possa manusear a carapaça sem o perigo de haver uma separação das partículas cerâmicas da mesma.

Na Figura 21, estão representadas as diferentes camadas aplicadas na carapaça.

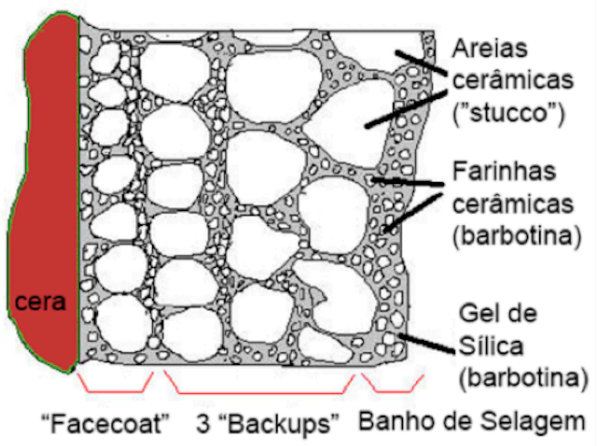


Figura 21 - Representação esquemática dos diferentes tipos de camadas nas carapaças cerâmicas [12]

A secagem das camadas, entre revestimentos, é normalmente realizada em ambiente e humidade controlados, estando os cachos suspensos. Este controlo do ambiente de secagem é necessário pois uma secagem das carapaças em demasia é prejudicial, ou o inverso, uma humidade elevada existente nas carapaças também pode causar problemas.

Em alguns casos são realizadas duas camadas de *facecoat,* sendo que entre elas é realizada uma camada composta por água e ligante, camada esta conhecida por impregnação. A caracterização desta camada encontra-se em 2.4.3.5.

As carapaças devem ter permeabilidade suficiente de maneira a garantir que o ar seja expulso durante o vazamento para que não se verifiquem porosidades existentes na peça provenientes do ar presente no interior da carapaça [15].

2.4.2 Materiais cerâmicos

Os materiais cerâmicos utilizados para o revestimento das carapaças são escolhidos de acordo com [28]:

- Pureza;
- Refratariedade;
- Estabilidade química;
- Expansão térmica;
- Forma das partículas e sua distribuição granulométrica;
- Disponibilidade;
- Custo.

Os refratários usados para fundição em cera perdida das ligas TiAl são normalmente zircão ($ZrSiO_4$, silicato de zircónio), a alumina (Al_2O_3, óxido de alumínio), a cálcia (CaO, óxido de cálcio), a magnésia (MgO, óxido de magnésio), a zircónia estabilizada (ZrO_2-X, sendo X outro composto) e a ítria (Y_2O_3, óxido de ítrio) [12].

Dos cerâmicos acima apresentados a ítria é o cerâmico mais usado para o *facecoat* para ligas de TiAl devido às suas propriedades que nenhum outro cerâmico ultrapassa, como se poderá ver mais à frente. No entanto, no sentido de não repetir o que já foi realizado em teses anteriores [3, 12], foi decidido apenas falar sobre os materiais cerâmicos usados normalmente para *investment casting* das ligas TiAl. Estes materiais cerâmicos são:

- Ítria (Y_2O_3);
- Zircónia (ZrO_2);
- Alumina (Al_2O_3);

2.4.2.1 Refratariedade

Os refratários são materiais resistentes ao calor geralmente usados como componentes em unidades que operam a grandes temperaturas. Estes distinguem-se pela elevada temperatura de fusão e, como tal, deverão ser capazes de conservar a sua integridade física e química e de não contaminarem o material que está a ser processado [29]. A temperatura de amolecimento estabelece um limite de mais ou menos 3/4 da temperatura de fusão do material cerâmico para a qual existe uma degradação das propriedades do mesmo [6].

Tabela 5 – Temperaturas de fusão e amolecimento dos vários cerâmicos [30, 31]

Cerâmico	Temperatura de fusão (°C)	Temperatura de amolecimento (°C)
Ítria (Y_2O_3)	2415	1855
Zircónia (ZrO_2)	2710	2010
Alumina (Al_2O_3)	2072	1540

Como se pode verificar na Tabela 5, a temperatura de amolecimento dos materiais cerâmicos usados é superior à temperatura de fusão das ligas γ – TiAl, pois esta ronda os 1460 °C (Tabela 3).

2.4.2.2 Estabilidade química

Os materiais cerâmicos escolhidos devem ser estáveis, não devem hidratar e não devem reagir com os materiais do modelo ou do metal a vazar. A camada *facecoat* é a camada mais crítica em termos de estabilidade química, logo, os cerâmicos escolhidos para esta camada devem ser o mais inertes possível, quando o metal a vazar é uma liga de Ti ou TiAl.

2.4.2.3 Estabilidade térmica

O coeficiente de expansão térmica e a condutividade térmica são de enorme importância, pois definem se a carapaça cerâmica na altura da fusão e vazamento vai garantir boas precisões dimensionais e se tem capacidade para transferir energia sobre a forma de calor. As diferentes propriedades térmicas podem ser observadas na Tabela 6.

Tabela 6 - Propriedades térmicas dos vários cerâmicos [30, 32]

Cerâmico	**Coef. de expansão térmico ($*\ 10^{-6}\ K^{-1}$) 20 – 1000 °C**	**Condutividade térmica ($W m^{-1}\ K^{-1}$) 20 ºC**
Ítria	8,1	8,0 – 12,0
Zircónia	10,0	2,5
Alumina	8,0	28,0 – 35,0

É de interesse que, para a camada de *facecoat* o material cerâmico tenha um coeficiente de expansão térmica baixo, já para as outras camadas este não tem uma importância tão relevante, pois o importante é que as camadas *backup* confiram resistência mecânica às carapaças. Esta propriedade das primeiras camadas é de grande importância para prevenir grandes deformações da carapaça a quente e assim não haver distorções dimensionais da peça fundida.

2.4.3 Barbotinas e areias cerâmicas

As barbotinas consistem numa mistura de um pó cerâmico (farinha) num meio suspensor que contém componentes orgânicos, como ligantes e dispersantes, com o objetivo de controlar a sua reologia e homogeneidade. A função dos ligantes é, como o nome indica, agregar as partículas sólidas em suspensão. Estes ligantes favorecem a adesão das partículas e, aquando da secagem, são responsáveis pelas propriedades mecânicas da barbotina. As farinhas são partículas cerâmicas em suspensão na barbotina [3].

2.4.3.1 Fabrico das barbotinas

As barbotinas são produzidas com a adição de farinha cerâmica ao ligante que contém o meio suspensor; isto é conseguido agitando a mistura para impedir a formação de aglomerados e remover bolhas de ar. Pode-se adicionar mais líquido até que a viscosidade atinja o valor pretendido. A viscosidade da barbotina tem um papel importante na construção das carapaças, pois uma viscosidade demasiado elevada pode não permitir que detalhes mais finos das peças sejam reproduzidos. Consegue-se uma melhor superfície da peça quando se utiliza uma grande quantidade de partículas finas, mas a permeabilidade da carapaça decresce e é necessária uma maior quantidade de ligante [33]. A composição das barbotinas normalmente segue as seguintes percentagens [20]:

- Sólidos do ligante: 5 – 10%
- Líquido: 15 – 30%
- Farinha cerâmica: 60 – 80%

É necessário que a barbotina seja constantemente agitada durante a produção das carapaças, para impedir que a farinha sedimente no fundo do recipiente. A própria farinha também deve ser armazenada em recipientes que estejam em constante rotação para prevenir que não haja uma compactação da farinha [20]. A Figura 22 representa um exemplo de uma tina onde se agitam as barbotinas e se realizam os mergulhos para o fabrico das carapaças.

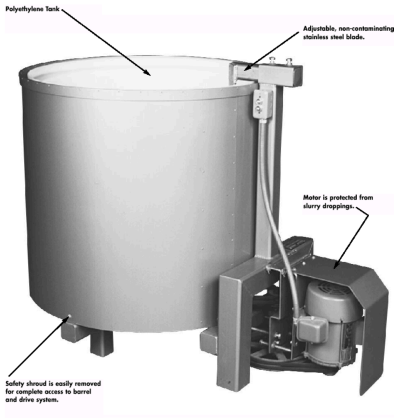


Figura 22 –Tina rotativa que contém a barbotina [34]

2.4.3.2 Ligantes

O papel da solução ligante não é só fornecer um elo de ligação refratário entre as partículas cerâmicas, mas também impor resistência suficiente à carapaça para aguentar as tensões que podem surgir durante a preparação desta.

Os ligantes usados em *investment casting* dividem-se em duas naturezas distintas [15]:

- Ligantes de natureza orgânica: polímeros de acrilato
- Ligantes de natureza inorgânica: soluções coloidais como a sílica coloidal, ítria coloidal e alumina fumada

Geralmente, a sílica coloidal é o ligante mais usado em *investment casting*. É seguro, económico, fácil de usar e tem bons resultados. Consiste numa dispersão coloidal de partículas esféricas de dióxido de sílica (SiO_2) em água, tendo as partículas um tamanho que varia entre 6 a 100 nm. No entanto, como se irá ver mais à frente na Figura 39, o dióxido de silício reage com o titânio e, como tal, não é passível de ser usado como ligante para as camadas de *facecoat* para ligas de Ti e TiAl [35].

2.4.3.3 Aditivos

Para além dos ligantes e das farinhas cerâmicas, as barbotinas contêm aditivos que modificam o seu comportamento. Estes podem ser observados na Figura 23:

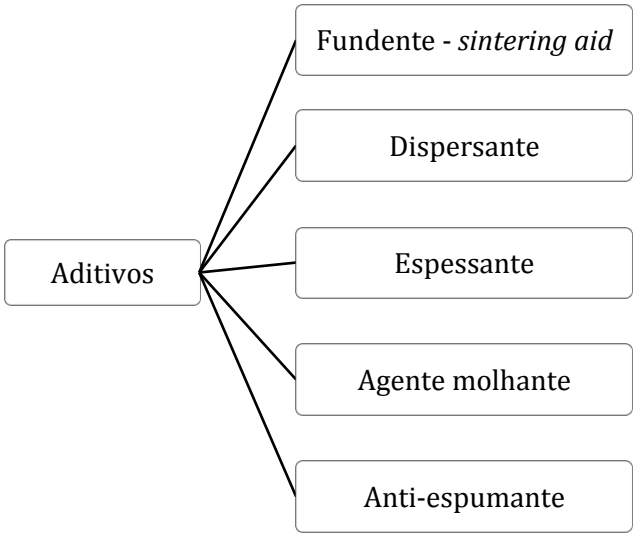


Figura 23 – Tipos de aditivos adicionados às barbotinas [3]

Os fundentes têm como objetivo baixar a temperatura de sinterização das carapaças, como se poderá ver nas secções sobre sinterização mais adiante.

Os dispersantes têm como objetivo principal prevenir a sedimentação das partículas cerâmicas no interior das barbotinas.

A principal função do espessante é a de melhorar as propriedades reológicas da barbotina, prevenindo a existência de escorridos. Os espessantes tornam assim a solução mais viscosa.

Os agentes molhantes têm a capacidade de baixar a tensão superficial da barbotina e provocar a adesão da mesma à superfície do modelo em cera. Estes são escolhidos de acordo com a compatibilidade com o ligante usado e com a quantidade de espuma que criam na barbotina. Eles podem ser positivos, neutros ou negativos em termos de carga iónica.

É incluído um anti-espumante que tem como função elevar à superfície as bolhas de ar. Desta forma elimina-se a espuma e o ar no seio da barbotina, diminuindo assim as bolhas de ar existentes durante o mergulho do modelo em cera. A existência de ar influencia a medição de viscosidade e densidade da barbotina [3, 12, 36].

2.4.3.4 Areia cerâmica

O uso correto da areia cerâmica nas carapaças permite obter uma carapaça com uma resistência suficientemente grande para aguentar os esforços provocados durante o vazamento para a obtenção de uma peca de alta qualidade superficial. Como já foi explicado anteriormente, a aplicação da areia cerâmica pode ser realizada com recurso a um chuveiro ou leito fluidizado, como se pode notar na Figura 24 [36].

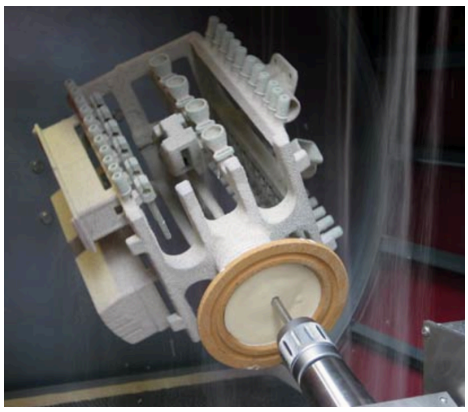


Figura 24 - Chuveiro para aplicação da areia cerâmica [37]

A granulometria da areia cerâmica tem um fator determinante na obtenção de uma peça com qualidade, pois a utilização de grãos demasiado finos pode levar a uma redução da permeabilidade e o uso de grãos demasiado grossos pode originar a penetração da areia na superfície fundida. Geralmente as camadas *facecoat* possuem uma areia mais fina de maneira a que todos os detalhes sejam reprodutíveis e as camadas *backup* uma areia mais grossa de forma a se conceder resistência mecânica à carapaça.

No entanto, também se pode usar uma camada intermédia. Esta possibilita a criação de uma carapaça mais densa e minimiza o efeito de expansão dos diferentes refratários usados. Estas características são conseguidas devido à utilização de grãos com um tamanho intermédio, como se pode ver na Figura 25 [36].

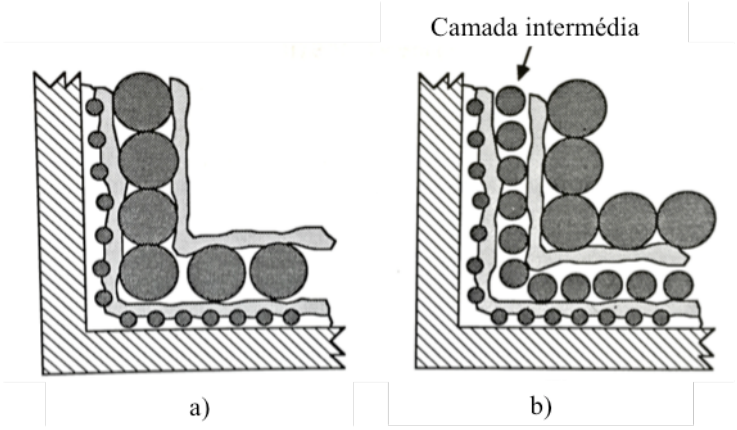


Figura 25 – a) Carapaça sem camada intermédia, b) Carapaça com camada intermédia [36]

Na Figura 25 a), os grãos com um tamanho superior estão muitos próximos da superfície fundida e, como tal, podem provocar a penetração do metal pelos espaços vazios criados

devido ao excessivo tamanho de grão. A Figura 25 b) ilustra a camada intermédia, que permite uma diminuição dos vazios junto à interface metal/cerâmica. Usando mais do que uma camada intermédia também se pode atingir maior resistência mecânica [36]. As tabelas de medição normalizadas dos grãos de areia cerâmica usados estão presentes no anexo A.

2.4.3.5 Impregnação

A impregnação, também conhecida como infiltração, reside numa modificação simples ao processo convencional da construção da carapaça cerâmica explicado anteriormente. A modificação implementada ao processo consiste no banho do corpo da carapaça numa barbotina com um sistema de ligante distinto.

Esta técnica é utilizada principalmente a seguir à primeira camada de *facecoat*. Quando se utilizam barbotinas à base de ligantes orgânicos, como é o caso do acrilato, durante a descerificação por *Flash Fire*, a primeira camada de *facecoat* desintegra-se pelo aquecimento da mesma. De forma a poder continuar a utilizar barbotinas à base de ligantes orgânicos, as camadas de *facecoat* são infiltradas com ligantes inorgânicos, como a alumina fumada coloidal em solução aquosa. Durante a infiltração, o ligante infiltra-se por efeito de capilaridade entre os poros da camada já seca. Este é um processo demorado, pois o ar é aprisionado dentro dos poros e é necessário esperar até que este seja expulso para que o ligante infiltre totalmente [12].

2.4.3.6 Propriedades reológicas das barbotinas

As propriedades reológicas das barbotinas cerâmicas têm grande importância no fabrico das carapaças; como tal, é necessário compreender os fundamentos e teoria das barbotinas. Por definição, pequenas partículas dispersas num líquido formam uma suspensão ou solução coloidal. As suspensões contêm partículas maiores que 1 μm e os líquidos coloidais possuem partículas entre 1 nm e 1 μm. O termo coloidal provém do termo grego *kolla,* que significa cola [38].

Quando as partículas são inferiores a 100 μm, existem ligações superficiais que dominam o seu comportamento. Estas ligações (ou forças), em oposição às forças gravitacionais, permitem que as partículas se mantenham em conjunto.

A estabilidade de uma barbotina é um dos fatores mais importantes na sua produção. A existência de forças de atração (ligações de *Van der Waals*) faz com que haja uma aglomeração das partículas, o que para as barbotinas é indesejável; assim é necessário inserir forças repulsivas de maneira a garantir a estabilidade desejada.

No entanto, as soluções coloidais podem sofrer efeitos de coagulação e floculação [38]. A coagulação consiste na adesão das partículas entre si devido às ligações de *Van der Waals*. Este fenómeno também é conhecido por *Gel* (ver Figura 26 b)), quando este fenómeno é demasiado forte e irreversível o fenómeno de floculação ocorre. Este consiste na junção das partículas e sua precipitação (ver Figura 26 c)) [28, 38].

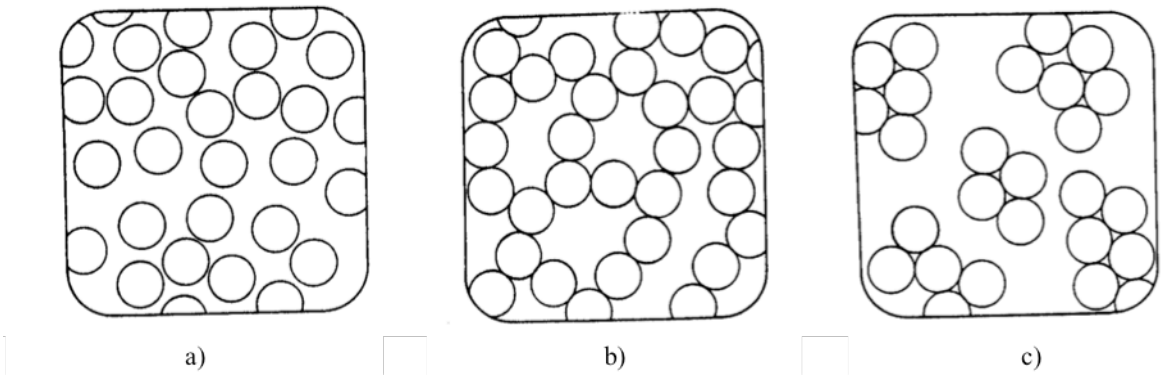


Figura 26 – Comportamento das soluções coloidais a) Solução, b) Coagulação (*Gel*), c) Floculação e precipitação [28]

2.4.4 Descerificação

Depois da finalização do processo de fabrico das carapaças, a cera presente no interior destas tem que ser retirada do seu interior, como tal, submete-se a carapaça a uma determinada temperatura de maneira a que a cera funda e seja expulsa do interior da mesma.

Os dois tipos de processos mais usados na indústria são a descerificação em *Boilerclave* e por *Flash Fire.*

Normalmente, são realizados furos nas carapaças de maneira a diminuir as tensões internas provocadas pela expansão da cera, que é muito superior às dos materiais refratários, e melhorar a saída da cera do interior da carapaça [15].

2.4.4.1 Descerificação em *Boilerclave*

A descerificação em *Boilerclave* é o método mais usado, pois permite a recuperação da cera. É durante a fase de remoção da cera que a carapaça sofre elevadas tensões mecânicas, podendo resultar em fissuras ou roturas das carapaças. Estes problemas devem-se ao facto de muitas vezes o coeficiente de expansão térmico das ceras ser superior ao das carapaças. Este problema é facilmente ultrapassado com o aquecimento extremamente rápido da carapaça do exterior para o interior, evitando assim uma dilatação imediata do modelo de cera. Com isto, a película de cera que fundiu junto à carapaça, sai do interior escorrendo pelas paredes da carapaça. Desta forma é possível acomodar a dilatação da cera ainda existente no interior da carapaça [16].

Vapor saturado é utilizado para transferir o calor para as carapaças. Este processo é realizado numa câmara pressurizada, atingindo pressões da ordens dos 550 a 620 kPa, podendo ser atingidas em 4 a 7 segundos [16]. As temperaturas rondam os 150 a 200 °C [20]. No entanto, estudos concluíram que a cera recuperada mistura-se com o vapor do autoclave, que contém impurezas, provocando um aumento dos custos na recuperação da cera e até mesmo a sua inutilização [15].

2.4.4.2 Descerificação em *Flash Fire*

O processo de descerificação num forno *Flash Fire* consiste na utilização de um forno que trabalha com temperaturas entre os 870 e 1000 °C [16]. Ao contrário do que se passa no Autoclave não é exercida nenhuma pressão externa à carapaça. Este forno tem um fundo aberto para que seja possível que a cera mal funda escorra da carapaça para fora do forno. No entanto, devido às altas temperaturas utlizadas, a cera pode queimar totalmente e com isso danificar internamente a carapaça [12, 20]. A Figura 27 apresenta um exemplo de um forno comercializado pela *Ransom & Randolph.*



Figura 27 - Forno Flash Fire comercializado pela *Ransom & Randolph* [34]

2.4.5 Sinterização

Sendo as carapaças fabricadas através de pós cerâmicos, estes têm inicialmente uma porosidade bastante elevada e resistência mecânica moderada, sendo que a este estado inicial dá-se o nome de *"estado em verde"*, pois não foram sujeitos a nenhum tratamento térmico.

Para as carapaças cerâmicas, a sinterização serve essencialmente para queimar vestígios de cera residual depois da descerificação das mesmas, queimar materiais orgânicos e eliminar ao máximo porosidades existentes nas carapaças, aumentando assim a densidade das carapaças cerâmicas [20]. A Figura 28 apresenta os fenómenos que ocorrem durante a sinterização, densificação e crescimento de grão.

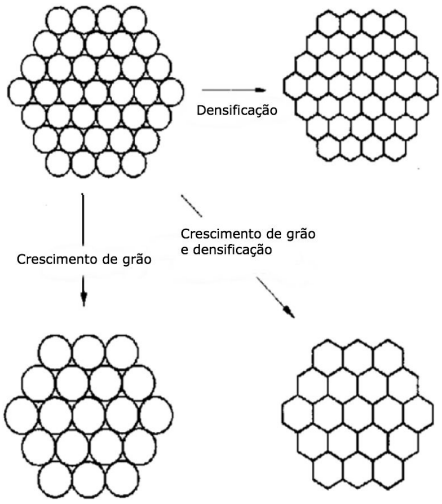


Figura 28 - Fenomenos básicos que ocorrem durante a sinterização

O processo de sinterização existe há milhares de anos. Alguns dos primeiros produtos sinterizados foram tijolos que eram aquecidos para que a sua resistência mecânica aumentasse.

Por volta de 1940, a sinterização já era usada no fabrico de ligas de tungsténio, contactos elétricos e refratários. No final do século XX, houve um grande crescimento na investigação e conhecimento na prática da sinterização, especialmente para a criação de cerâmicos técnicos, como a alumina, zircónia e ítria. Hoje em dia a sinterização tem a seguinte definição: "*A sinterização é um tratamento térmico para unir partículas numa estrutura coerente e predominantemente sólida, via eventos de transporte de massa que ocorrem a uma escala atómica"*. Como é do conhecimento genérico, os pós não enchem um espaço de uma maneira eficaz; por exemplo, partículas esféricas não conseguem encher um recipiente com um densidade superior a 60 – 70%; como tal, todas as estruturas realizadas através de pós são porosas [39]. O processo de sinterização pode ser dividido em dois géneros, sinterização no estado sólido ou com fase líquida [40].

2.4.5.1 Sinterização no estado sólido

A sinterização no estado sólido forma uma ligação entre partículas por difusão no estado sólido. As ligações entre partículas promovem uma densidade mais elevada do cerâmico e um aumento da sua resistência. Com a ligação entre partículas, há um aparente crescimento de grão [39]. O processo de sinterização no estado sólido divide-se então em 3 fases [41, 42]:

- Primeira fase – formação do pescoço entre as partículas do material. Isto deve-se ao transporte de massa da superfície do cerâmico para a área do pescoço levando assim a uma redução da energia livre do sistema;
- Segunda fase – densificação, que resulta numa diminuição da distância entre os centros das partículas;
- Terceira fase – eliminação dos poros devido ao crescimento do tamanho de grão.

Um exemplo de ligação entre partículas pode ser visualizada na Figura 29.

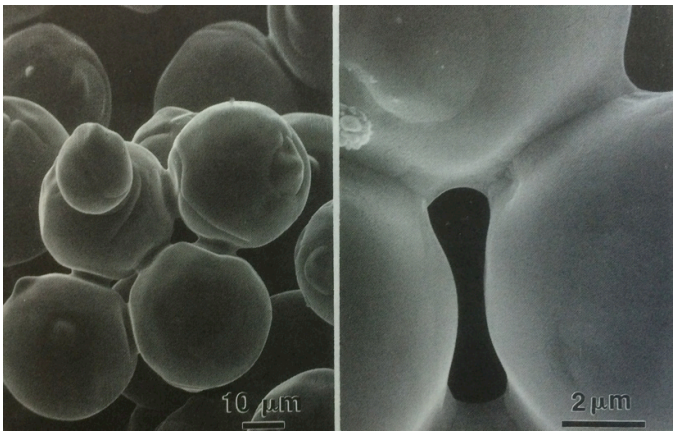


Figura 29 – Formação do pescoço entre as partículas devido à sinterização [39]

A temperatura necessária para obter a ligação entre partículas depende do material e do tamanho das partículas. As temperaturas usadas nunca ultrapassam as temperaturas de fusão do material (normalmente a temperatura de sinterização é realizada a cerca de 75% da temperatura de fusão do cerâmico em questão), mas são maiores que a temperatura de amolecimento do mesmo [39].

O mecanismo que leva ao crescimento do tamanho de grão é a tensão superficial presente nas juntas de grão. Esta depende da curvatura das juntas. Os grãos movem-se na direção dos centros das curvaturas das juntas. Se o grão tiver mais que seis arestas, então o seu tamanho aumenta, se tiver menos de seis, o seu tamanho diminui [43].

A Figura 30 apresenta um exemplo do crescimento dos grãos promovido pelo processo de sinterização, corroborando assim o que foi dito sobre o comportamento do tamanho de grão em relação ao número de arestas do grão.

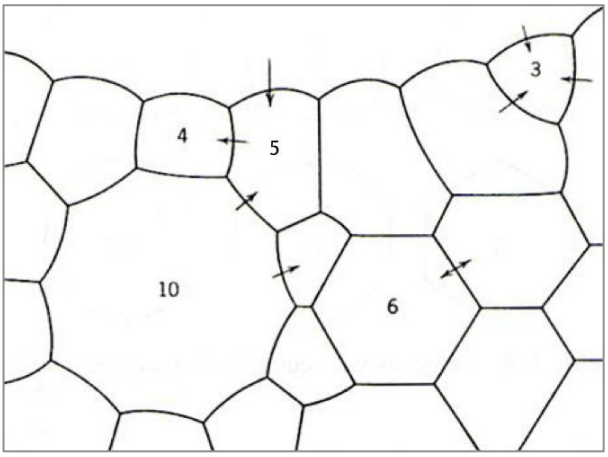


Figura 30 - Topologia dos grãos [43]

Segundo um estudo realizado por Yan [44], a densificação e o crescimento de grão também ocorrem simultaneamente. Ficou provado que para temperaturas mais baixas a densificação ocorre a uma taxa mais elevada e o crescimento de grão é limitado, enquanto que para temperaturas elevadas o oposto sucede.

2.4.5.2 Sinterização com fase líquida

Ao contrário da sinterização no estado sólido em que o material encontra-se sólido durante todo o processo de sinterização, a sinterização com fase líquida, tal como o nome indica, contém um fase líquida do material durante o processo de sinterização. A sinterização com fase líquida tem uma aplicação industrial bastante superior à da sinterização no estado sólido [45]. A formação de uma fase líquida durante a sinterização melhora geralmente a taxa de ligação entre partículas [39]. Um dos exemplos de aplicação da sinterização em fase líquida pode ser nos cerâmicos refratários que contêm elementos cuja temperatura de fusão é inferior. Esta fase serve como meio de reação, através do qual a difusão se pode realizar a uma temperatura mais baixa do que no resto do material cerâmico sólido. Durante a sinterização, esses elementos liquefazem e preenchem os poros do material [44].

As vantagens da sinterização com fase líquida em comparação à sinterização no estado sólido são [44]:

- Melhoria da densificação;
- Diminuição dos custos devido ao uso de uma temperatura de sinterização mais baixa.

No entanto, também existem desvantagens sendo estas [44]:

- Possível deterioração das propriedades do material devido à fase líquida;
- Fragilidade da fronteira de grão, composta por fase líquida, que pode piorar as características mecânicas do material.

A sinterização com fase líquida ocorre geralmente em 3 etapas que se sobrepõem de certa maneira. Estas etapas podem ser observadas na Figura 31.

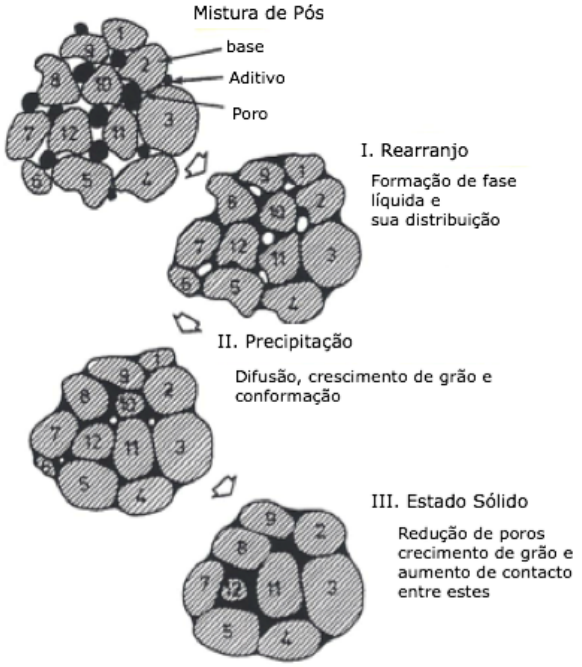


Figura 31 - Representação esquemática das três etapas presentes na sinterização com fase líquida [44]

Etapa I

Com o aumento da temperatura, a fase líquida aparece no material a sinterizar. Havendo uma boa molhagem das partículas sólidas, estas mesmas irão se reagrupar sob a ação das tensões superficiais presentes. Esta primeira etapa é relativamente rápida, dependendo apenas da quantidade de líquido presente.

Etapa II

Com o abrandamento no rearranjo das partículas, a segunda etapa começa. Esta consiste na dissolução de pequenas partículas sólidas numa interface sólida/líquida e precipitação destas sobre a forma de novas partículas. Esta etapa é acompanhada por um crescimento de grão e densificação dos pós cerâmicos.

Etapa III

A densificação abranda e há um aumento do tamanho de grão. Este é seguido de uma eliminação dos poros, com a movimentação do líquido de uma região para a outra.

A Figura 32 apresenta uma microestrutura de um cerâmico com cerca de 5% no estado líquido produzido através de sinterização com fase líquida.

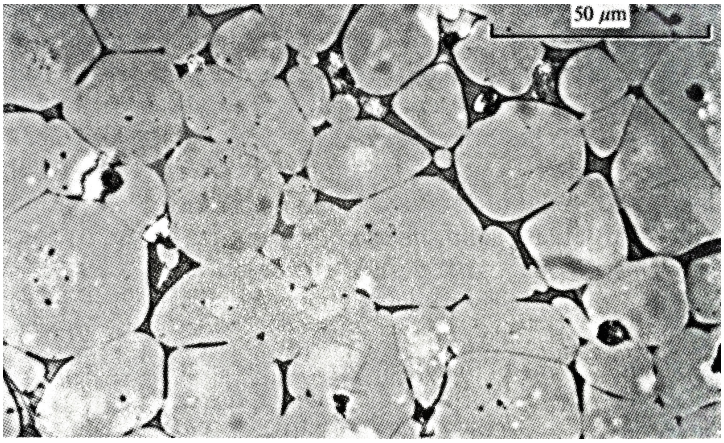


Figura 32 - Microestrutura de um cerâmico obtido através de sinterização com fase líquida [44]

2.4.5.3 Aspetos da sinterização

A temperatura de sinterização é tão ou mais importante que os cerâmicos a sinterizar, pois muitas das vezes a temperatura escolhida não é suficiente para sinterizar eficientemente o cerâmico. Com a Figura 33 é possível observar que se a temperatura de sinterização não for suficientemente alta, neste caso 1000 °C, não acontece difusão das partículas e, como tal, a densidade mantém-se muito baixa. Ao aumentar para 1400 °C, a densidade aumentou significamente, isto porque o cerâmico testado neste estudo foi a ítria e devido à sua temperatura de fusão na ordem dos 2400 °C é necessário que se utilize temperaturas de sinterização mais elevadas do que por exemplo para a sílica, que tem uma temperatura de fusão de aproximadamente 1800 °C [46].

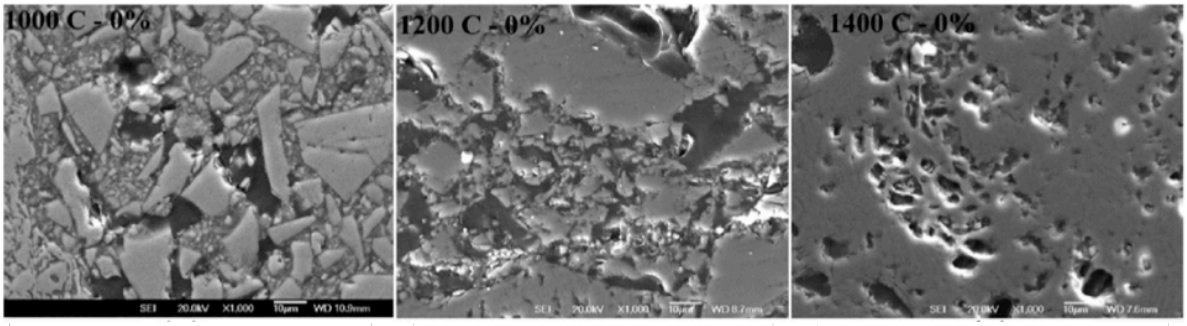


Figura 33 – Sinterização a diferentes temperaturas de um cerâmico com *facecoat* de ítria a) 1000 °C, b) 1200 °C e c) 1400 °C [46]

Uma das razões para se praticar temperaturas de sinterização elevadas é o de tentar prevenir a contaminação do metal. Um exemplo de contaminação por partículas cerâmicas está presente na Figura 34. Este exemplo retrata uma peça em TiAl vazada numa carapaça com *facecoat* de ítria sinterizada a 1000 °C. Pode-se verificar que com esta temperatura de sinterização não foi suficiente para prevenir a contaminação da peça.

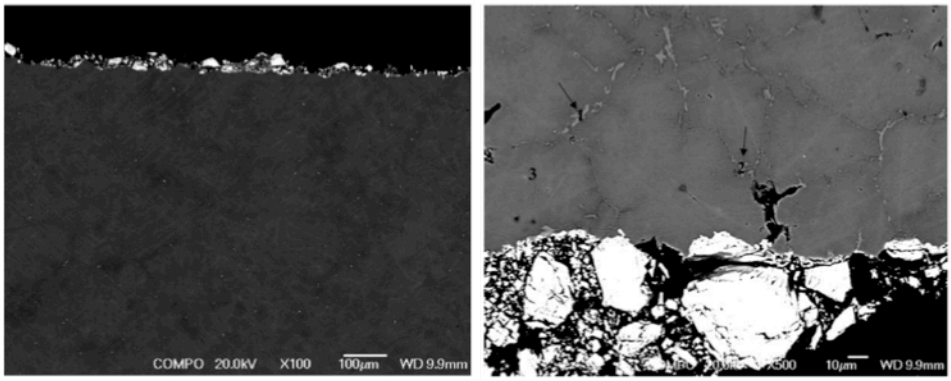


Figura 34 – Microscopia SEM da interface metal/carapaça para uma carapaça com *facecoat* de itria sinterizada a 1000 ºC [46]

2.4.6 Ensaios de verificação de qualidade

2.4.6.1 Friabilidade

A friabilidade consiste basicamente na facilidade com que o material se consegue desagregar em pedaços mais pequenos com a fricção. No caso das carapaças, esta consiste na libertação das partículas cerâmicas. Tendo a carapaça uma friabilidade elevada, as partículas cerâmicas libertadas durante o vazamento devido à interface metal/carapaça podem contaminar o metal e provocar acabamentos superficiais de má qualidade.

Até agora praticamente não existem estudos nem ensaios que quantifiquem o nível de friabilidade de uma carapaça cerâmica, a friabilidade é apenas qualificada pelas partículas que ficam agarradas ao dedo e/ou mão do operador. No entanto, existe um estudo de Yuan *et al.* [46] que relata um método possível de utilizar para quantificar a friabilidade.

Segundo Yuan *et al.*, pode ser realizado um teste que quantifique com uma maior precisão o nível de friabilidade. Este teste consiste na realização de uma peça padrão em cera, sendo esta posteriormente utilizada para a construção da carapaça cerâmica (ver Figura 35).

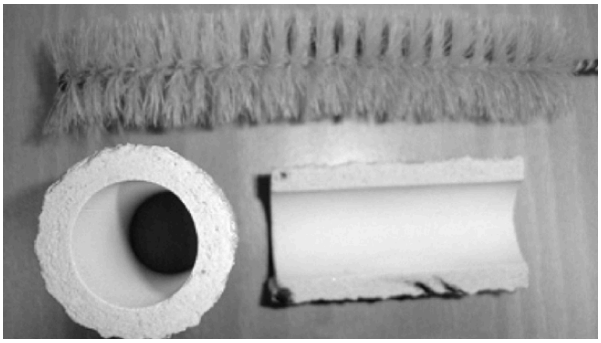


Figura 35 – Carapaça cerâmica e escova usadas nos testes de friabilidade por Yuan *et al* [46]

A carapaça é pesada e de seguida realizada uma passagem no interior do tubo cilíndrico com uma espécie de escova de maneira a provocar a libertação de partículas com o recurso à fricção. No final, a carapaça é de novo pesada, sendo então calculada a diferença entre massas. A seguinte equação quantifica então a friabilidade [46]:

$$F = \frac{G}{\pi D L}$$

Sendo que:

- G – diferença entre peso final e peso inicial da carapaça cerâmica (g)
- D – diâmetro interno da carapaça (m)
- L – comprimento da carapaça (m)

Porém, este teste pode estar sujeito a erros experimentais, pois é necessário que a balança tenha uma precisão bastante elevada (na ordem dos $1x10^{-4}$ g) e que no transporte das peças entre pesagens não se libertem partículas das carapaças. Um operador diferente pode também exasperar diferenças nos resultados esperados.

2.4.6.2 Permeabilidade

As carapaças devem garantir um fluxo de ar suficiente para que seja possível obter um enchimento total da carapaça. À medida que o metal é vazado e enche a carapaça, o ar aprisionado no interior tem que sair pelas paredes da carapaça. Havendo uma permeabilidade deficiente, esta poderá provocar um enchimento incompleto da carapaça devido ao ar que ficou retido no interior, causando ainda problemas de porosidades nas peças.

A permeabilidade é a medição da quantidade de ar que um material permite passar por ele, sendo o rácio do caudal volumétrico com o gradiente de pressão que causa o caudal, a uma dada temperatura [47].

A norma inglesa *BS 1902-10.2:1994* [47] definiu um teste que permite a medição da quantidade de fluxo de ar que passa sobre a carapaça, com dimensões *standard,* em ambiente com pressão e temperatura conhecidas. Com este teste calcula-se a permeabilidade, como também a capacidade de fluxo de ar standard (SAF).

SAF - medida do fluxo volumétrico de ar que passa por uma moldação cerâmica padrão a uma pressão definida (10 kN/m^2), a uma dada temperatura.

A carapaça é fabricada através de uma bola de ténis de mesa com 3 estrelas, aprovada pela Federação Internacional de Ténis de Mesa. Esta é de seguida colocada dentro de um forno para a realização do teste, como se pode ver na Figura 36.

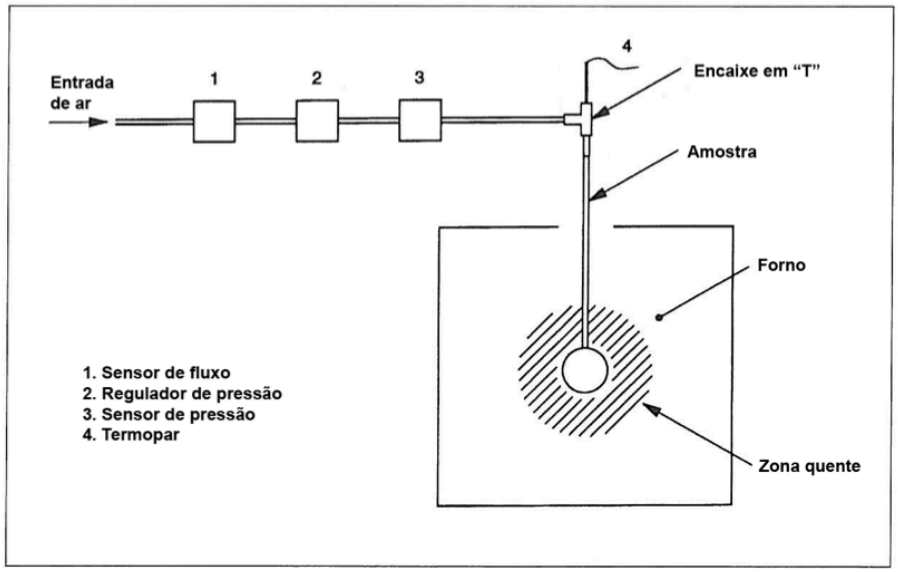


Figura 36 - Configuração do equipamento usado para o ensaio de permeabilidade [47]

A permeabilidade é calculada através da seguinte equação:

$$\mu = \frac{\eta V_c l}{aP}$$

$$\eta = (1.739T - 176.13)^{0.5} * 10^{-6}$$

Sendo que:

- η – viscosidade dinâmica do ar à temperatura de ensaio (N.s/m^2)
- V_c - fluxo de ar corrigido para a expansão a elevadas temperaturas (m^3/s)
- l - espessura da parede da carapaça (m)
- a - superfície interna da carapaça oca (m^2)
- P - gradiente de pressões ao longo da amostra de ensaio (N/m^2)
- T – temperatura (K)

O cálculo do fluxo de ar a uma dada temperatura é dado pela lei de *Boyle*:

$$V_c = \frac{V_1 T_2}{T_1}$$

Com:

- V_1 – fluxo de ar à temperatura ambiente (m^3/s)
- T_1 – temperatura ambiente (K)
- T_2 - temperatura de aquecimento do forno (K)

Sabendo o fluxo de ar, pode-se então chegar à capacidade de fluxo de ar standard (SAF):

$$SAF = \frac{V_c P_2}{P_1}$$

Com:

- P_1 – pressão medida (N/m^2)
- P_2 – pressão standard (10 kN/m^2)

2.4.6.3 Resistência a altas temperaturas

A norma inglesa *BS 1902-10.1:1993* [48] sugere um método para determinar a resistência à deformação das carapaças cerâmicas sobre uma carga constante a temperaturas elevadas. Este ensaio permite obter uma noção da resistência mecânica da carapaça durante o vazamento, a este resultado dá-se o nome de módulo de rotura [46, 48].

Para o ensaio de resistência, são cortados provetes das carapaças cerâmicas que são depois colocados num forno em que estão sujeitos a um ensaio de flexão em 3 pontos, como se pode observar na Figura 37. A capacidade de carga do provete é dependente da espessura da carapaça [48].

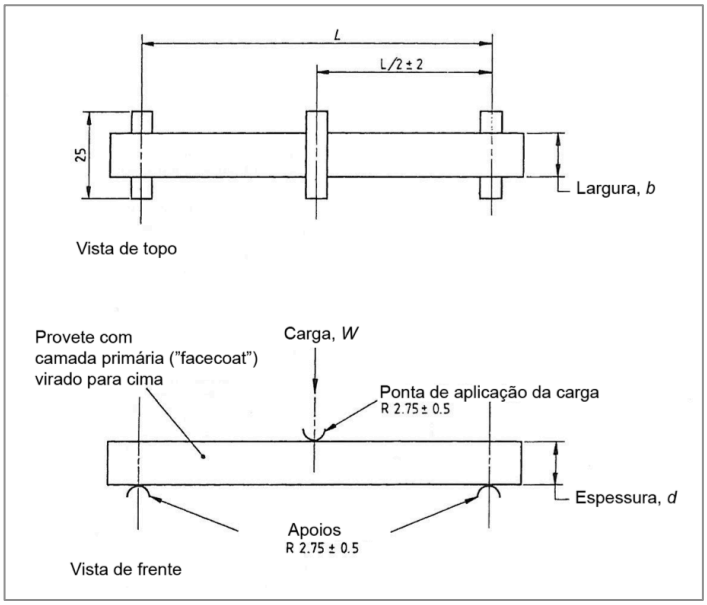


Figura 37 - Exemplo de provete sujeito ao ensaio de resistência mecânica [48]

O forno é aquecido à temperatura pretendida e as peças colocadas lá dentro, a carga só é aplicada quando as peças tiverem a sua temperatura estabilizada. A carga é aplicada a uma taxa constante até à rotura do provete.

O módulo de rotura é calculado através da seguinte equação:

$$\sigma_{max} = \frac{3P_{max}l}{2WH^2}$$

Com:

- P_{max} - carga de rotura (kg)
- W – largura (mm)
- H – espessura (mm)
- l – comprimento (mm)

2.4.6.4 Viscosidade da barbotina

O comportamento reológico de uma barbotina é de extrema importância pois é este que vai definir a capacidade da barbotina para reproduzir detalhes mais finos. A reologia de uma barbotina é quantificada através da medição da viscosidade. As formulações de barbotinas são feitas de forma a obter a viscosidade desejada após um tempo de mistura adequado para que estas possuam características uniformes de fluxo e espessura

No INEGI, a medição da viscosidade é realizada usando o método da copa *Zahn* nº 4. Este método é usado para determinar a viscosidade de diversos líquidos e fluidos newtonianos. Os copos de viscosidade *Zahn* estão disponíveis em 5 tamanhos diferentes, sendo estes correspondentes à viscosidade que conseguem medir. A Figura 38 exemplifica um modelo do copo de Zahn [49].

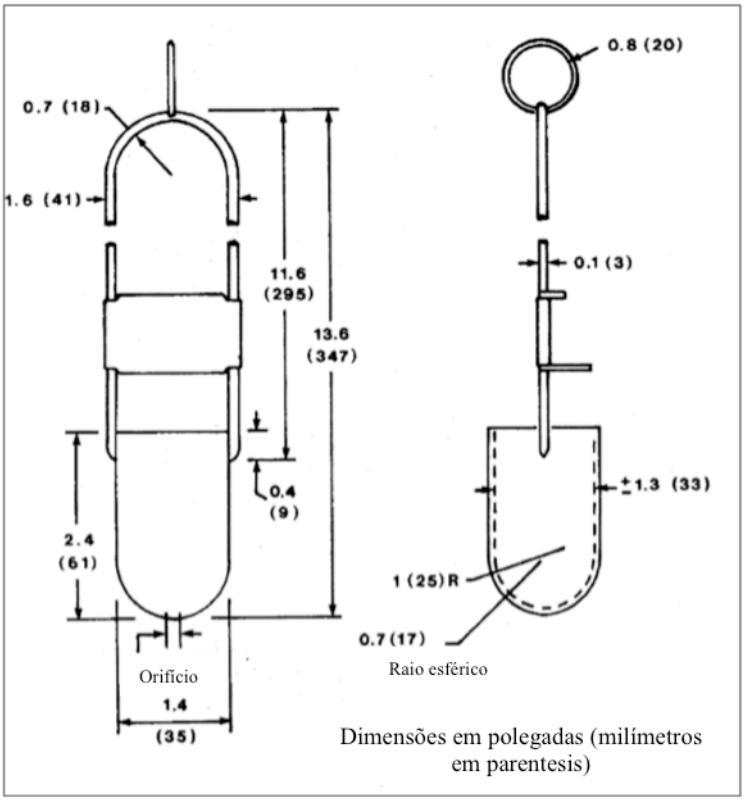


Figura 38 – Copa *Zahn* nº4 [49]

A medição da viscosidade usando a copa *Zahn* é um processo simples. Este consiste em mergulhar o copo de *Zahn* na barbotina e, com o auxílio de um cronómetro, mede-se o tempo que o caudal de barbotina que está a escorrer pelo buraco do copo demora a ser interrompido. Quando este é interrompido, pára-se o cronómetro e regista-se o tempo em segundos. Esta operação deve ser repetida até obter resultados reprodutíveis [49].

A barbotina, não sendo um óleo, não se pode aplicar a equação $\nu = At - B$, onde A e B são constantes relativas ao óleo em questão. No entanto, apenas com o tempo já se consegue ter uma noção formada sobre a viscosidade da barbotina. A viscosidade, o pH e a temperatura devem ser medidos entre camadas.

2.5 Reatividade das ligas de TiAl

Como as ligas de TiAl são extremamente reativas há uma grande preocupação em relação a este problema pois, para além de causarem problemas nas peças, obrigam a uma maior carga de trabalho na maquinagem final, levando a um aumento dos custos associados ao processo.

Esta reatividade deve-se ao facto de o metal, quando no estado líquido, interagir com o oxigénio, formando assim uma camada rica em oxigénio na peça em titânio; a esta camada dá-se o nome de *alpha-case.* A camada *alpha-case* provoca um aumento de dureza superficial e, por isso, incita diversos problemas, como [12]:

- Iniciação de fendas e sua propagação;
- Fragilização da liga metálica, devido à alteração da microestrutura na superfície do fundido;
- Redução da resistência à fadiga e ductilidade.

2.5.1 Diagramas de Ellingham

Os diagramas de Ellingham são uma excelente ferramenta para prever o comportamento dos materiais cerâmicos com os aluminetos de titânio, pois permitem conhecer a estabilidade térmica dos óxidos usados nas moldações. Na Figura 39 está apresentado um diagrama de Ellingham com os óxidos cerâmicos utilizados para a construção das carapaças na fundição por cera perdida [5]. No entanto, é de referir que este diagrama não se enquadra totalmente para as ligas de TiAl, pois a capacidade redutora do TiAl não é a mesma do Ti, esta representada pelo diagrama. Esta dedução foi corroborada no trabalho realizado por Barrigana [12].

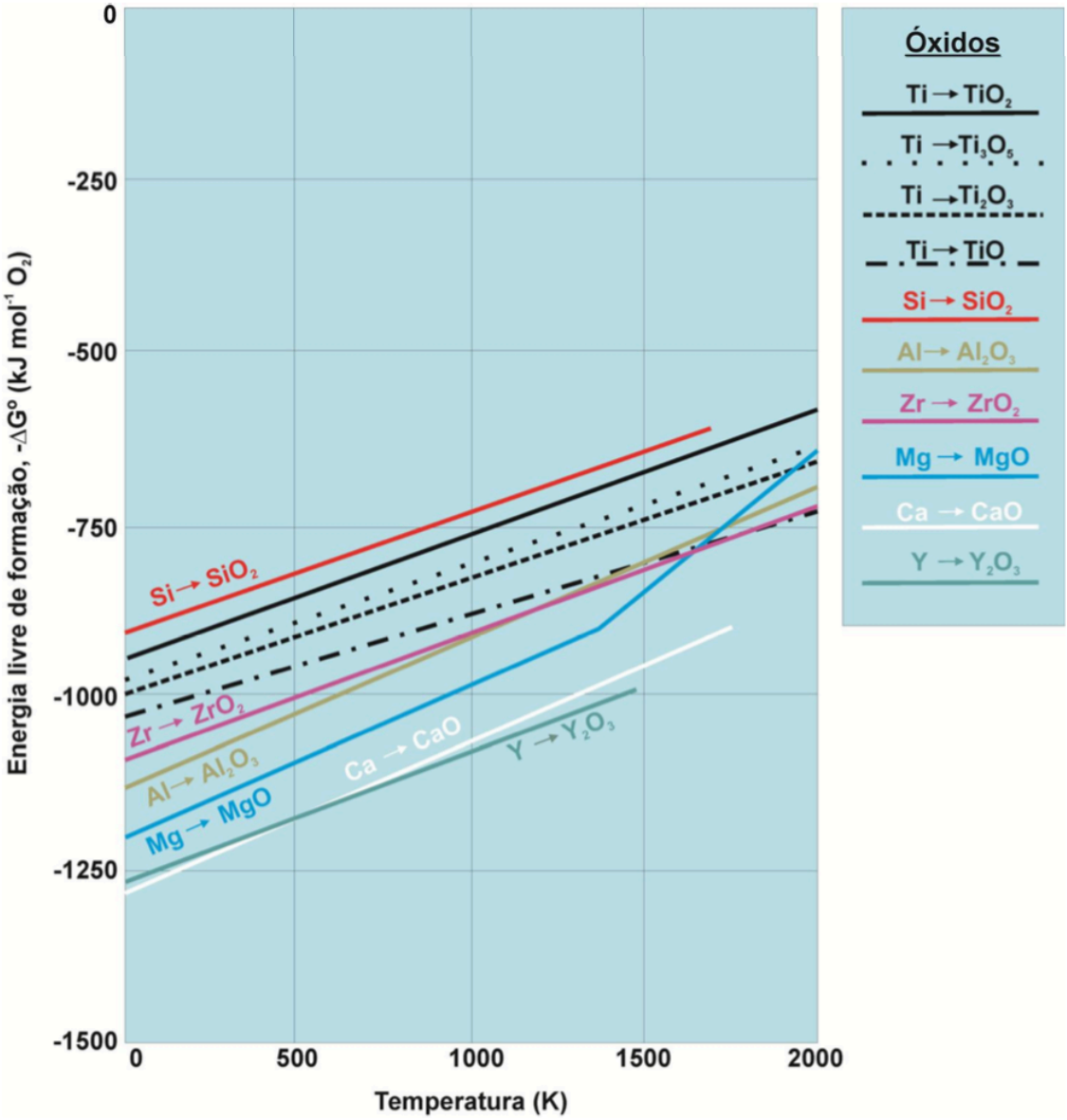


Figura 39 – Diagrama de Ellingham [3]

Este diagrama baseia-se na Energia Livre de Gibbs (ΔG). Quando $\Delta G = 0$ o sistema está em equilíbrio. ΔG é definido pela variação de entalpia do sistema ΔH menos o produto da temperatura pela variação de entropia do sistema TΔS [50]. A seguinte equação define ΔG.

$$\Delta G = \Delta H - T\Delta S$$

No diagrama relaciona-se a energia livre padrão de formação (ΔG°) com a temperatura. ΔG° é a variação de energia de Gibbs para uma reação que ocorre sob condições padrão [51, 52].

A energia livre de formação é negativa para a maioria dos óxidos metálicos, como se pode ver no diagrama de Ellingham representado acima. Quanto mais pequeno o valor da energia livre padrão de formação (ΔG°) maior é a estabilidade térmica do óxido.

Como foi verificado, a posição das linhas no diagrama de Ellingham, para uma qualquer reação, determina a estabilidade do óxido em função da temperatura, logo essas mesmas

linhas quando próximas do topo do gráfico representam óxidos que são instáveis e facilmente redutíveis. Numa dada reação, um metal consegue reduzir um óxido cuja linha se encontre acima da linha desse metal [12].

Por exemplo, a linha de MgO está abaixo da linha de TiO_2, o que significa que o magnésio pode reduzir o dióxido de titânio em titânio e, inversamente, que o titânio não consegue reduzir a magnésia. Neste diagrama verificou-se que a ítria e a cálcia são os materiais com menor redutibilidade por parte do dióxido de titânio, pois são os que possuem as linhas de energia livre de formação mais negativas, em relação aos óxidos de titânio.

2.5.2 Camada alpha-case

A fundição de ligas de Ti e TiAl provoca geralmente a formação de uma camada na superfície da peça fundida, referida como camada alpha-case, normalmente mais vigorosa para as ligas de Ti do que para as ligas de TiAl. A camada *alpha-case* é o fenómeno existente mais crítico no processo de *investment casting* para ligas de TiAl quando se pretende obter peças com a maior qualidade possível.

O fenómeno *alpha-case* é formado devido à reação do metal líquido, TiAl, e a parede interior da carapaça, que leva inicialmente à formação de TiO_2 e depois à solução sólida de oxigénio na superfície da peça em TiAl que está em contacto com a carapaça [53]. Um exemplo para a camada *alpha-case* em ligas de Ti, neste caso Ti6Al4V, está presente na Figura 40.

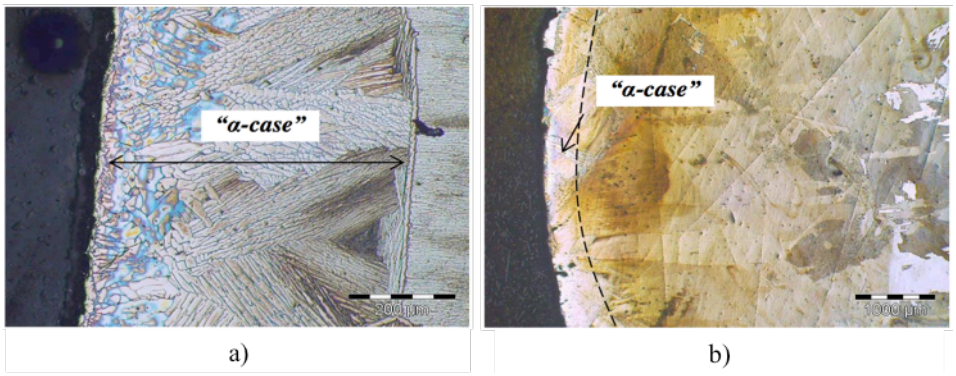


Figura 40 – Exemplos des camadas *alpha-case* existentes em diversos locais de um vazamento de Ti6Al4V com carapaça com *facecoat* de zircão a) alheta da turbina, b) topo do gito [12]

À medida que o metal solidifica, o oxigénio difunde-se para o interior da superfície, produzindo assim a camada *alpha-case*. A espessura da mesma depende de diversos fatores aqui apresentados [53]:

- Atmosfera de fusão e vazamento;
- Velocidade de arrefecimento;
- Geometria da peça;
- Tempo de contacto entre carapaça e metal fundido;
- Turbulência no vazamento;
- Temperatura de pré-aquecimento.

De forma a evitar este problema, refratários como a alumina (Al_2O_3), zircónia (ZrO_2), cálcia (CaO) e ítria (Y_2O_3) têm sido utilizados com o objetivo de reduzir a reação entre o cerâmico e o metal fundido, visto que a sua energia livre de formação é mais negativa do que a do TiO_2, como se pode verificar no diagrama de Ellingham, apresentado na Figura 39 [54]. Sung *et al.* [54] verificaram que a camada *alpha-case* está dividida em duas partes: a camada de reação e a camada endurecida. A Figura 41 apresenta a camada de reação.

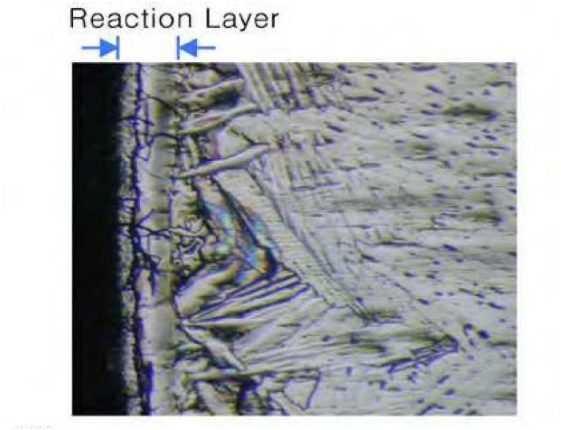


Figura 41 - Microestrutura da interface entre Ti e carapaça de Al_2O_3 [54]

Um estudo conduzido por Tetsui *et al.* [55] confirmou que a ítria (Y_2O_3) é, de acordo com o diagrama de Ellingham apresentado na Figura 39, o material cerâmico com a reatividade mais reduzida quando em contacto com ligas de titânio. Este facto também pode ser observado na Figura 42, onde se verifica que a ítria permite obter as menores concentrações de oxigénio. Este resultado é tanto válido para os cadinhos como para as carapaças cerâmicas usadas como moldações. Tetsui *et al.* também concluíram que na camada *alpha-case* há um acréscimo da dureza e assim a superfície permanece mais frágil.

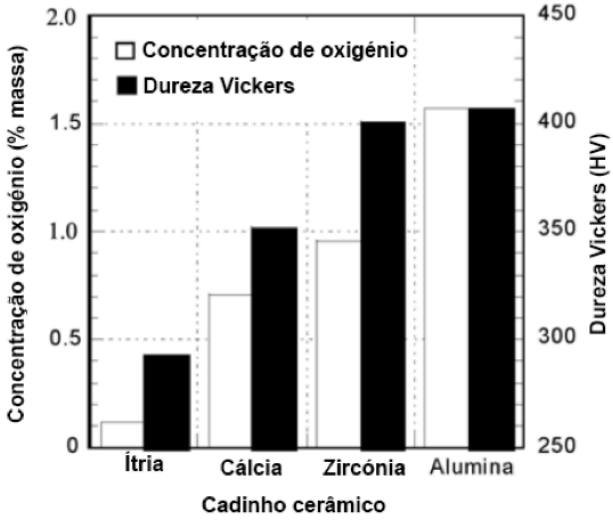


Figura 42 - Comparação entre concentração de oxigénio e dureza Vickers para uma liga Ti-46Al fundida em diferentes tipos de cadinho cerâmico [55]

O estudo efetuado por Sung *et al* também atestou que a camada *alpha-case* não depende apenas da interação com elementos de oxigénio mas também com elementos intersticiais presentes nas carapaças cerâmicas. Neste estudo, Sung *et al* usaram Al_2O_3 como material para as carapaças, logo segundo os cálculos realizados a partir das tabelas termodinâmicas JANAF, a formação de camada *alpha-case* não devia ocorrer. No entanto, a reação *alpha-case* foi gerada, o que apenas pode ser explicada pela dissolução de Al da carapaça na superfície do metal.

2.5.2.1 Influência do teor de alumínio na camada alpha-case

Um estudo conduzido por Sung *et al.* [56] examinou a influência do teor de alumínio na formação de *alpha-case.* O estudo consistiu em teores que rondaram entre os 0 e 55% de Al com carapaças em Al_2O_3. Sung *et al.* concluíram que quando o teor de Al é inferior a 30 at% são formadas camadas de reação bem distintas de alpha-case e quando é superior a 30 at% não é perceptível a camada de reação *alpha-case*, podendo assim concluir que quanto maior a percentagem de Al menor é a camada de reação *alpha-case*. A Figura 43 apresenta imagens da região da interface metal/carapaça para diferentes teores de Al.

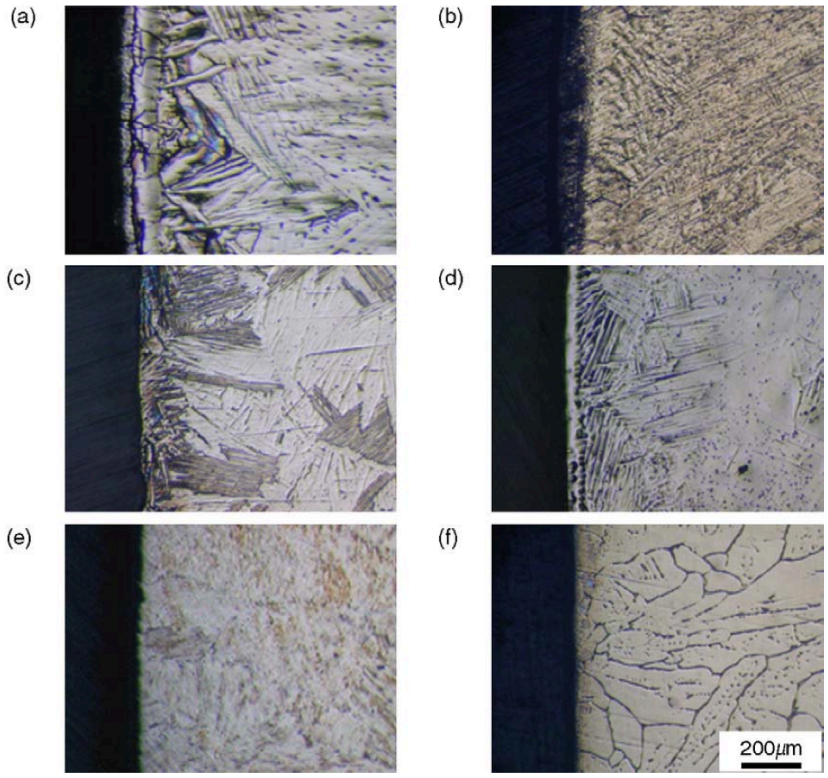


Figura 43 - Imagens da interface metal/carapaça para diferentes teores de Al: a) cp Ti, b) Ti-10Al, c) Ti-30Al, d) Ti-40Al, e) Ti-47Al e f) Ti-55Al

Com a Figura 44 é possível verificar que a partir dos 30% de Al a dureza da camada *alpha-case* não sofre grandes alterações.

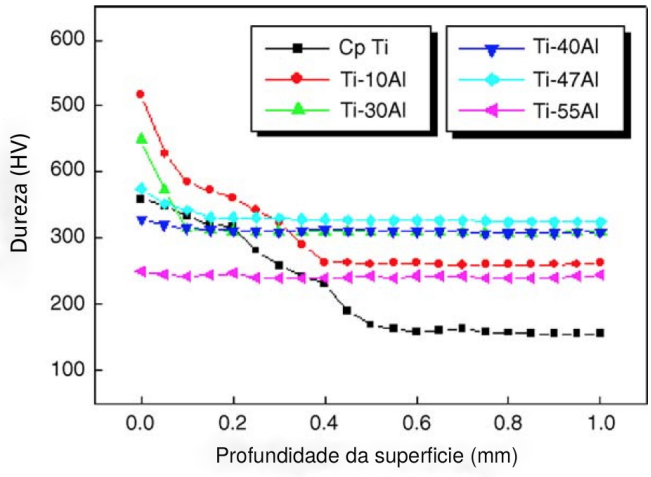


Figura 44 - Dureza do alpha-case consoante a profundidade e teor de Al [56]

2.5.3 Maquinagem química para remoção do *alpha-case*

Não sendo possível evitar a formação da camada *alpha-case* deve-se proceder à remoção posterior desta camada. Devido à impossibilidade em remover a camada *alpha-case* com recurso à maquinagem tradicional pois este processo pode provocar a iniciação de fendas e sua propagação na peça fundida [56], a remoção da camada de alpha-case pode ser realizada através do processo de maquinagem química.

A maquinagem química consiste na dissolução química de uma certa quantidade de metal. No processo de maquinagem química, a peça é submersa numa solução ácida até que uma nova camada reapareça à superfície, assegurando assim uma remoção uniforme de material.

Após a maquinagem química um fator que permite avaliar a eficácia do processo na remoção da camada *alpha-case* é a medição de microdureza da peça. Esta consiste na medição de dureza em diversos pontos desde a superfície até uma certa profundidade, e normalmente a espessura de *alpha-case* ronda os 200 a 250 μm.

2.5.3.1 Maquinagem química de ligas de Ti

A solução ácida mais comum para ligas de titânio é a combinação ácido fluorídrico (HF) e ácido nítrico (HNO_3). O ácido fluorídrico permite uma taxa de remoção elevada do titânio, como tal quanto maior for a acidez da solução maior a quantidade de metal removido [57]. A seguinte equação indica a reação das ligas de titânio com o ácido fluorídrico.

$$Ti + 6HF \rightarrow H_2TiF_6 + 2H_2\ (g)$$

A introdução de um ácido oxidante como o ácido nítrico permite que haja uma limitação da reação, possibilitando assim a diminuição da difusão de hidrogénio no metal, como se poderá ver na Figura 46 posteriormente. Como tal, a equação resultante da reação das ligas de titânio com a solução HF-HNO_3 é a seguinte [57]:

$$3Ti + 12HF + 4HNO_3 \rightarrow 3TiF_4 + 8H_2O + 4NO_2$$

Say *et al.* [57] realizaram um estudo com o intuito de caracterizar a solução HF-HNO_3 para ligas de Ti-6Al-4V. Para tal, Say *et al*. conduziram diversos ensaios com diferentes concentrações dos dois ácidos. Na Figura 45 é possível observar que a solução que obteve maior taxa de remoção em μm por minuto foi a solução com 5% de HF e 10% de HNO_3, podendo assim concluir que quanto maior a concentração de HF maior a taxa de remoção.

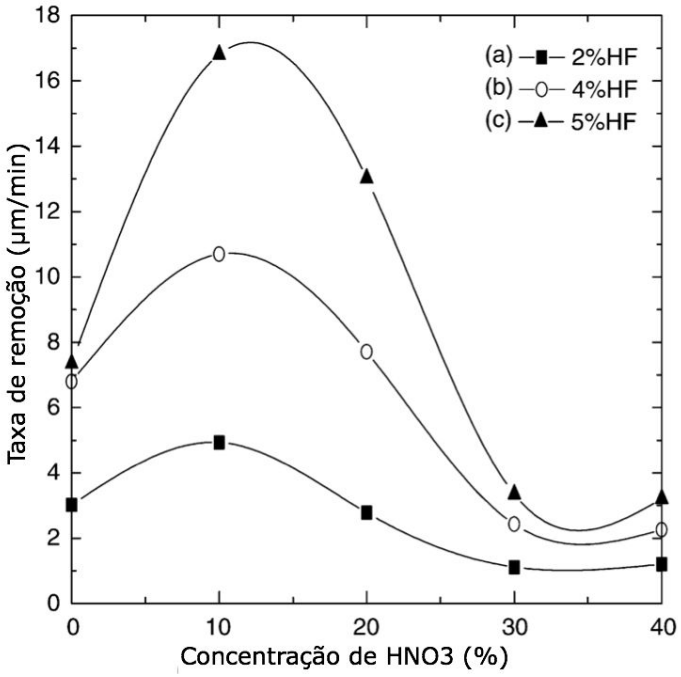


Figura 45 – Taxa de remoção consoante a concentração de HF e HNO_3 [57]

Say *et al.* verificaram que a absorção de hidrogénio por parte do titânio na peça é também dependente da concentração de HNO_3 presente na solução (ver Figura 46). A absorção de hidrogénio por parte do titânio pode provocar o aumento de porosidades devido à natureza gasosa do hidrogénio. Como tal é necessário manter um equilíbrio entre taxa de remoção elevada e absorção de hidrogénio.

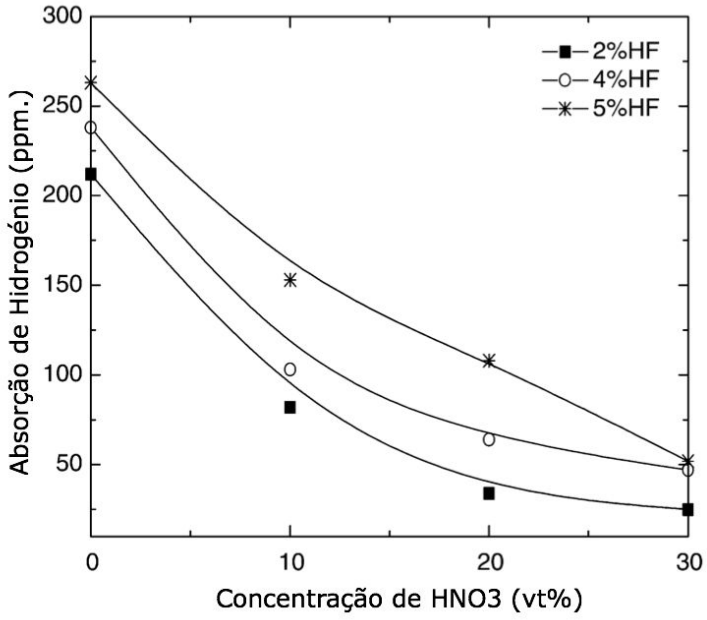


Figura 46 - Absorção de hidrogénio com a concentração de HNO_3 [57]

Um outro estudo conduzido por Mutombo *et al.* [58], concluíu que diferentes concentrações de HF para iguais concentrações de HNO_3 provocam distintos graus de rugosidade, como se pode observar na Figura 47. A solução com 4% de HF e 20% de HNO_3 foi a que obteve melhores acabamentos superficiais, em termos de rugosidades. No entanto, a solução que obteve níveis mais baixos de contaminação da solução no metal foi a solução com 3% de HF e 20% de HNO_3.

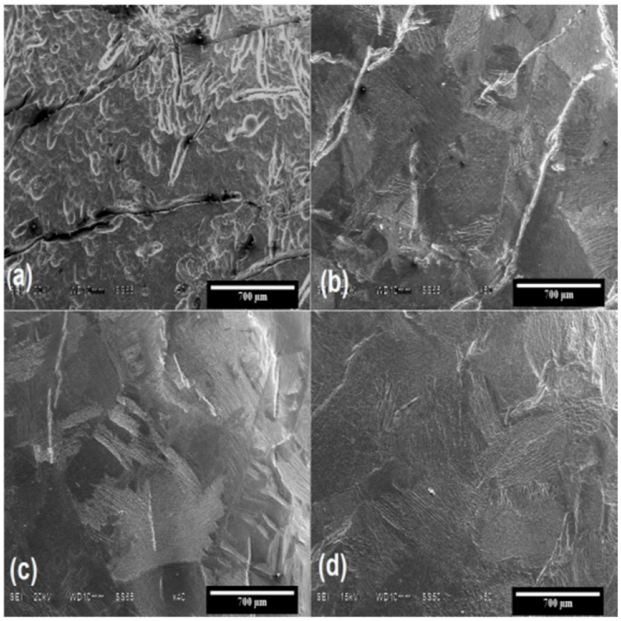


Figura 47 - Superficie da peça a) Antes de maquinar, b) Maquinagem com 2%HF, c) Maquinagem com 3%HF, d) Maquinagem com 4%HF

A duração e temperatura da maquinagem química são fatores determinantes no processo. Mutombo *et al.* [58] verificaram que para a solução anterior, a duração que permite a taxa de remoção mais elevada é de cerca de 40 minutos a uma temperatura de 65 °C.

2.5.3.2 Maquinagem química de ligas de TiAl

Não existem grandes informações na literatura disponível sobre maquinagem química para ligas de TiAl. Apenas é possível mencionar uma patente concretizada por Chen [59] em que a solução praticada permite a maquinagem química de diversas ligas de titânio com diferentes concentrações de Al, V e Nb.

A solução patenteada para ligas de Ti-48Al-1V e Ti-45Al-5Nb-1W consiste no conjunto dos diferentes compostos com as seguintes concentrações apresentadas na Tabela 7. A temperatura de serviço do banho onde se encontra a solução ronda os 52 °C.

Tabela 7 – Solução patenteada por Chen para ligas de TiAl [59]

Elemento químico	**Fórmula química**	**Concentração (wt%)**
Ácido fluorídrico	HF	2
Ácido sulfúrico	H_2SO_4	4
Cloreto de sódio	NaCl	3,5
Água	H_2O	90,5

Chen concluiu que com esta solução é possível obter taxas de remoção na ordem dos 0,15 mm por hora. No entanto, são necessários diversos cuidados como [59]:

- Revitalizar a solução com adições constantes de HF, visto que este é o elemento responsável pelo ataque químico;
- Circulação e/ou rotação do banho de maneira a uniformizar o ataque em toda a superfície da peça.

2.5.3.3 Ensaios de verificação após maquinagem química

Existem diversos ensaios não destrutivos possíveis de realizar para verificar a performance do processo de maquinagem química. Estes ensaios podem ser a medição de rugosidade, medição de dureza e o levantamento de forma.

<u>Medição de rugosidade</u>

A medição de rugosidade permite obter informação acerca da qualidade superficial de uma peça. O instrumento de medição que verifica as superfícies com uma ponta de contacto (*stylus tip*) é usualmente designado de rugosímetro.Este método determina os desvios na forma do

perfil de superfície gerado e calcula os parâmetros de rugosidade definidos pela norma ISO 4287. Um exemplo do ensaio de rugosidade está presente na Figura 48.

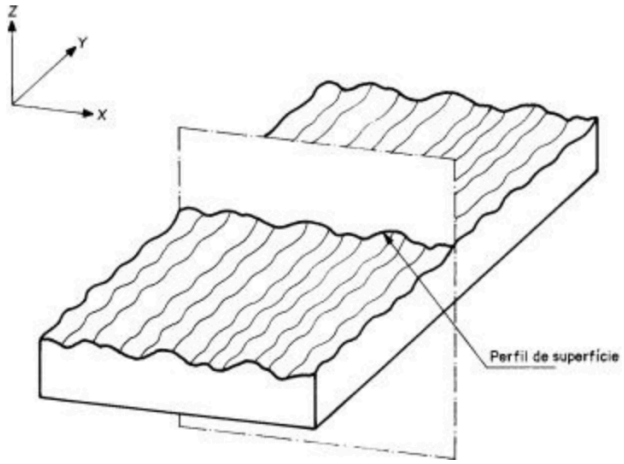


Figura 48 – Exemplo de um ensaio de rugosidade [60]

Os parâmetros que se obtém com a medição de rugosidade segundo a norma ISO 4287 são:

- *Ra* – Desvio médio aritmético do perfil
- *Rq* – Desvio médio quadrático do perfil
- *Rp* – Altura máxima de pico do perfil
- *Rz* – Altura máxima do perfil

Medição de microdureza

Os ensaios de microdureza são importantes não só para relacionar a dureza do material com a resistência mecânica, ou para comparar a dureza de um fundido que foi tratado com a liga original, mas também para verificar se a camada endurecida existente no fundido foi removida após o processo de maquinagem química. O ensaio de dureza *Vickers* (ver Figura 49) é o mais utilizado para medição de microdurezas em peças de elevada precisão pois utiliza cargas baixas (0,01 a 0,1 kgf) e o entalhe que deixa é pequeno comparativamente ao ensaio *Brinell*, podendo assim realizar varias medições num percurso curto.

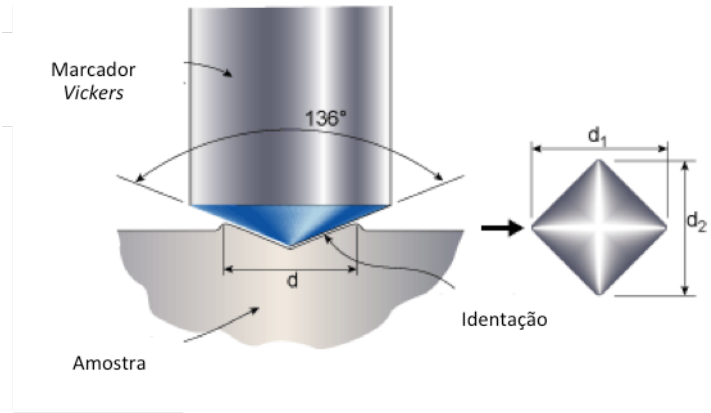


Figura 49 – Ensaio de dureza *Vickers* [61]

2.6 Aditivos nas carapaças cerâmicas

A ítria, a zircónia e o zircão requerem uma temperatura de sinterização muito elevada de maneira a que se seja possível obter uma densidade elevada. No entanto, altas temperaturas de sinterização (superiores a 1400 °C) aumentam muito os custos de produção das carapaças. A redução da temperatura de sinterização pode conduzir a más ligações entre as partículas cerâmicas das carapaças. Estas partículas podem facilmente soltar-se durante o processo de fundição e permanecer no metal após a solidificação, contaminando assim o metal. Entretanto, a superfície irregular causada pela libertação das partículas da carapaça afeta a qualidade do acabamento superficial da peça [62]. Sendo assim, aditivos podem ser usados para baixar a temperatura de sinterização.

Uma diminuição aparentemente pouco significativa na temperatura de sinterização pode resultar numa diminuição de custos bastante considerável quando se trata de processos a nível industrial. Uma vez que, normalmente, os aditivos têm uma temperatura de fusão inferior à do material em questão, é proporcionada uma sinterização com fase líquida.

Os aditivos podem ser usados nas mais variadas formas. Podem ser óxidos, polímeros e água. Cada aditivo tem a sua característica e função a desempenhar quando adicionado a uma barbotina. Nesta secção, ir-se-á falar sobre a adição de óxidos e de polímeros, como se poderá ver mais à frente.

2.6.1 Óxidos como aditivos

Os óxidos passíveis de serem usados como aditivos podem ser vários, porém é necessário ter em conta que os aditivos devem ter um comportamento inerte com o material que se vai vazar na carapaça. Alguns exemplos de aditivos passíveis de serem utilizados em cadinhos e carapaças para fundir ligas de TiAl são [62, 63]:

- TiO_2 – Óxido de titânio
- CeO_2 – Óxido de cério
- ZrO_2 – Óxido de zircónio
- B_2O_3 – Óxido de boro
- V_2O_5 – Óxido de vanádio

Na Tabela 8 estão presentes as temperaturas de fusão dos óxidos usados como aditivos nas carapaças.

Tabela 8 - Temperaturas de fusão de diversos óxidos para usar como aditivos de sinterização [31]

Cerâmico	Fórmula química	Temperatura de fusão (°C)
Óxido de boro	B_2O_3	450
Óxido de vanádio	V_2O_5	670
Óxido de titânio	TiO_2	1720
Óxido de lantânio	La_2O_3	2305
Óxido de cério	CeO_2	2400
Óxido de zircónio	ZrO_2	2710

Um estudo conduzido por Gasgnier *et al.* [63] verificou a influência dos aditivos na densificação da ítria pura durante a sinterização. Neste artigo são testados os seguintes aditivos: ZrO_2, CeO_2, TiO_2 e SiO_2. Como a ítria pura requere temperaturas acima de 1800 °C, tem como consequência um crescimento de grão bastante acentuado e algumas porosidades quando a densidade teórica atinge os 95 – 97%.

Foram realizadas sinterizações a 1600 °C para a ítria pura com diferentes aditivos entre os 2 e 5 wt%. Como se pode observar na Tabela 9, a adição de TiO_2 é a que permite melhores efeitos na densidade final. Esta conclusão também pode ser validada com a Figura 50.

Tabela 9 - Influência dos diferentes aditivos na contração e na densidade relativa para amostras sinterizadas a 1600 °C [63]

Aditivo	Wt%	Densidade “a verde” (%)	Contração (%)	Densidade final (%)
Sem aditivo	-	54,8	7,6	69,6
CeO_2	5	59,0	4,6	66,3
ZrO_2	5	58,3	4,9	67,7
SiO_2	2	55,6	13,3	82,2
TiO_2	2	57,4	16,6	98,7

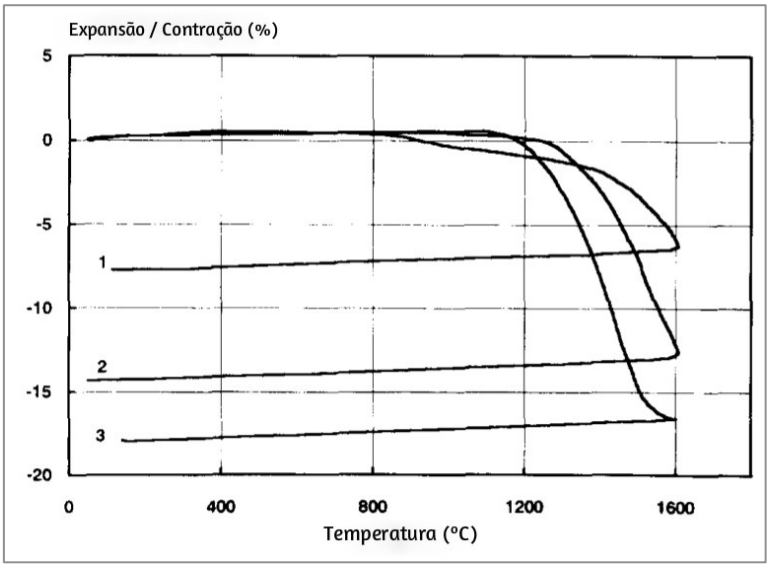


Figura 50 - Curvas de contração dos provetes com os diferentes aditivos 1) Ítria pura sem aditivo, 2) Ítria com 2 wt% de SiO_2, 3) Ítria pura com 2 wt% TiO_2 [63]

Neste artigo, Gasgnier *et al.* chegaram à conclusão de que se o TiO_2 for depositado uniformemente na superfície dos grãos da ítria, 0,2 wt% de TiO_2 já é suficiente para garantir resultados satisfatórios a uma temperatura de 1600 °C. Entretanto, é de salientar que esta temperatura em termos económicos continua a ser excessivamente alta.

2.6.1.1 Diagramas de equilíbrio e Ellingham para os aditivos de sinterização

Os diagramas de equilíbrio permitem perceber qual o comportamento de diversos elementos quando em conjunto. Então, são ideais compreender qual o possível comportamento dos aditivos quando misturados com o material cerâmico das carapaças.

No entanto, devido à dificuldade em encontrar diagramas de equilíbrio para todos os aditivos de sinterização com a ítria, que é o material cerâmico mais usado para a camada de *facecoat* na produção de carapaças para ligas de Ti e TiAl, a utilização de diagramas de Ellingham torna-se uma solução alternativa válida para comparar os aditivos usados.

Na Figura 51, é possível verificar que os aditivos possuem todos uma energia livre de formação de Gibbs inferior ao valor do óxido de titânio (TiO_2), exceto para B_2O_3 e V_2O_5, que possuem valores superiores. Porém, estes não devem afetar a reatividade da carapaça com as ligas TiAl, pois as quantidades adicionadas são mínimas quando comparadas com o material cerâmico principal usado na carapaça.

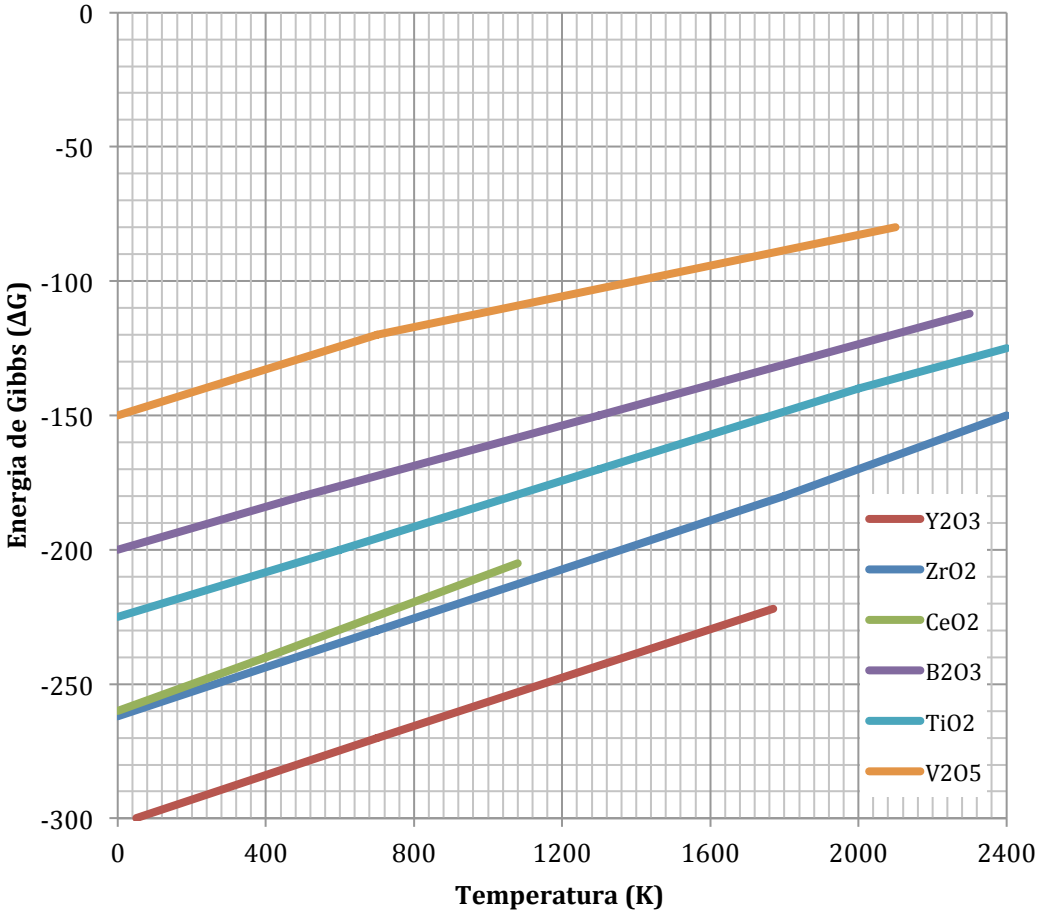


Figura 51 - Diagrama de Ellingham para os aditivos de sinterização (adaptado de [64])

2.6.2 Polímeros como aditivos

Foram publicados diversos estudos sobre a adição de componentes poliméricos para a construção de carapaças cerâmicas. Existem diferentes tipos de polímeros no mercado, mas apenas alguns conseguem ter a compatibilidade desejada para serem usados em *investment casting* para ligas de TiAl. Os problemas que afetam a eficácia do polímero numa barbotina envolvem:

- Instabilidade com o ligante;
- Falta de estabilidade mecânica na barbotina;
- Nenhuma melhoria de desempenho com a adição de polímero [27].

A adição de polímeros à barbotina é normalmente justificada pela melhoria da resistência mecânica "em verde", reologia, adesão, tempo de secagem e pelo aumento da porosidade da carapaça após sinterização, melhorando assim a permeabilidade da carapaça [27, 46].

Após a escolha do polímero, é necessário verificar a sua compatibilidade com a solução coloidal em uso como ligante. Este passo é de extrema importância visto que as soluções coloidais são dispersões metastáveis e um elemento que provoque instabilidade na dispersão pode provocar modificações a nível de performance do ligante, podendo resultar na precipitação de partículas [27].

2.6.2.1 Adição de polímeros sólidos

Um estudo conduzido por Yanfei *et al.* [65] analisou a efeito da adição de polímeros em barbotinas de ZrO_2. Neste estudo, as camadas que sofreram uma adição de polímeros foram as camadas de *backup*. As percentagens estudadas foram 0,01 wt%, 0,02 wt%, 0,03 wt% e 0,04 wt%, sendo o polímero de eleição a poliacrilamida com um tamanho de partículas inferior a 200 μm. Foi realizado um ensaio de flexão em 3 pontos para verificar a resistência mecânica da carapaça e um vazamento com centrifugação em moldes com um formato em "I" para se concluir sobre a sua colapsibilidade.

Para o ensaio de flexão em 3 pontos foi possível concluir que há um aumento da resistência mecânica "a verde" das carapaças quando lhes é adicionado polímero. Este aumento da resistência mecânica é interessante pois permite que a carapaça aguente as tensões provocadas no interior da mesma pelo processo de descerificação. No entanto, após um tratamento térmico de 2 horas a 950 °C, Yanfei *et al.* concluíram que há uma queima desses polímeros adicionados e, como tal, a resistência das carapaças diminuiu e permaneceu inferior aos resultados obtidos para as carapaças "a verde". Estes resultados podem ser observados na Figura 52.

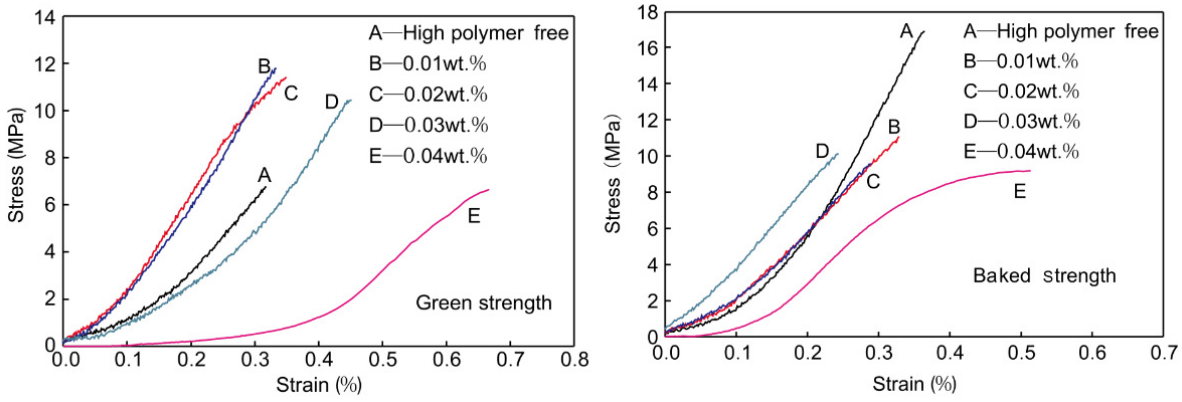


Figura 52 – Resultados dos ensaios de flexão em 3 pontos "a verde" e depois de tratamento térmico [65]

No vazamento com centrifugação, Yanfei *et al.* apuraram que a partir de 0,04wt% as carapaças não têm a resistência suficiente para aguentar as forças centrifugas durante o vazamento, como se tinha verificado com o ensaio de 3 pontos.

Sabendo que as ligas de TiAl são muito pouco dúcteis à temperatura ambiente, uma fratura presente no metal pode ser instigada pela fraca colapsibilidade das suas carapaças.

O uso de polímeros sólidos nas carapaças cerâmicas permite que a permeabilidade das mesmas seja melhorada, uma vez que, com os tratamentos térmicos a queima dos polímeros promove uma porosidade maior das carapaças e, como tal, uma melhoria na expulsão do ar aprisionado no interior da carapaça [65].

2.6.2.2 Adição de polímeros no estado líquido

Um estudo realizado por Yuan *et al.* [46] também analisou o efeito dos polímeros como aditivos para as carapaças cerâmicas, sendo o polímero usado poliacetato de vinila líquido, mais conhecido por PVA, com percentagens adicionadas de 0 wt%, 6 wt% e 30 wt%. A adição de polímeros foi apenas realizada para as camadas de *facecoat.*

Neste estudo também foi realizado um ensaio de flexão em 3 pontos para verificar a resistência mecânica, tendo sido verificado que, efetivamente, a adição de 6% de polímero fomenta uma melhoria da resistência mecânica "a verde" (ver Tabela 10).

Tabela 10 - Resistência mecânica para diferentes percentagens de polímeros [46]

	Resist. Mecânica (MPa) – 0 wt% polímero	**Resist. Mecânica (MPa) – 6 wt% polímero**	**Resist. Mecânica (MPa) – 30 wt% polímero**
"a verde"	4,48 ± 0,15	5,24 ± 0,77	4,63 ± 0,79
Sinterização 1000 °C	2,98 ± 0,27	3,48 ± 0,19	2,89 ± 0,2
Sinterização 1200 °C	2,89 ± 0,36	2,86 ± 0,11	3,5 ± 0,52
Sinterização 1400 °C	4,94 ± 0,25	5,31 ± 0,93	4,77 ± 0,90

Neste mesmo artigo, Yuan *et al.* [46] verificaram que um aumento de 0 a 30% na quantidade adicionada de polímeros não tem grande efeito na friabilidade das carapaças. A diminuição da friabilidade apenas é conseguida com o aumento da temperatura de sinterização de 1000 para 1400 °C, como se pode verificar com a Figura 53.

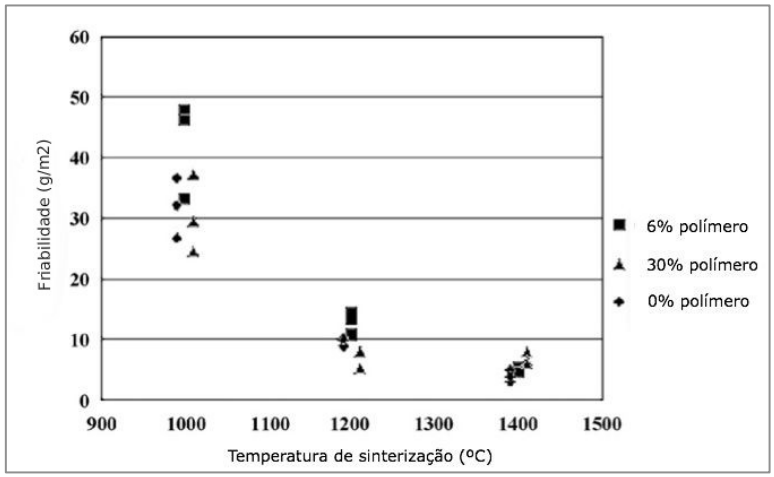


Figura 53 - Resultados obtidos por Yuan et al. [46]

Yuan *et al.* também verificaram a variação de permeabilidade com a percentagem de polímero adicionada. O ensaio realizado seguiu a norma *BS 1902-10.2:1994*, apresentada em 2.4.6.2. A

temperatura usada no ensaio de permeabilidade foi de 1200 °C, sendo a carapaça aquecida a uma taxa de 20 ºC/min. Com os resultados obtidos foi possível assumir que o aumento de concentração de 6 para 30% permite uma permeabilidade superior. Estes resultados podem ser consultados na Tabela 11.

Tabela 11 – Resultados dos ensaios de permeabilidade realizados por Yuan *et al.* [46]

	Duração do teste (min)	**Permeabilidade (m2*10-7)**
***Facecoat* com 6% polímero**	5	1.09
	10	1.13
***Facecoat* com 30% polímero**	5	3.03
	10	3.10

As carapaças foram fabricadas com camadas de *backup* de sílica. No entanto, devido ao aumento da porosidade deve-se ter em conta a difusão de partículas de sílicio (Si) nas partículas de ítria, podendo ter um efeito negativo na inércia da camada de ítria. No entanto, Yuan *et al.* deduziram que a penetração de Si não foi afetada pela variação na percentagem de polímeros na barbotina de *facecoat,* mantendo-se semelhante aos resultados sem adição de polímeros.

A adição de polímero torna as camadas de *facecoat* mais espessas, como se pode ver na Tabela 12 e na Figura 54. Nesta figura também se pode observar que a espessura das camadas de *facecoat* não é afetada pelo aumento da temperatura de sinterização [46].

Tabela 12 – Espessura da camada de *facecoat* [46]

	Camada facecoat (µm) – 0 wt% polímero	**Camada facecoat (µm) – 6 wt% polímero**	**Camada facecoat (µm) – 30 wt% polímero**
Sinterização 1000 °C	106.4 ± 8.4	164.0 ± 28.1	178.4 ± 10.0
Sinterização 1200 °C	113.9 ± 9.0	155.3 ± 27.4	188.6 ± 25.9
Sinterização 1400 °C	108.1 ± 18.9	122.4 ± 14.3	213.2 ± 35.2

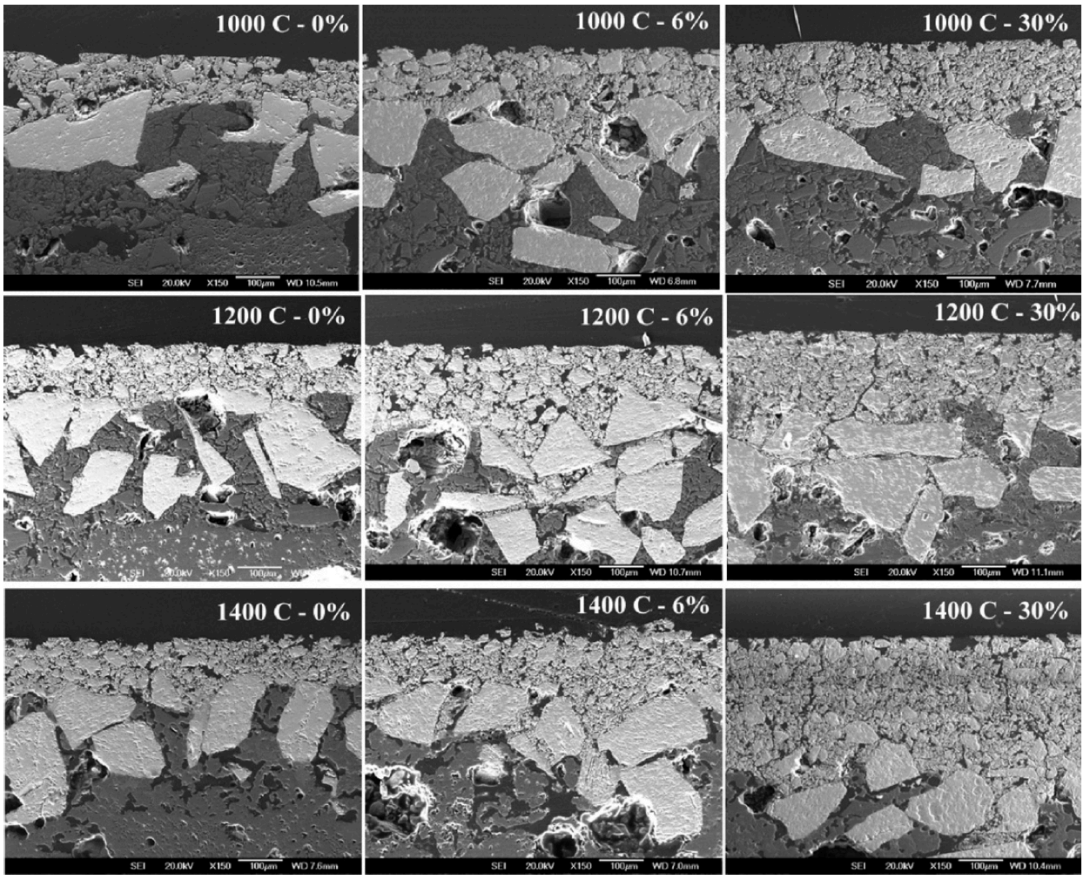


Figura 54 – Microestruturas das carapaças com diferentes percentagens de polímeros a diferentes temperaturas de sinterização [46]

2.7 Fusão e vazamento

A fundição das ligas de Ti e TiAl tem vindo a desenvolver-se muito nos últimos anos. Este desenvolvimento pode ser explicado devido às vantagens adjacentes às ligas de Ti e TiAl, mas também devido à necessidade de haver condições específicas para o vazamento destas mesmas ligas.

Existem diversas empresas a nível mundial que produzem sistemas de fusão e vazamento por centrifugação, sendo que as mais conhecidas: *ALD Vacuum Technologies AG* (Alemanha), *Hitchiner* (USA), *Retech Systems LLC* (USA), *LINN High Therm* (Alemanha) e *Consarc* (Alemanha). Nesta secção, fala-se primeiramente sobre os processos de fusão existentes e depois dos diferentes processos de vazamento presentes, apesar de eles estarem intimamente ligados.

2.7.1 Fusão

A fusão dos aluminetos de titânio deve ser realizada em atmosfera controlada, com um gás inerte, independentemente da tecnologia dos fornos usados. Estes fornos podem ser divididos em 3 grupos:

- Fusão por indução;
- Fusão por arco elétrico;
- Fusão por arco de plasma.

2.7.1.1 Fusão por indução

A fusão do metal é feita dentro do cadinho através da introdução de uma corrente alternada nas bobinas exteriores ao cadinho. Assim, o metal é sujeito a um fluxo de corrente alternada induzido suficientemente grande para provocar a fusão do metal por efeito de Joule [66]. O processo é realizado sem a junção de qualquer aditivo e numa atmosfera controlada e em vácuo.

Na fusão por indução para aluminetos de titânio são usadas geralmente duas soluções: fusão em cadinho cerâmico (VIM) e fusão em cadinhos frios (VISM). A sigla VIM corresponde a *Vacuum Induction Melting* e VISM corresponde a *Vacuum Induction Skull Melting* [67].

2.7.1.1.1 VIM – Forno de fusão por indução em cadinho cerâmico

Este processo é realizado em atmosfera controlada sob vácuo e gases inertes. Consiste na utilização de cadinhos cerâmicos, permitindo assim que se consiga um diferencial de temperaturas acima da temperatura *liquidus* superior à de outros processos, conhecido por sobreaquecimento (*Superheat)*. No entanto, o uso deste tipo de cadinhos pode provocar a captação de oxigénio presente no material cerâmico do cadinho durante a fusão do metal e até mesmo a libertação de partículas cerâmicas que penetram no metal fundido provocando a existência de inclusões na peça, o que provoca problemas a nível de qualidade do metal fundido.

Entre os vários materiais cerâmicos passíveis de serem utlizados na produção de cadinhos, a ítria é o material cerâmico, usado na camada do *facecoat*, que permite obter os menores níveis de contaminação por oxigénio, dependendo apenas da duração do tempo de contato com o metal fundido (ver Figura 55) [67].



Figura 55 - Exemplo de cadinho cerâmico com *facecoat* em ítria [67]

2.7.1.1.2 VISM – Forno de fusão por indução em cadinho de cobre refrigerado a água

Como o titânio é um metal altamente reativo, quando este é fundido tem problemas de contaminação com o cadinho. Para solucionar este problema, podem ser usados cadinhos refrigerados a água. O cobre é o material de eleição para o cadinho, por ter uma boa condutividade elétrica e grande resistência ao choque térmico. Um exemplo de um cadinho de cobre refrigerado a água está retratado na Figura 56.

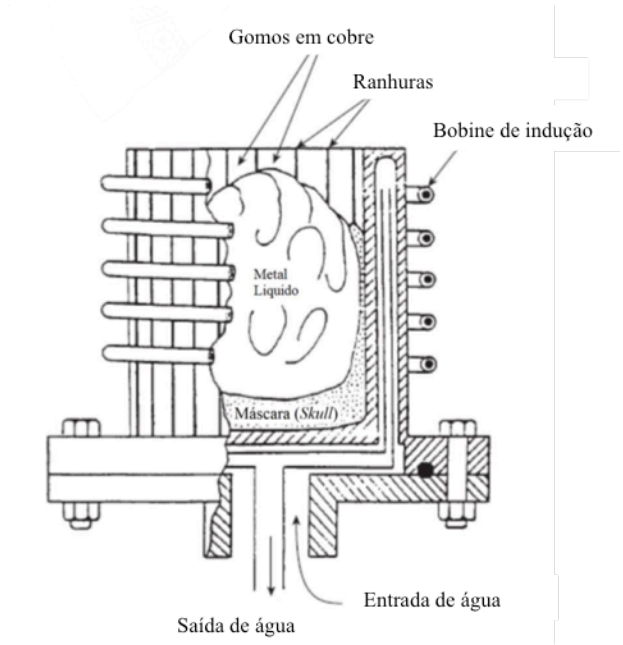


Figura 56 - Cadinho de cobre arrefecido a água [6]

Ao usar este tipo de cadinho, é criada entre este e o metal fundido uma camada solidificada de TiAl. Esta deve-se ao diferencial de temperaturas entre o titânio fundido e o cadinho arrefecido a água. Esta camada permite que o resto do metal fundido não seja contaminado pelo cadinho. Chama-se a este método *Skull Melting*, devido à forma da camada criada.

A Figura 57 exibe os níveis de oxidação presentes em titânio fundido em tipos diferentes de cadinhos. Estes foram vazados numa atmosfera com árgon. É assim demonstrado que, com a utilização de cadinhos de cobre refrigerados a água, a contaminação do titânio por oxigénio é aproximadamente de zero quando comparada com cadinhos produzidos em materiais cerâmicos como a ítria, cálcia, zircónia e alumina. Esta figura também comprova o porquê do uso da ítria em detrimento de outros materiais refratários.

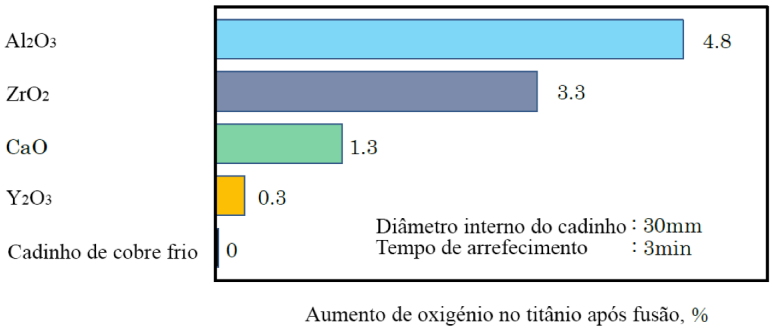


Figura 57 - Níveis de contaminação do titânio após fusão [2]

Este processo causa uma grande perda de calor do metal fundido, o que muitas vezes pode provocar falhas no processo de fusão e vazamento do metal. A empresa *Daido* verificou que se diminuísse a área de contacto do metal fundido com o cadinho de cobre arrefecido a água, os resultados obtidos seriam melhores. A este processo dá-se o nome de *Levitation Melting Casting* ou *Levicast.*

Inicialmente, o objetivo era a criação de um campo magnético, através da indução de uma corrente alternada nas bobinas, capaz de levantar totalmente o metal fundido, como se pode ver na Figura 58.

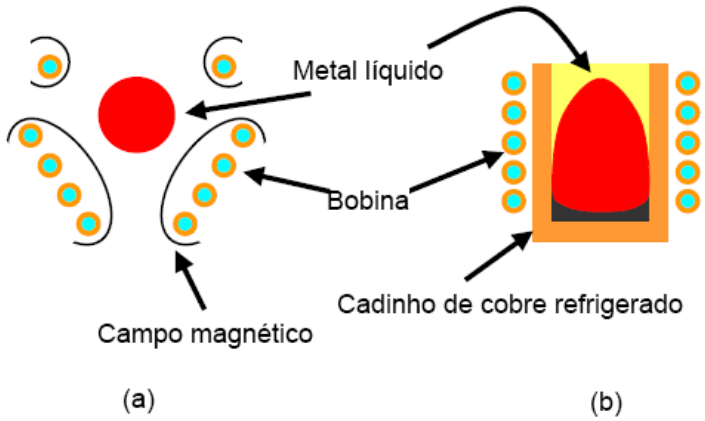


Figura 58 - Levitação do metal fundido [2]

A levitação do metal deve-se às forças repulsivas de *Lorentz*. No entanto, apenas é possível levitar metal que é capaz de suportar as tensões superficiais exercidas pelas forças, logo a levitação total apresentada na Figura 58 é apenas experimental, sendo a semi-levitação aplicada no sector industrial.

Assim, obtêm-se menores perdas de calor relativamente ao *Skull Melting*, devido à menor área de contacto com o cadinho. A Figura 59 mostra um exemplo industrial desta tecnologia [2].

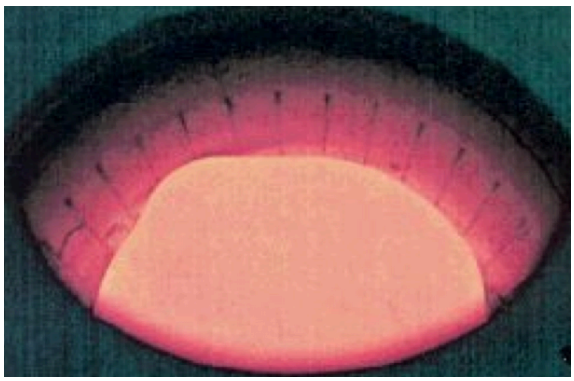


Figura 59 - Metal fundido dentro de cadinho refrigerado a água [2]

O vazamento deste processo também pode ser feito com o recurso à centrifugação, como pode ser observado mais à frente na Figura 74.

2.7.1.2 Fusão por arco elétrico (VAR)

O processo denominado por fusão por arco elétrico, também conhecido por VAR (*Vacuum Arc Remelting),* utiliza um arco eléctrico estabelecido entre um eléctrodo consumível e um cadinho de cobre arrefecido para proceder à fusão do metal. Os vários constituintes da liga a fundir são colocados no cadinho nas proporções pretendidas. É feita a aplicação de vácuo na câmara do forno e induzida uma corrente eléctrica de corrente contínua responsável pelo estabelecimento do arco eléctrico. Este aquece tanto os materiais a fundir como o eléctrodo, levando-os a fundir e a depositarem-se no cadinho, formando o "banho de fusão".

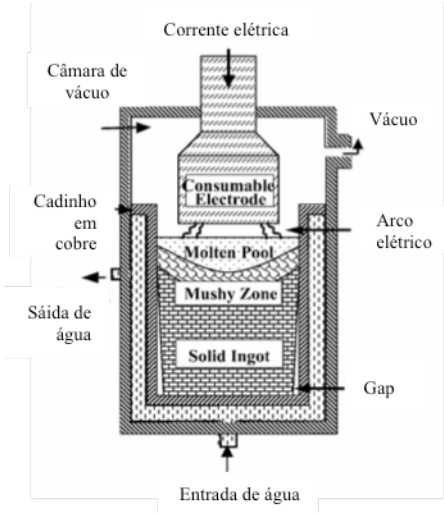


Figura 60 – Esquema do processo de fusão por arco elétrico (VAR) [68]

O eléctrodo tem um movimento de descida durante a fusão do metal de maneira a manter a sua distância ao banho de fusão (*gap*) constante, para que se estabeleça corretamente o arco eléctrico [68]. A pressão na câmara é constantemente controlada para garantir que não existem contaminações no metal fundido. Outros parâmetros como a intensidade e tensão da corrente eléctrica são também monitorizados durante o processo para garantir que o ritmo da fusão obtido é o pretendido. Alguns fornos deste tipo têm também incorporados no topo do cadinho de cobre bobines eléctricas que, através da aplicação de campos electromagnéticos, promovem correntes que aumentam a movimentação do metal fundido, melhorando assim a homogeneidade final [5].

É importante ter em conta que pode existir uma redução do teor de alguns dos elementos constituintes da liga devido à evaporação dos mesmos [68]. Nestes casos, no início do processo colocam-se no cadinho esses mesmos elementos em excesso de maneira a compensar as perdas esperadas. Uma vez que o cadinho é refrigerado a água forma-se a camada *skull*, explicada anteriormente.

A homogeneidade obtida não é normalmente satisfatória, pelo que é usual proceder-se a uma refusão do composto metálico, por vezes até mais do que uma vez. Foi reportado que tais refusões não afectam a composição química da liga e que melhoram a homogeneidade obtida. A *GKSS* (Alemanha) realizou algumas fusões de aluminetos de titânio em que obteve um gradiente do teor de alumínio do centro para as extremidades dos lingotes resultantes de aproximadamente 1%. O problema da homogeneidade pode resultar em inclusões de titânio puro com regiões ricas em alumínio em redor das mesmas, o que em algumas aplicações é considerado inaceitável [68].

2.7.1.3 Fusão por arco de plasma (PAM)

A fusão por arco de plasma foi desenvolvida como alternativa ao processo VAR para ligas de titânio.

Esta tecnologia baseia-se na fusão do metal com recurso a um arco de plasma, em que o metal se move horizontalmente em direção ao cadinho à medida que vai sendo aquecido pelo arco de plasma, como se pode ver na Figura seguinte.

O arco pode ser programado para estar em movimento, de maneira a fundir mais eficientemente o metal. O metal fundido vai então para um forno de cobre arrefecido a água. Após se ter fundido um certo volume de metal, este é movido para um cadinho de cobre também refrigerado a água. No topo do cadinho também existe um segundo arco de plasma, para que as condições de fusão se mantenham constantes no processo de transferência do forno para o cadinho.

Apesar de na Figura 61 só estar presente um forno, podem existir até 3 fornos quando se usam sistemas mais complexos, em que que o metal fundido vai passando de forno em forno até chegar ao cadinho. Este tipo de sistema tem como vantagem uma maior homogeneidade do metal fundido [68].

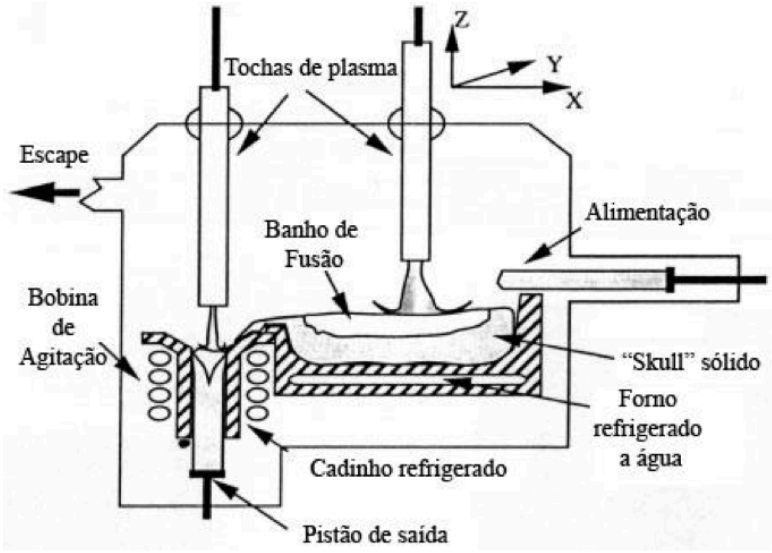


Figura 61 – Processo de fusão por plasma (PAM) [69]

Durante a fusão do metal é criada uma camada, denominada de *Skull,* entre o metal fundido e o forno de cobre refrigerado a água. Como já foi referido para os cadinhos refrigerados a água, esta camada formada evita a contaminação do metal fundido.

2.7.2 Vazamento

Existem diversos métodos de vazamento para as ligas TiAl, sendo apresentadas em estudos as vantagens de cada um em relação a outro, por isso achou-se relevante dar a conhecer alguns dos processos de vazamento passíveis de se usar.

2.7.2.1 Vazamento por gravidade

O vazamento por gravidade é o tipo de vazamento mais usado na indústria metalúrgica para as mais variadas peças e ligas. O seu uso prende-se pela sua simplicidade e custo reduzido. Porém, este método pode gerar turbulências excessivas durante o vazamento. Estas turbulências são originadas a partir da velocidade de enchimento muto elevado, pois esta apenas depende da altura de vazamento. Este método pode ser visualizado na Figura 62.



Figura 62 – Vazamento por gravidade para a produção de tacos de golfe da marca *PING* [70]

2.7.2.2 Vazamento por baixa pressão

O vazamento por baixa pressão, também denominado como vazamento por contragravidade é usado de forma a reduzir os defeitos induzidos devido à turbulência no enchimento proveniente do vazamento por gravidade [5].

Este modo de vazamento pode ser classificado nos diferentes tipos:

- CLA – Vazamento do metal ao ar por baixa pressão
- CLV – Vazamento do metal em vácuo por baixa pressão
- CLI – Vazamento do metal em atmosfera de gás inerte por baixa pressão

Dos tipos de vazamento por baixa pressão, apenas o CLV e o CLI são utilizados no vazamento de ligas reativas como o titânio e o TiAl [69].

O processo CLV é constituído por uma câmara onde é colocada a moldação. Esta câmara está posicionada sobre uma outra câmara onde o metal fundido se situa dentro do cadinho. A ligação entre as câmaras é feita através de uma válvula que se situa entre as mesmas.

Inicialmente a fusão é feita sobre vácuo. Depois da fusão estar concluída, as duas câmaras são preenchidas por um gás inerte, normalmente árgon, como se pode ver na Figura 63 a).

De seguida, o cadinho é elevado e a válvula abre, ao mesmo tempo que é aplicado vácuo na câmara de cima que obriga o metal a subir em direção à moldação (Figura 63 b)).

Depois do metal solidificar no interior da carapaça, o metal no alimentador desce de novo em direção ao cadinho (Figura 63 c)).

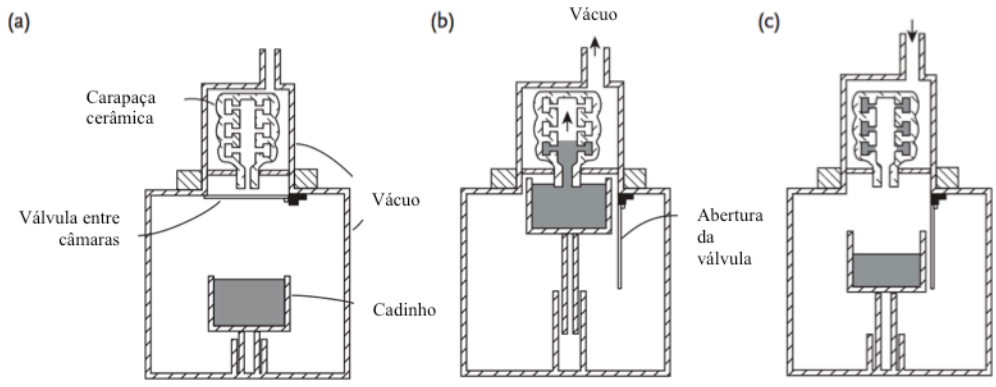


Figura 63 – Esquemática do processo CLV [5]

O processo *Levicast* desenvolvido pela *Daido* apenas difere do processo CLV no cadinho utilizado. Neste processo é usado um cadinho de cobre refrigerado a água. Este processo combina a tecnologia, também desenvolvida pela *Daido, Levitation Melting Casting.* Este encontra-se apresentado na Figura 64.

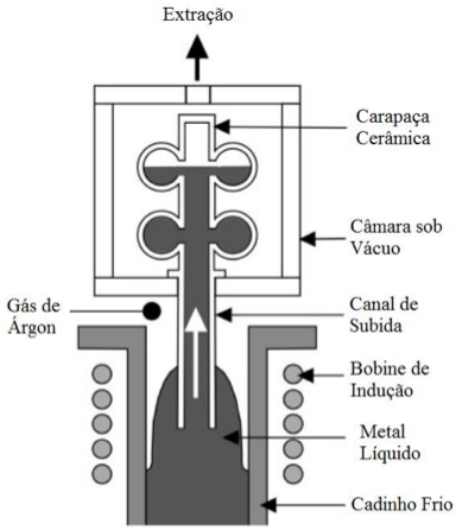


Figura 64 – Processo *Levicast* desenvolvido pela *Daido* [5]

Resumindo as vantagens do processo *Levicast* são [71]:

- Menor quantidade de impurezas dado que o material fundido não tem uma área de contacto tão grande com as paredes dos cadinhos;
- Menor perda de calor;
- Obtenção de paredes mais finas assim como formas mais complexas.

O processo CLI segue o mesmo princípio de funcionamento do processo CLV que foi descrito anteriormente. No entanto, só difere no facto de ser apenas na câmara de fusão que se realiza vácuo seguido de uma injeção de árgon. Quando a câmara da moldação se junta à câmara de fusão, a primeira aspira o gás existente na câmara de fusão e só depois é que o tubo aspira o metal fundido, como se pode ver na Figura 65.

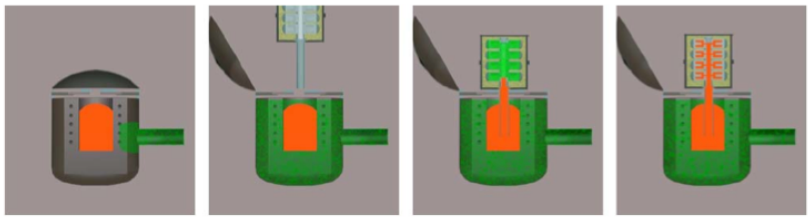


Figura 65 – Etapas do processo CLI [69]

2.7.2.3 Vazamento por centrifugação

O vazamento por centrifugação, também conhecido por *Centrifugal Casting,* tanto pode ser horizontal como vertical, sendo estes distinguidos pelo eixo de rotação. O vazamento por centrifugação faz uso das forças centrífugas provocadas pela rotação do molde para o encher convenientemente, melhorando assim a eficiência do processo de vazamento.

O vazamento por centrifugação horizontal tem o seu eixo de rotação horizontal, como o seu nome indica, sendo por isso o menos indicado para a realização de turbinas. Este processo é

usado maioritariamente para a produção de peças de revolução, por exemplo tubos ocos, como se pode observar na Figura 66 [72].

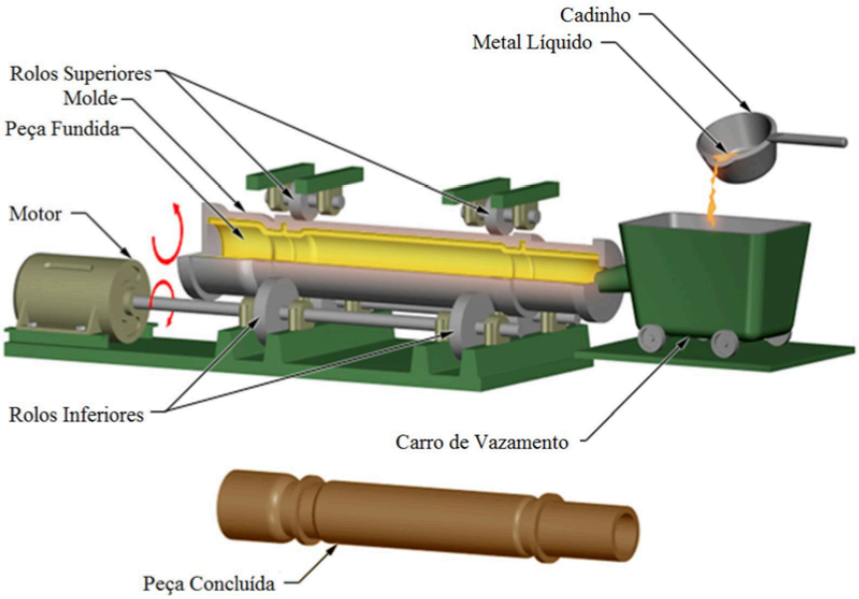


Figura 66 - Vazamento por centrifugação horizontal [3]

O vazamento por centrifugação vertical pode realizar uma maior variedade de formas. Um exemplo de vazamento por centrifugação vertical está representado na Figura 67.

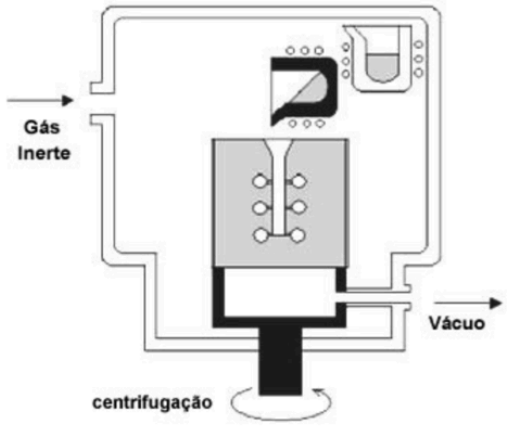


Figura 67 - Vazamento por centrifugação vertical [3]

Como se pode verificar na Figura 67, o eixo de rotação é o eixo de simetria da moldação. Esta figura é uma representação bastante simples de uma sistema vertical em vácuo. No entanto, existem diversos processos de vazamento por centrifugação vertical. Estes podem ser radiais ou axiais. Os diferentes processos irão ser explicados nas secções seguintes.

2.7.2.3.1 Centrifugação radial

A centrifugação radial, mais conhecida por *True Centrifugal Casting*, é possivelmente o tipo de centrifugação mais usado para o vazamento de ligas metálicas. Para este tipo de

centrifugação existem diversas patentes desenvolvidas e fornos disponíveis, mas talvez o processo mais conhecido seja o desenvolvido pela *LINN High Therm* em colaboração com a Universidade de Aachen. Um exemplo figurativo do processo está representado na Figura 68.

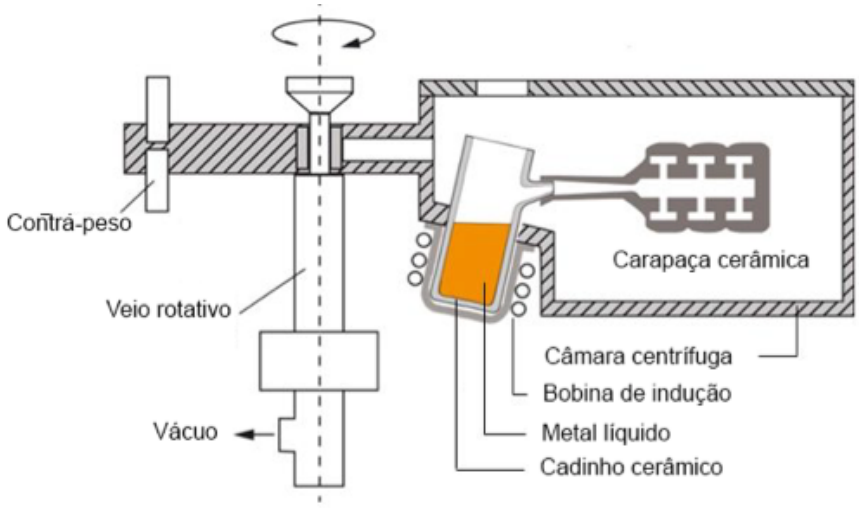


Figura 68 - Vazamento LINN-supercast [67]

No processo *LINN-supercast* usa-se um cadinho cerâmico em que o lingote do metal a fundir é colocado no seu interior e inserido no braço que vai rodar em concordância com o veio de rotação, como se pode observar na Figura 68. Sendo o metal a fundir o TiAl é necessário que haja um controlo da atmosfera de vazamento; para tal usa-se um gás inerte, como o *árgon*. Para a fusão do metal, as bobinas são movidas até ao cadinho de maneira a fundir o metal num curto espaço de tempo. Ao atingir a temperatura de fusão, as bobinas são retiradas para baixo e o processo de rotação do veio é iniciado.

Com a rotação e a alta aceleração do braço, as forças centrífugas criadas empurram o metal líquido para fora do cadinho na direção da moldação pré-aquecida. A forma do cadinho representada na Figura 55 é que permite que o metal líquido consiga sair com a rotação do veio. A rotação mantém-se durante a solidificação até que o metal preencha o alimentador [73]. O processo desenvolvido pela *LINN High Therm* apresenta diversos tamanhos de acordo com a quantidade de metal a vazar. A Figura 69 mostra os diferentes tamanhos disponíveis.

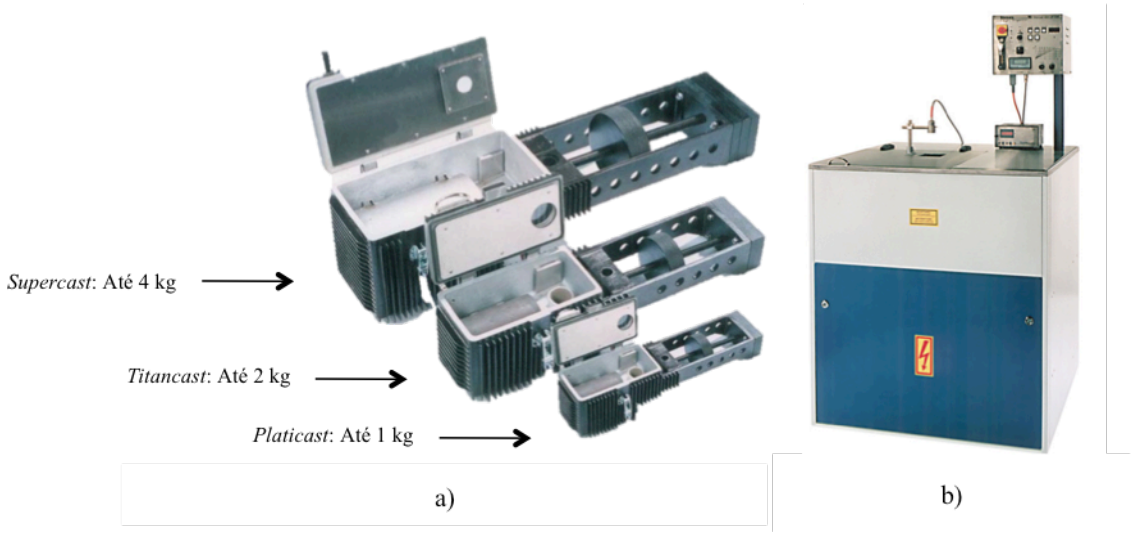


Figura 69 – a) Sistema LINN nos seus diferentes tamanhos, b) Instalação do forno *LINN* [73]

Na Tabela 13 podem-se verificar os parâmetros do processo LINN-supercast.

Tabela 13 - Dados técnicos do sistema LINN-supercast [52]

	LINN-supercast
Capacidade do cadinho (kg)	2
Duração processo (min)	6 - 8
Duração da fusão (min)	2 -3
Sobreaquecimento ΔT (K)	20 - 100
Velocidade de rotação máxima (rpm)	400
Atravancamento (largura*comprimento*altura)	7*12*4

Existem patentes desenvolvidas por Renkel [74] e por Monteiro *et al* [75] que são muito semelhantes ao processo desenvolvido pela *LINN High Therm*. Cada uma delas apresenta características particulares, pois o forno desenvolvido por Renkel consegue vazar grandes quantidades de metal enquanto o forno desenvolvido por Monteiro *et al* apenas vaza pequenas quantidades de metal, na ordem das gramas.

No modelo desenvolvido por Renkel está implementado um sistema de transmissão com embraiagem e volante de inércia, permitindo que a transferência da energia seja extremamente rápida para o veio. Na Figura 70 é possível observar o modelo patenteado por Renkel.

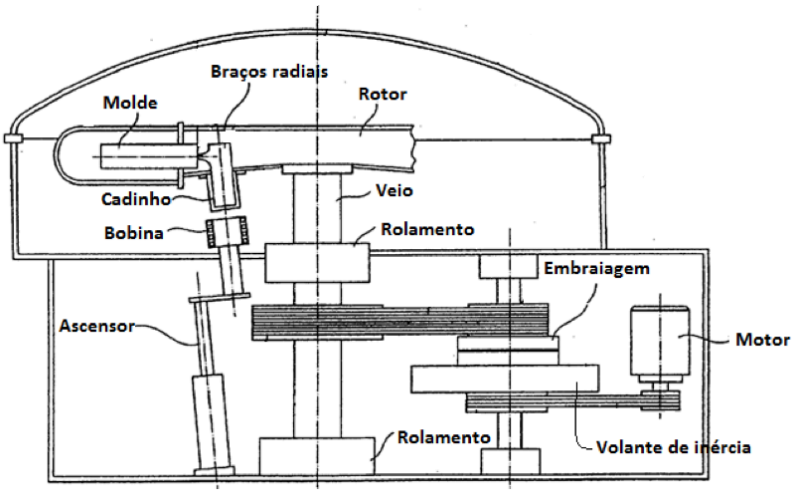


Figura 70 – Patente desenvolvida por Renkel [74]

A patente desenvolvida por Renkel também contém informações quanto à aceleração necessária para gerar as forças de centrifugação pretendidas. A Figura 71 contém a curva tempo-velocidade de rotação desejada, onde se pode verificar que em apenas 0,9 segundos a velocidade de rotação atingida é de 190 rpm [74].

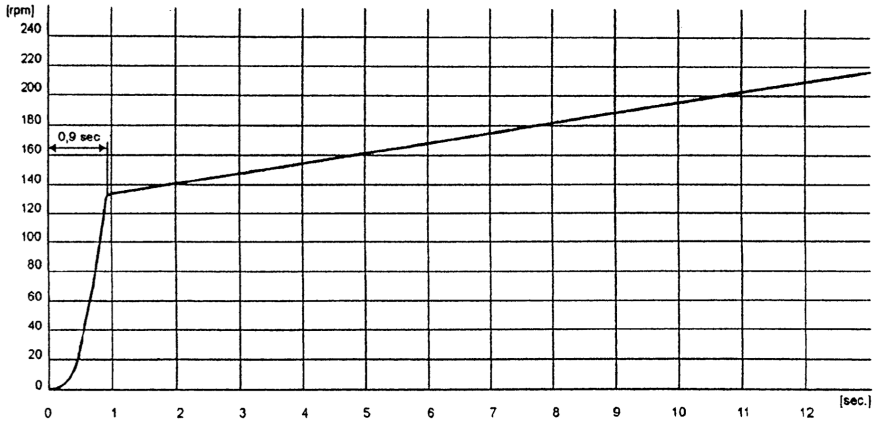


Figura 71 – Curva tempo-velocidade de rotação do sistema patenteado por Renkel [74]

2.7.2.3.2 Centrifugação axial

O vazamento por centrifugação axial consiste basicamente na rotação do molde no seu eixo de simetria. A Figura 67 apresenta um desenho simplificado deste tipo de vazamento.

Um estudo realizado por Fu *et al* [76] sobre fundição de válvulas em TiAl concluiu que a utilização de um vazamento centrífugo origina resultados melhores do que um vazamento por gravidade sem rotação da carapaça. O modelo usado no estudo é o apresentado na Figura 72.

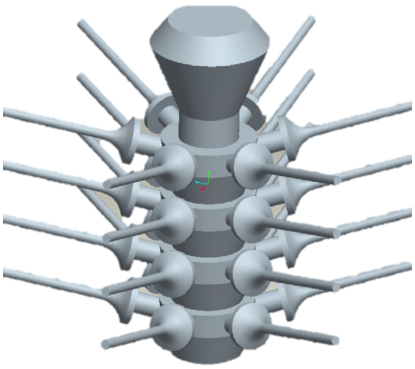


Figura 72 - Modelo 3D do sistema de gitagem das válvulas [76]

Devido ao efeito da centrifugação, o enchimento do molde é diferente do enchimento de um vazamento em que o molde está estático. O processo de enchimento está dividido em duas fases: o "enchimento para a frente" (*forward filling*) e o "enchimento para trás" (*backward filling*), conseguindo assim reduzir os vazios no interior das válvulas [76]. Neste artigo, Fu *et al* utilizaram velocidades de rotação da ordem dos 400 a 450 rpm, temperaturas de 1670 a 1720 °C e temperaturas de pré-aquecimento das carapaças de 900 °C. Com este estudo, concluíram que um aumento da velocidade rotação de 400 para 450 rpm não melhora em nada o enchimento da carapaça e não diminui as porosidades. Considerações adicionais indicam que, se o tempo de enchimento for demasiado longo, a perda de calor será muito grande, e se o tempo de enchimento for curto, demasiada turbulência será gerada devido às forças centrífugas.

A patente *US2001/0045267* A1 criada por Choudhury [77] em colaboração com *ALD Vacuum Technologies AG* desenvolveu uma sistema de vácuo com vazamento centrífugo, especialmente para ligas de titânio. A Figura 73 apresenta um esboço desta mesma patente.

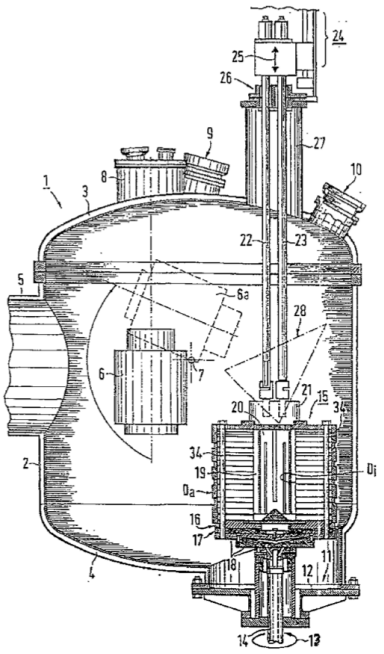


Figura 73 - Sistema de fusão e vazamento desenvolvido por Choudhury [77]

Este sistema também foi desenvolvido para válvulas em ligas de TiAl, sendo o cadinho em cobre e refrigerado a água. Nesta patente é possível verificar que o cadinho tem um movimento de rotação para encher o molde, este movimento é normalmente apelidado de *tilt casting*. No entanto, neste sistema o molde não é cerâmico mas sim permanente, como se pode verificar na Figura 74 [78].

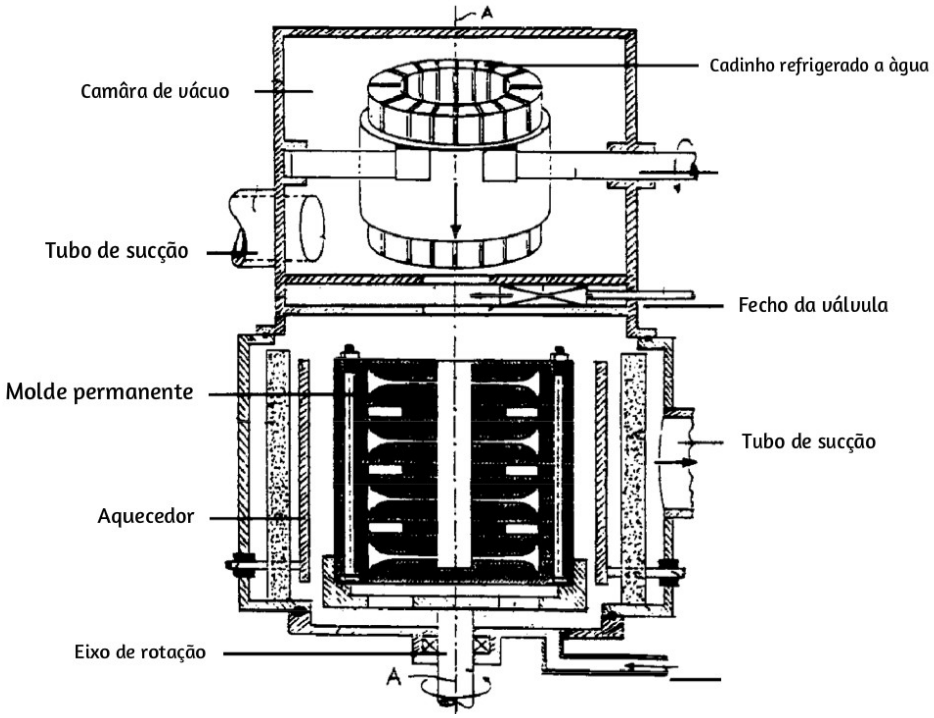


Figura 74 - Esquema do sistema de fusão e vazamento desenvolvido por Choudhury [78]

As forças radiais e tangenciais máximas ocorrem na periferia do molde e são função do diâmetro e velocidade de rotação do molde. Por um lado, é desejável usar a maior velocidade de rotação possível de maneira a produzir uma peça o mais densa possível. Por outro lado, cálculos baseados nos materiais dos moldes em questão demonstraram que moldes com altas temperaturas exteriores são melhor operados a cerca de 500 rpm [77].

Sistema *Leicomelt*

Os sistemas *Leicomelt* desenvolvidos pela *ALD Vacuum Technologies AG* têm um funcionamento semelhante ao da patente desenvolvida por Choudhury. Estes são constituídos por um forno de indução composto por um cadinho de cobre refrigerado a água e um mecanismo de rotação axial do molde.

Na Figura 75 está apresentado um exemplo do sistema *Leicomelt*. É possível observar o mecanismo de rotação implementado no cadinho de cobre refrigerado a água que permite o vazamento do metal fundido por uma pia de vazamento. Esta pia de vazamento direciona o metal até à câmara do molde. Na Figura 76 vê-se com maior pormenor o sistema de rotação do cadinho implementado pela *ALD Vacuum Technologies AG* [79].

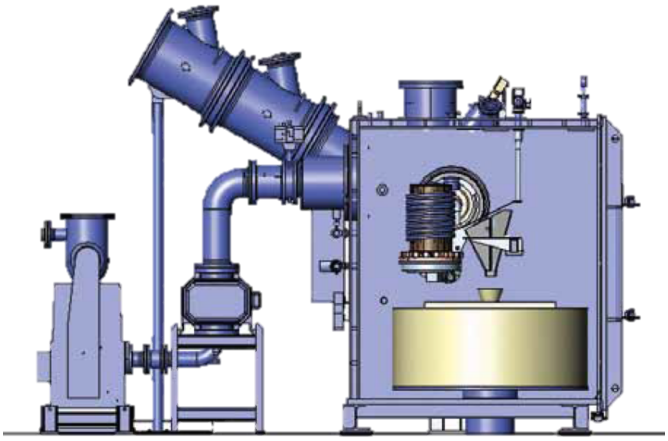


Figura 75 – Sistema *Leicomelt* desenvolvido pela ALD [79]



Figura 76 - Sistema de rotação do cadinho no forno *Leicomelt* [79]

Os sistemas *Leicomelt* têm diversos modelos tendo em conta o produto a realizar. No caso das pás de turbinas em ligas de TiAl, é usado o *LEICOMELT 5TP* (ver Tabela 14). Este consiste em duas câmaras distintas, a câmara de fusão e a de vazamento (ver Figura 77). No entanto, a maior preocupação é a de manter o sobreaquecimento obtido na fusão durante o vazamento do metal, permitindo assim o tempo de solidificação necessário ao preenchimento completo da moldação [67].

Tabela 14 - Dados técnicos do sistema *Leicomelt 5TP* [52]

	Leicomelt 5TP
Capacidade do cadinho (kg)	10
Potência (kW)	600
Sobreaquecimento ΔT (K)	40 - 70
Velocidade de rotação máxima (rpm)	400
Atravancamento (largura*comprimento*altura)	7*12*4

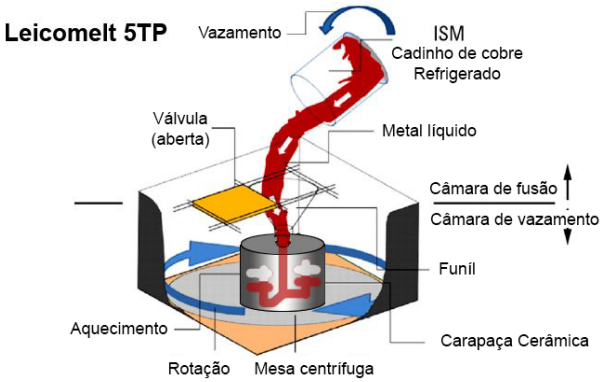


Figura 77 - Sistema *Leicomelt 5TP* [67]

Sistema *Var Skull Melter*

Juntamente com o sistema *Leicomelt,* a *ALD Vacuum Technologies AG* comercializa um sistema de vazamento por centrifugação axial da moldação com fusão por arco elétrico num cadinho refrigerado a água para ligas de Ti e TiAl. Este sistema é denominado por *Var Skull Melter* e está apresentado na Figura 78 [80].

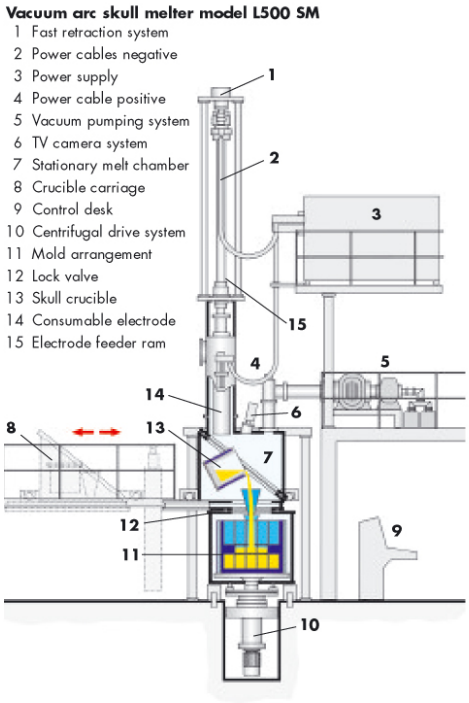


Figura 78 – Sistema *Var Skull Melter* desenvolvido pela *ALD* [80]

Sistema CLI-C^3

O processo CLI-C^3, desenvolvido pela *Hitchiner*, consiste basicamente no processo de vazamento CLI falado anteriormente, mas com um mecanismo de rotação do molde, provocando assim forças centrífugas que melhoram o enchimento da moldação.

2.7.3 Critério de Niyama

Depois do vazamento de um metal ocorre o fenómeno da solidificação do mesmo, sendo que é necessário ter em conta o efeito de contração que advém da solidificação, provocando assim porosidades na peça. Para prever o efeito da contração é usado um método que dá pelo nome de Critério de Niyama [81].

O Critério de Niyama é usado na indústria juntamente com a simulação computacional, de maneira a prever a contração do metal. Este é um parâmetro que está definido pela seguinte equação:

$$N_y = G/\sqrt{\dot{T}}$$

Sendo que:

- G é o gradiente de temperatura (°C/cm);
- $\dot{T}$ é a taxa de arrefecimento do metal (°C.s).

Niyama *et al*. [82] determinaram que existe um valor N_y mínimo para o qual a contração passa a estar presente. O valor obtido, N_y, é um resultado adimensional.

A indústria da fundição usa o Critério de Niyama para identificar possíveis zonas da peça que poderão sofrer contração apenas de uma forma qualitativa. Isto deve-se a duas razões, ao facto de o valor N_y mínimo ser desconhecido e bastante sensível a mudanças no tipo de liga a ser vazada e às condições de vazamento, e porque N_y apenas dá informações sobre se há ou não contração e não sobre a quantidade de contração/porosidades [81].

Niyama *et al.* conduziram diversas experiências com o aço, o que ficou demonstrado que o critério funciona bem para aços. No entanto, para ligas com largo intervalo de solidificação não produz resultados tão satisfatórios. A Tabela 15 apresenta os valores limite N_y para diferentes materiais.

Tabela 15 - Valores limite N_y para diferentes materiais [83]

Material	Valor limite N_y
Aço	1
Ferro fundido	0,75
Ligas Al	0,25 – 0,3
Ligas Cu	1,3

No artigo escrito por Fu *et al.* [76], numa simulação realizada para o vazamento por centrifugação de válvulas em TiAl, foi usado um valor de N_y entre 0,14 – 0,20. Sendo que o valor ideal para N_y era de 0,18.

3 Parte experimental

Os trabalhos mais recentes realizados no INEGI em colaboração com a empresa *Zollern & Comandita* sobre o processo de *investment casting* para ligas de TiAl, intitulam-se como "Desenvolvimento do processo de fundição de turbinas para turbocompressores em aluminetos de titânio", escrito por Álvaro Magalhães e "Estudo da reatividade de ligas de titânio e aluminetos de titânio fundidos com os refratários de carapaças cerâmicas", produzido por Tiago Barrigana. No entanto, nenhum destes trabalhos teve como foco a friabilidade e a permeabilidade das carapaças.

Este trabalho para além de ter como objetivo registar os valores de friabilidade e de permeabilidade para diferentes formulações, tenta desenvolver novas formulações para carapaças que não necessitem de uma temperatura de sinterização elevada. Devido aos elevados custos associados às formulações para ligas de TiAl realizaram-se ensaios tanto de friabilidade como de permeabilidade para formulações com *facecoat* de ítria e de zircão, pois o custo associado a este cerâmico é substancialmente mais baixo quando comparado com o da ítria. Para esta formulação de zircão foram também testadas diferentes percentagens de polímero com o intuito de melhorar a permeabilidade.

A necessidade de verificar a viabilidade da remoção da camada de *alpha-case* pelo processo de maquinagem química levou à realização de ensaios do processo para turbinas *near-net shape*. Contudo, não havendo ainda nenhum registo de maquinagem química no INEGI para ligas de TiAl, realizaram-se inicialmente ensaios para controlar o processo e solução a usar.

Devido à proximidade deste trabalho com a empresa *Zollern & Comandita*, foram também ensaiadas as suas formulações, tanto a nível de friabilidade como de permeabilidade.

Este trabalho tem também como objetivo idealizar o conceito inicial para um sistema de vazamento auxiliado por centrifugação a adaptar ao forno de indução existente no INEGI.

Neste capítulo serão descritos todos os procedimentos experimentais, assim como os materiais utilizados. Parte desta secção utilizará procedimentos e equipamentos desenvolvidos ao longo dos últimos anos no INEGI e que estão relatados em dissertações anteriores [3, 12].

Para a realização dos ensaios práticos, de maneira a obter resultados reprodutíveis e de maior fiabilidade, o número mínimo de carapaças para cada formulação foi de 3 carapaças. No entanto, foram sempre realizadas 4 carapaças de maneira a dispor de uma carapaça de reserva em caso de quebra.

3.1 Formulações para as carapaças cerâmicas

As carapaças cerâmicas são produzidas em camadas usando matérias primas cerâmicas em diferentes estados: suspensão/barbotina e areias sólidas, sendo as barbotinas compostas por uma farinha cerâmica num meio suspensor (meio aquoso) que contém ligante, entre outros componentes orgânicos.

Neste subcapítulo estão descritos os consumíveis utilizados na construção das carapaças cerâmicas. Inicialmente, será feita a descrição dos constituintes da barbotina. De seguida serão detalhadas as areias utilizadas na deposição de areia.

Também se encontram neste subcapítulo as formulações desenvolvidas ao longo deste trabalho. Estas são relativas às formulações às quais foram adicionadas diferentes percentagens de TiO_2 e as formulações de zircão com diferentes percentagens de polímero, de modo a avaliar o efeito dos aditivos de sinterização e efeito na permeabilidade das carapaças, respetivamente.

Para os estudos de friabilidade e permeabilidade realizados neste trabalho, as camadas de *backup* não têm tanta influência como as camadas de *facecoat.* Assim de maneira a simplificar o procedimento experimental, durante este trabalho sempre que se falou em formulações usadas no fabrico das carapaças apenas se fez referência às formulações das camadas de *facecoat.* No entanto, também se apresentou as formulações usadas para as camadas de *backup.*

3.1.1 Formulações para ligas de Ti e TiAl

3.1.1.1 Formulações para as camadas de facecoat

Segundo a dissertação realizada por Barrigana [12], as formulações existentes no INEGI com menores níveis de reatividade para ligas de Ti e TiAl são as seguintes:

- AY 1%TiO_2 (ligante: acrilato / farinha: ítria);
- AFZrYC (ligante: alumina fumada / farinha: zircónia e ítria chinesa);

A barbotina AY 1%TiO_2 é normalmente utilizada para a camada de *facecoat* em carapaças para ligas de Ti e TiAl. A sua composição consiste num ligante de acrilato juntamente com farinha de ítria. É a barbotina, das usadas e testadas pelo INEGI, com melhores resultados em termos de reatividade. A Tabela 16 exibe a sua composição.

Tabela 16 - Composição da barbotina AY 1%TiO_2 [84]

Constituintes	Composição	Percentagem
Ligante	Primal E330 EF	10 wt%
Líquido	H_2O desionizada	6,7 wt%
Farinha	Ítria 200 mesh	41,7 wt%
Farinha	Ítria 325 mesh	41,7 wt%
Fundente	TiO_2 100 mesh	1wt% da farinha
Dispersante	Dolapix CE 64	0,1wt% do ligante
Espessante	Acrysol ASE 60 EK	0,5wt% do ligante
Molhante	Tego Surten W111	1wt% do ligante
Anti-espumante	Tego Foamex K3	1wt% do ligante

A barbotina AFZrYC, como a barbotina AY 1%TiO_2, é usada também nas camadas de *facecoat* para ligas reativas. É constituída por um ligante de alumina fumada juntamente com farinha de zircónia estilizada com ítria e ítria chinesa. Comparando-a com a AY 1%TiO_2, a sua vantagem é o seu baixo preço. No entanto, não apresenta resultados tão bons como a AY 1%TiO_2, a nível de reatividade. A Tabela 17 apresenta a sua composição.

Tabela 17 - Composição da barbotina AFZrYC [84]

Constituintes	Composição	Percentagem
Ligante	Aerodisp W 640ZX	16 wt%
Líquido	H_2O desionizada	4 wt%
Farinha	Zircónia estabilizada com ítria -200 mesh	64 wt%
Farinha	Ítria chinesa 20-110 μm	16 wt%
Molhante	Tego Surten W111	0,05wt% do ligante
Anti-espumante	Tego Foamex K3	0,05wt% do ligante

3.1.1.2 Formulações para as camadas de backup

A barbotina AFAL é usada para as camadas de *backup* nas carapaças com camadas de *facecoat* de AY 1%TiO_2. Esta barbotina é constituída por um ligante de alumina fumada com farinha de alumina. Usa-se esta barbotina quando se necessita de maior resistência ao choque térmico, isto é, uma maior condutividade térmica e um menor coeficiente de expansão térmica (ver Tabela 6). A sua composição está presente na Tabela 18.

Tabela 18 - Composição da barbtina AFAl [84]

Constituintes	Composição	Percentagem
Ligante	Aerodisp W 640ZX	32,55 wt%
Líquido	H2O desionizada	2,45 wt%
Farinha	Alodur WRG IC -200 mesh	32,5 wt%
Farinha	Alodur ZWSK IC 0-30 μm	32,5 wt%
Anti-espumante	Tego Foamex K3	0,1wt% do ligante

3.1.2 Formulações com adição de TiO_2

Como foi explicado em 2.6.1 é possível baixar a temperatura de sinterização de um cerâmico com a utilização de aditivos de sinterização. Tendo como objetivo o de tentar baixar a temperatura de sinterização produziram-se barbotinas para a camada de *facecoat* com adição de TiO_2.

As barbotinas desenvolvidas com adição de TiO_2 foram as seguintes:

- AY 2% TiO_2
- AY 3% TiO_2

A adição de TiO_2 foi um processo relativamente simples pois sabendo a quantidade de barbotina na tina que contém a barbotina AY 1% TiO_2 apenas foi necessário calcular a percentagem de ligante no interior da mesma. Sabendo que a farinha total é cerca de 83,4% do peso da barbotina, calcula-se o peso de farinha no momento de maneira a saber a quantidade em peso de TiO_2 a adicionar, pois a percentagem de TiO_2 é proporcional à percentagem de farinha existente. A farinha de TiO_2 tem um tamanho de grão de 149 μm (100 mesh), sendo fornecida pela *Treibacher Industrie AG.*

O resto dos componentes são os mesmos da barbotina AY 1% TiO_2, por isso, no caso de ser necessário realizar uma barbotina nova, os seus componentes estão presentes na Tabela 16, apenas variando a quantidade de TiO_2 a adicionar.

3.1.3 Formulações de zircão

Tendo a ítria um custo bastante elevado de produção e também de necessitar de uma temperatura de sinterização elevada para as carapaças cerâmicas, na ordem dos 83 €/kg e 1450 °C, respetivamente, achou-se relevante testar uma formulação para a camada de *facecoat* que não fosse de encontro com as formulações normalmente usadas para este tipo de ligas, de forma a ser possível baixar a temperatura de sinterização e os custos associados. Como tal, optou-se por utilizar como formulação mais económica para a camada de *facecoat*, a barbotina SZ, esta também testada em termos de reatividade por Barrigana [12].

A barbotina SZ é normalmente usada no INEGI para a camada de *facecoat* em carapaças para vazamento de aço e ligas de baixo ponto de fusão, como alumínio e cobre. Esta barbotina tem a sua composição apresentada na Tabela 19.

Tabela 19 - Composição da barbotina SZ [84]

Constituintes	Composição	Percentagem
Ligante	Levasil 300/30 *Stark*	18,5 wt%
Farinha	Zircão ($ZrSiO_4$) 250 mesh	81,5 wt%
Molhante	Erkantol	0,05wt% do ligante
Anti-espumante	Babysilone	0,05wt% do ligante

A barbotina usada para as camadas de *backup* foi a barbotina SSF, cuja composição é apresentada na Tabela 20. De referir ainda que as barbotinas cujo ligante é a sílica coloidal (*Levasil 300/30*) não necessitaram de adição de água inicialmente, pois este ligante, sendo uma solução aquosa de 30% de sílica coloidal e 70% de água, permite obter misturas uniformes sem adição de água.

Tabela 20 - Composição da barbotina SSF [84]

Constituintes	Composição	Percentagem
Ligante	Levasil 300/30% *Stark*	18,5 wt%
Farinha	Sílica Fundida (SiO_2), (Nin-Sil-Fused Silica 200F da NINCO INC.)	81,5 wt%

3.1.3.1 Adição de polímero

Com o intuito de melhorar a permeabilidade desta formulação desenvolveram-se formulações da barbotina SZ com diferentes percentagens de polímero no facecoat, promovendo assim um melhor enchimento da peça devido à melhor libertação de ar no interior da carapaça. O polímero escolhido para estes testes foi o polímero líquido *PRIMAL E330F*. Este polímero é normalmente designado de acrilato. Sendo o acrilato um composto orgânico, ao efetuar as etapas de descerificação e de sinterização o acrilato vai queimar promovendo assim um aumento da porosidade da camada de *facecoat*, como foi explicado em 2.6.2.

Com objetivo de perceber qual a adição de polímero mais adequada para a camada de *facecoat,* realizaram-se duas formulações distintas, a barbotina SAZ 6% e SAZ 15%. Como o nome indica, estas contém na sua composição 6% e 15% de polímero dos líquidos totais na barbotina, visto que o polímero adicionado está no estado líquido. Para as carapaças com *facecoat* de SAZ 6% e SAZ 15%, a formulação usada para as camadas de *backup* foi a mesma que foi utlizada nas carapaças com facecoat SZ (ver Tabela 19).

Tabela 21 - Composição das formulações SAZ 15% e 6%

Formulação	Constituintes	Composição	Percentagem
SAZ 15%	Ligante	Levasil 300/30% *Stark*	13 wt%
	Ligante	Primal E330 EF	6 wt%
	Farinha	Zircão ($ZrSiO_4$) 250 mesh	80 wt%
	Líquido	H_2O	1 wt%
	Molhante	Erkantol	0,05wt% do ligante
	Anti-espumante	Babysilone	0,05wt% do ligante
SAZ 6%	Ligante	Levasil 300/30% *Stark*	16,2 wt%
	Ligante	Primal E330 EF	2,3 wt%
	Farinha	Zircão ($ZrSiO_4$) 250 mesh	80 wt%
	Líquido	H_2O	1 wt%
	Molhante	Erkantol	0,05wt% do ligante
	Anti-espumante	Babysilone	0,05wt% do ligante

3.1.4 Matérias primas

Nesta secção apresentam-se as matérias-primas utilizadas no trabalho experimental para o fabrico das barbotinas: as farinhas cerâmicas, ligantes, aditivos e areias cerâmicas.

3.1.4.1 Ligantes

Os ligantes, como foi explicado em 2.4.3.2, têm a função de agregar as partículas sólidas em suspensão. Na Tabela 22 estão apresentados os ligantes usados na produção das barbotinas.

Tabela 22 - Caracterização dos ligantes usados no procedimento experimental [3]

	Acrilato ***Primal E330 EF***	**Alumina fumada** ***AERODISP WZX 640***	**Sílica coloidal** ***Levasil* 300/30**
Teor de sólidos, %	47 ± 0.5	40 (Al_2O_3)	30 (SiO_2)
pH	9,3-10.2	6,0-9,0	-
Viscosidade	10-60 (cPs)	≤2000 (mPas)	-
Densidade (g/cm^3)	1,059	1,39	1,21
Preço (€/kg)	19,0	13,5	5,0

3.1.4.2 Farinhas cerâmicas

As farinhas cerâmicas, devido ao diâmetro reduzido das suas partículas, são misturadas com a barbotina durante o processo de fabrico da mesma. Assim obtém-se a tal dispersão coloidal, apresentada em 2.4.3.6. As farinhas cerâmicas usadas durante o procedimento experimental foram as usadas normalmente pelo INEGI para as carapaças cerâmicas específicas para o vazamento de ligas de Ti e TiAl em *investment casting*. A caracterização das farinhas cerâmicas usadas para as barbotinas de *facecoat* está presente na Tabela 23. Na Tabela 24 estão presentes as farinhas cerâmicas usadas para as barbotinas de *backup*.

Tabela 23 - Caracterização das farinhas usadas para as barbotinas de *facecoat*

	Ítria fundida		**Zircónia estabilizada com 6% de ítria**	**Ítria chinesa**	**Silicato de zircónio (Zircão)**
Referência	Yttria fused -200 mesh	Yttria fused -325 mesh	YSZ	Yttrium oxide 3997	$ZrSiO_4$ *200 mesh*
Tamanho médio	<74 µm	<44 µm	44 µm	3-7 µm	62-88 µm
Temperatura de fusão (°C)	≈2500		≈2700	≈2500	2550
Custo (€/kg)	83		8	6	4,5

Tabela 24 - Caracterização das farinhas usadas para as barbotinas de *backup*

	Sílica fundida	**Alumina fumada branca**	
Referência	SiO_2	*WRG IC*	*ZWSK IC*
Tamanho médio	74 µm	74 µm	0-30 µm
Temperatura de fusão (°C)	1720	2072	
Custo (€/kg)	3,15	19	

3.1.4.3 Aditivos

Os aditivos usados para a mistura das barbotinas estão presentes na Tabela 25.

Tabela 25 – Aditivos usados para a mistura das barbotinas

Tipo	Nome	Composição	Estado	Fornecedor
Sintering aid	Farinha de TiO_2 100 mesh	*TiO_2*	Sólido	*Treibacher Industrie AG*
Dispersante	*DOLAPLIX CE 64*	Ácido carboxílico	Líquido	*Zschimmer & Schwarz*
Espessante	*Acrysol ASE 60 EK*	Emulsão ácida com polímero de acrílico	Líquido	*Rohm & haas*
Molhante	Tego Surten W111	Álcool alcóxilato	Líquido	*Evonik*
	Erkantol	-	Líquido	*Tenatex /Lanxess Gmbh*
Anti-espumante	Babysilone	Polidimetilsiloxano	Sólido	*Momentive/Lanxess Gmbh*
	Tego Foamex K3	Óleo mineral	Líquido	*Evonik*

3.1.4.4 Areias cerâmicas

As areias usadas como *stucco* para as camadas de *facecoat* e *backup* estão apresentadas nas Tabela 26 e Tabela 27, respetivamente.

Tabela 26 - Caracterização das areias usadas como *stucco* para as camadas de *facecoat*

	Ítria fundida	Zircónia estabilizada com 4% de cálcia (CaO)	Zircão
Referência	*Yttria Stucco 120 mesh*	*Zirox CS -50+100 mesh*	$ZrSiO_4$ 100 mesh
Tamanho médio (µm)	125	150-300	149
Temperatura de fusão (°C)	≈2500	≈2700	2550
Custo (€/kg)	85	8,0	2,2

Tabela 27 - Caracterização das areias usadas como *stucco* para as camadas de *backup*

	Alumina fundida branca		**Aluminosilicatos (Chamotte)**	
Referência	*EKF 60 FEPA*	*EKF 36 FEPA*	AlSi	
Tamanho médio (µm)	212-300	425-600	200-500	500-1000
Temperatura de fusão (°C)	≈2000		≈1870	
Custo (€/kg)	1,435		0,90	0,80

3.1.5 Resumo das formulações usadas

Como foi explicado anteriormente, ao longo do trabalho a terminologia utilizada para as carapaças fabricadas através dos tipos de *facecoat* foi definida de forma a facilitar a identificação da barbotina e areia utilizadas nas múltiplas camadas. Por exemplo, o provete AY 1% TiO_2 é o provete que foi fabricado com camadas de *facecoat* com a formulação AY 1% TiO_2 e *backup* com a formulação AFAL. Na Tabela 28 é possível observar as diversas camadas e os respetivos elementos que as compõem, barbotina e areia cerâmica.

Tabela 28 – Resumo das formulações produzidas

		AY 1% TiO_2		**AFZrYC**		**SZ**	
	Camadas	**Barbotina**	**Areia**	**Barbotina**	**Areia**	**Barbotina**	**Areia**
Facecoat	1	AY 1%TiO_2	Ítria -125 mesh	AFZrYC	*Zirox CS -50+100 mesh*	SZ	Zr 100 mesh
	Infiltração	AF 50% + H_2O		AF 50% + H_2O		-	
	2	AY 1%TiO_2	Ítria -125 mesh	AFZrYC	*Zirox CS -50+100 mesh*	SZ	Zr 100 mesh
Backup	3	AFAL	Al_2O_3 60 FEPA	AFAL	Al_2O_3 60 FEPA	SSF	AlSi 0,2-0,5 mm
	4	AFAL	Al_2O_3 60 FEPA	AFAL	Al_2O_3 60 FEPA	SSF	AlSi 0,2-0,5 mm
	5	AFAL	Al_2O_3 36 FEPA	AFAL	Al_2O_3 36 FEPA	SSF	AlSi 05-1 mm
	6	AFAL	Al_2O_3 36 FEPA	AFAL	Al_2O_3 36 FEPA	SSF	AlSi 05-1 mm
	7	AFAL	Al_2O_3 36 FEPA	AFAL	Al_2O_3 36 FEPA	SSF	AlSi 05-1 mm
	8	AFAL	Al_2O_3 36 FEPA	AFAL	Al_2O_3 36 FEPA	-	-
Banho de selagem	9	AFAL	-	AFAL	-	SSF	-

Para as formulações AY 2%TiO_2 e AY 3%TiO_2, o procedimento e componentes foram os mesmos que para a formulação AY 1%TiO_2, apenas a barbotina para as camadas de *facecoat* é única para cada formulação. As formulações SAZ 6% e SAZ 15% possuem a mesma ordem de procedimento da formulação SZ, apenas modificando a barbotina para as camadas de *facecoat*.

Foram realizadas para as formulações AY 1%TiO_2 e AFZrYC, provetes com e sem infiltração, sendo que para todas as outras formulações ensaiadas apenas se fabricaram provetes sem infiltração. No anexo B, estão presentes as fichas de produção referentes aos provetes cerâmicos para os ensaios de friabilidade e permeabilidade. No anexo C, encontram-se as fichas de controlo das barbotinas.

3.2 Ensaio de friabilidade

Com o objetivo de tentar quantificar a friabilidade das carapaças cerâmicas foram realizados ensaios de friabilidade para diferentes formulações. O ensaio de friabilidade praticado neste trabalho foi baseado no método desenvolvido por Yuan *et al* [46], este método foi descrito em 2.4.6.1.

3.2.1 Realização do provete cerâmico para ensaio de friabilidade

O fabrico do provete cerâmico consistiu na criação de um modelo em cera ao qual foram aplicadas diversas camadas de barbotina com farinha cerâmica. O provete foi depois submetido a um processo de descerificação e sinterização. Os seguintes subcapítulos mostram as etapas que foram realizadas para a obtenção do provete cerâmico para a formulação AY 1% TiO_2, sendo que para as outras formulações apenas diferiram as barbotinas, areias cerâmicas e/ou temperaturas de sinterização.

3.2.1.1 Obtenção do modelo em cera

As etapas do processo experimental utilizado para a realização dos modelos de cera, para a construção das carapaças cerâmicas apresenta-se na Figura 79.

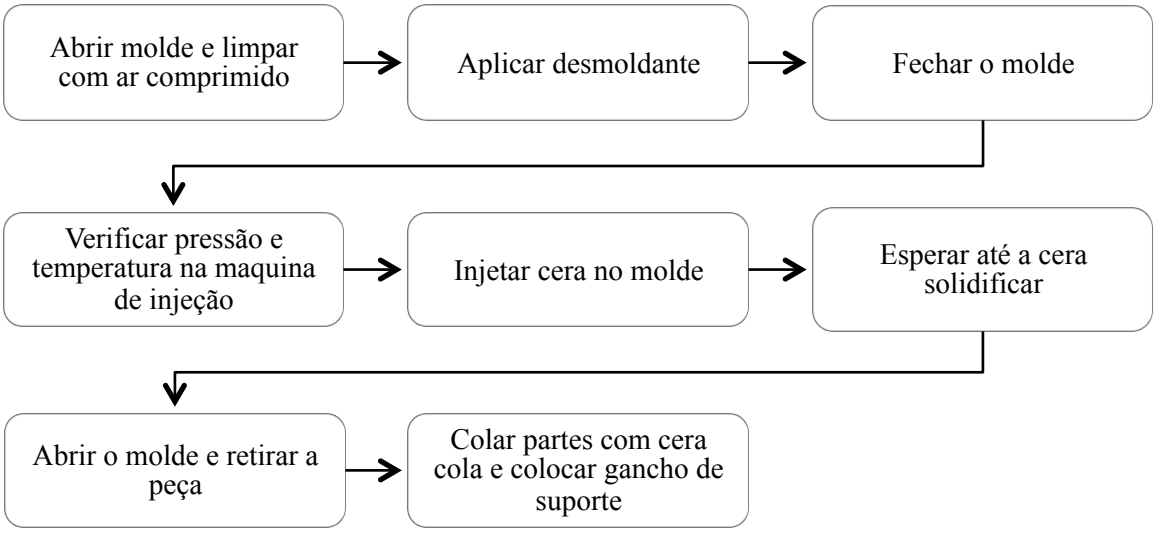


Figura 79 – Protocolo experimental para a realização do modelo em cera

O modelo em cera foi obtido por injeção manual. Foram usadas, para além da cera do modelo, cera-cola e uma cera vermelha para fixar o gancho de suporte ao modelo. Este gancho possibilita o manuseamento posterior do modelo durante a aplicação da barbotina e areia cerâmica, como também a fixação do mesmo durante a secagem. A Figura 80 e a Tabela 29 apresentam as ceras usadas no fabrico do modelo.

Tabela 29 - Cera usada para os modelos

Fabricante	Material	Processamento	Cor
Argueso - Cerita	F27-74	Partículas semi-esféricas	Azul
J.F.McCaughin CO	2-S2 LOT#49766 WT47LBS IMC SA	Perfil cilíndrico de ¾’ de diâmetro	Vermelha
Remet	Sticktite	Partículas esféricas	Amarela

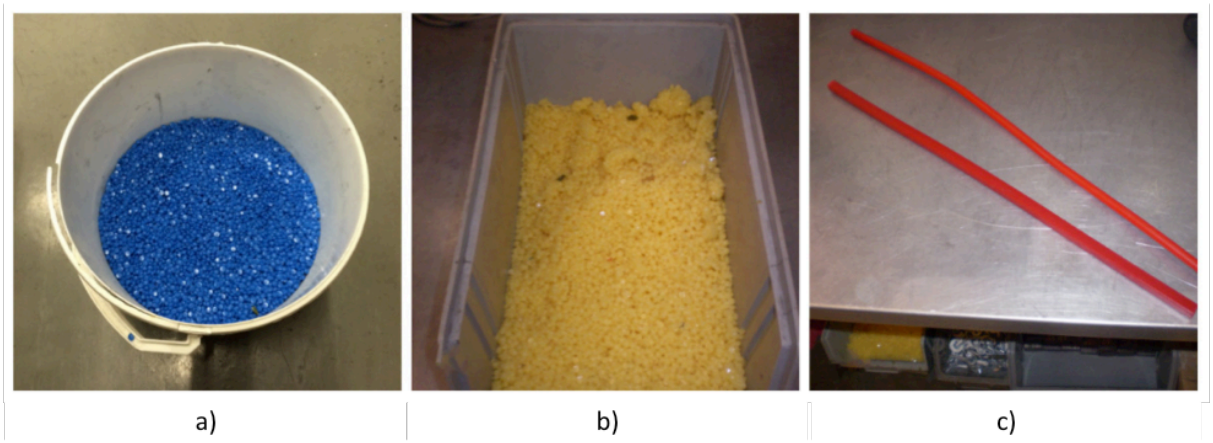


Figura 80 – Ceras usadas - a) Cera Argueso - Cerita F27-74, b) Cera-cola Remet – Sticktite, c) Cera Argueso – perfil cilindro 3/4'

O molde usado para a injeção da cera foi realizado em alumínio (ver Figura 81 e anexo D). Este molde foi realizado assim pois a utilização de um macho permite criar uma peça oca, possibilitando que a quantidade de cera usada seja menor do que se o modelo a produzir fosse totalmente denso, diminuindo assim os custos de cera a suportar pelo INEGI. Esta redução na quantidade de cera utilizada também permite que a produção de modelos de cera seja mais rápida pois o tempo de espera para a solidificação da cera é menor.

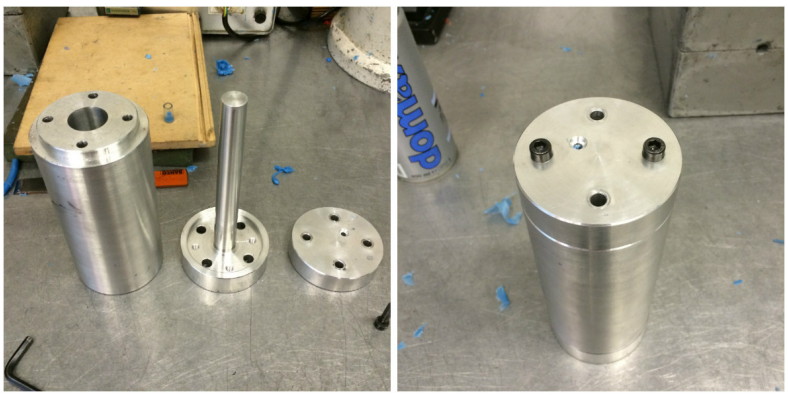


Figura 81 - Molde de alumínio usado na injeção do modelo em cera

A injeção das ceras foi um processo manual. Durante a injeção os parâmetros usados foram os seguintes:

- Pressão de injeção: 4 bar
- Temperatura das ceras: 69 °C

A máquina de injeção de cera e o desmoldante usados estão apresentados na Figura 82. O desmoldante usado foi o *DOMAX Silicone.*

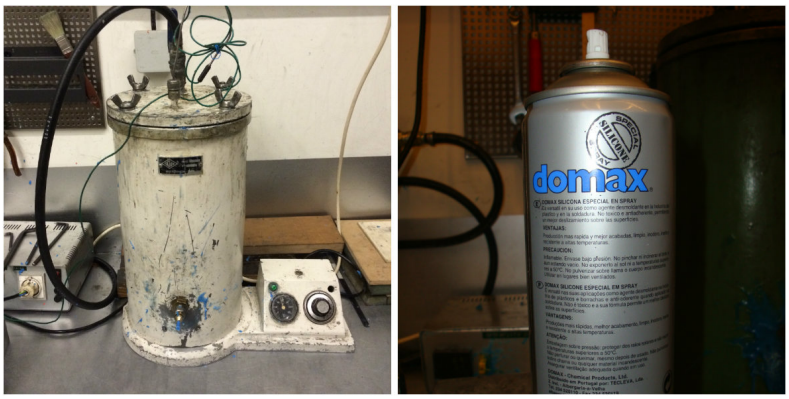


Figura 82 - Máquina de injeção de cera do INEGI e desmoldante usado

Após a injeção, ao modelo foi colado um cilindro pequeno de cera vermelha com o recurso à cera-cola. À cera vermelha foi colado, também com cera-cola, o gancho de suporte que serve para manusear e pendurar o modelo de cera. O modelo de cera pode ser visualizado na Figura 83.

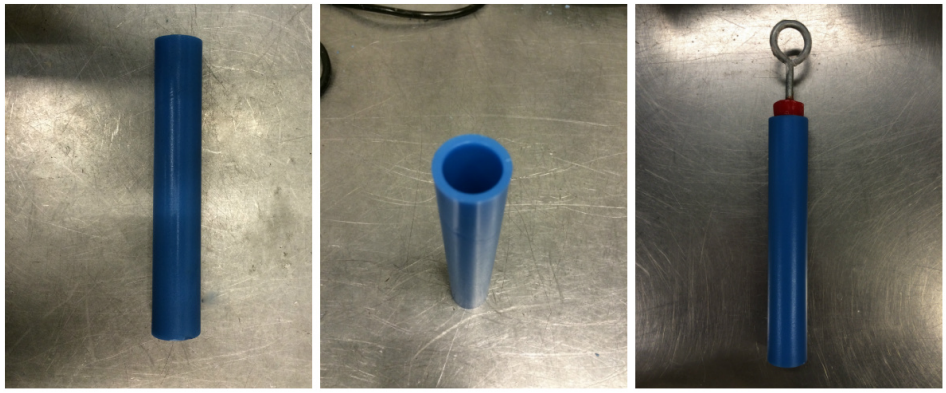


Figura 83 - Modelo em cera antes e depois da colagem do gancho de suporte

3.2.1.2 Preparação dos modelos de cera e das barbotinas

Antes de realizar a deposição das camadas cerâmicas é necessário seguir um protocolo experimental. Este protocolo experimental divide-se em duas fases: a preparação dos modelos de cera e a mistura e controlo das barbotinas.

3.2.1.2.1 Preparação dos modelos de cera

A fase de preparação dos modelos com as etapas realizadas pode ser observada na Figura 84.

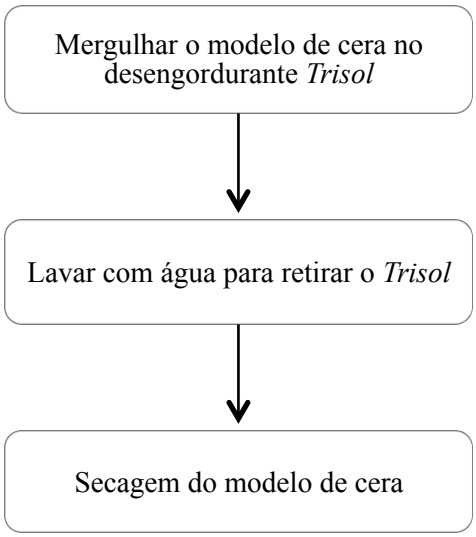


Figura 84 - Protocolo experimental realizado para a preparação dos modelos de cera para a construção das carapaças

Antes da aplicação da barbotina no modelo em cera, deve-se retirar os restos de desmoldante que possam existir na superfície do modelo em cera. Para tal, mergulhou-se o modelo numa tina com desengordurante *Trisol* (Tabela 30) durante 30 segundos. Este processo permite que a superfície esteja limpa e isenta de gorduras, para se poder proceder a uma correta deposição de camadas de barbotina e areia.

Tabela 30 - Desengordurante Trisol

	Desengordurante Trisol
Fabricante	*AutoKlene*
Ponto de inflamação	24 °C

Depois da imersão na tina que contém o desengordurante, o modelo em cera é lavado com recurso a um chuveiro de água. Os modelos passam por um processo de secagem para permitir que a água seja retirada completamente, a secagem tanto pode ser ao ar como com recurso ao ar comprimido. Neste trabalho, a secagem foi ao ar. Na Figura 85, pode-se observar a tina onde se encontra o desengordurante usado e os modelos em cera a secar no laboratório.

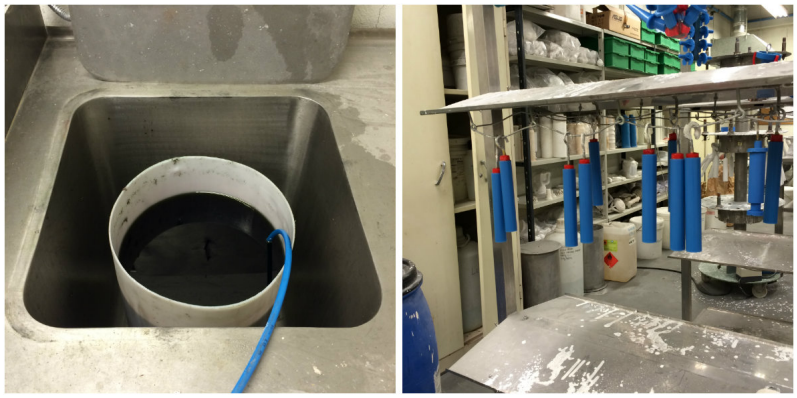


Figura 85 - Tina que contém reagente *Trisol* e modelos em cera a secar após lavagem com água

3.2.1.2.2 Mistura das barbotinas e controlo de qualidade

A mistura das barbotinas consiste na adição dos ingredientes de acordo com as formulações apresentadas em 3.1. O controlo de qualidade das barbotinas constitui a verificação da estabilidade das barbotinas.

Realizou-se a medição da viscosidade, pH, temperatura e densidade das barbotinas. A medição da viscosidade foi executada com recurso a uma copa *Zahn nº4,* como se pode ver na Figura 86. Para tal, mergulhou-se a copa *Zahn nº4* contendo a barbotina e com o auxilio do cronómetro mediu-se o tempo que demorou o "fio" de barbotina a ser interrompido a cerca de 4/5 cm do medidor de viscosidade. Quando o "fio" foi interrompido, parou-se o cronómetro e obteve-se a viscosidade da barbotina em segundos.



Figura 86 - Medição da viscosidade com recurso a uma copa *Zahn nº4*

A medição do pH dos ensaios realizados foi feita recorrendo a um medidor electrónico *Testo 230*. Este processo de controlo das barbotinas foi realizado previamente à deposição de cada camada de barbotina, sendo todos os dados registados para um controlo posterior. Estes dados estão apresentados no anexo B.

3.2.1.3 Deposição da barbotina e areia cerâmica

Os provetes cerâmicos são compostos por sucessivas camadas de barbotina e areia cerâmica. Foram realizadas duas camadas de *facecoat* e sete camadas de *backup*, seis para as formulações com *facecoat* de zircão. As etapas para o fabrico dos provetes estão descritas na Figura 87.

Produziram-se também carapaças com e sem infiltração para comparar a influência desta na friabilidade. A camada de infiltração foi realizada a seguir à primeira camada de *facecoat.* A composição da camada de infiltração é de 50% de alumina fumada coloidal e 50% de H_2O.

No entanto, apenas se realizaram carapaças cerâmicas sem infiltração nas formulações normalmente usadas no INEGI para ligas de Ti e TiAl, sendo que as formulações AY 2% TiO_2 e AY 3% TiO_2 contêm todas uma camada de infiltração.

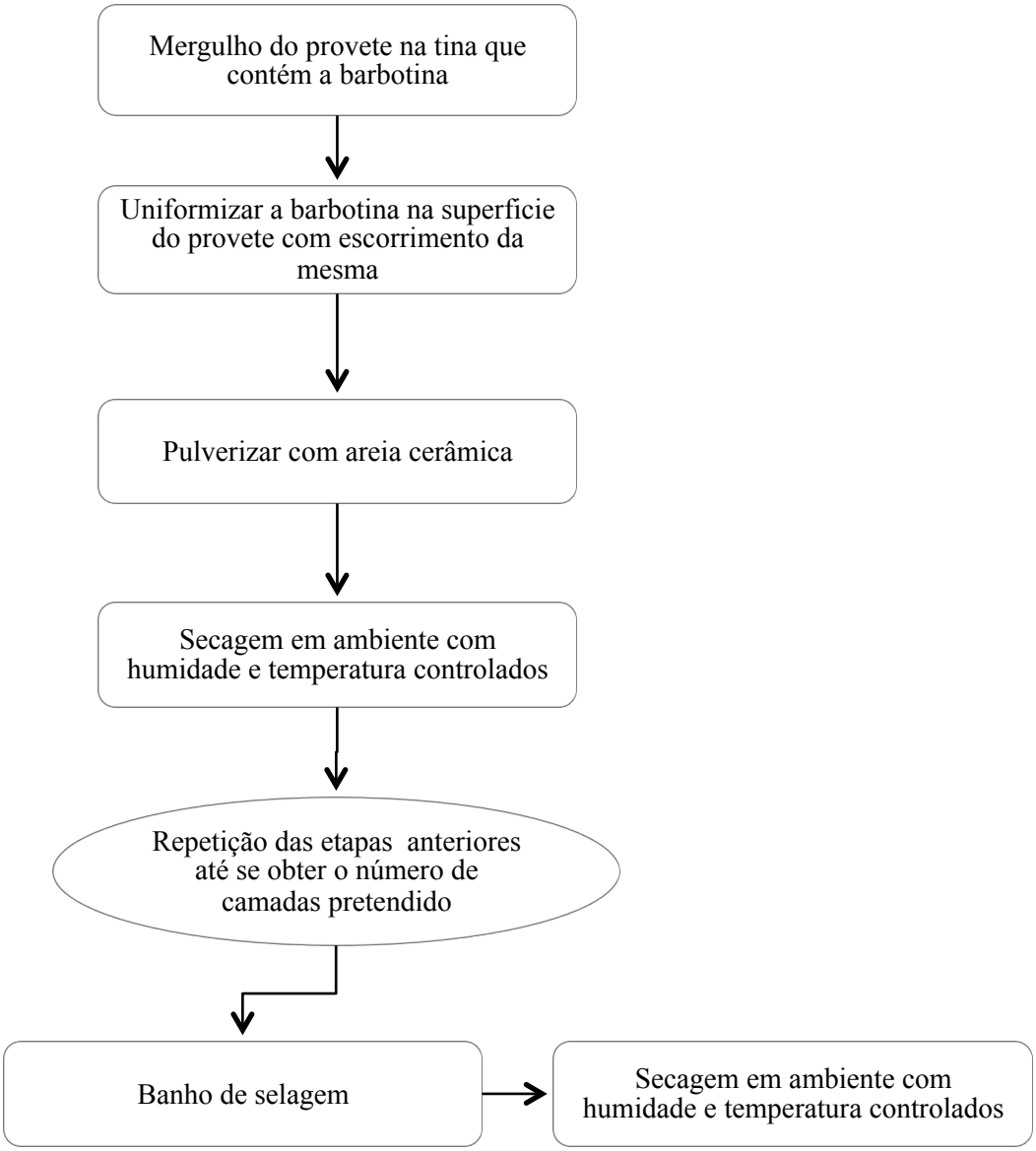


Figura 87 - Etapas realizadas no fabrico das carapaças cerâmicas

O mergulho do provete foi realizado numa tina rotativa que contém a barbotina (ver Figura 88 a)) e teve a duração de aproximadamente de 30 e 60 segundos, para a primeira camada de *facecoat* e para as restantes camadas, respetivamente. Durante o mergulho, não é necessário que seja feito um movimento proeminente do provete para que as bolhas de ar sejam eliminadas, devido à baixa complexidade da geometria do provete.

Depois do mergulho na barbotina, deixou-se a barbotina em excesso escorrer do provete podendo assim obter uma camada uniforme (ver Figura 88 b)).

Devido à falta de um chuveiro ou leito fluidizado para a deposição de areia cerâmica de ítria, esta etapa foi realizada com recurso a um copo (ver Figura 88 c)). No entanto, para as farinhas de alumina a deposição foi realizada normalmente (ver Figura 89).

Como se pode observar no anexo B, as deposições de camadas de *backup* tem dois tipos de granulometrias. Esta variação permite que o tamanho maior da areia melhore a resistência mecânica da carapaça e aumente a porosidade da mesma (ver 2.4.3.4).

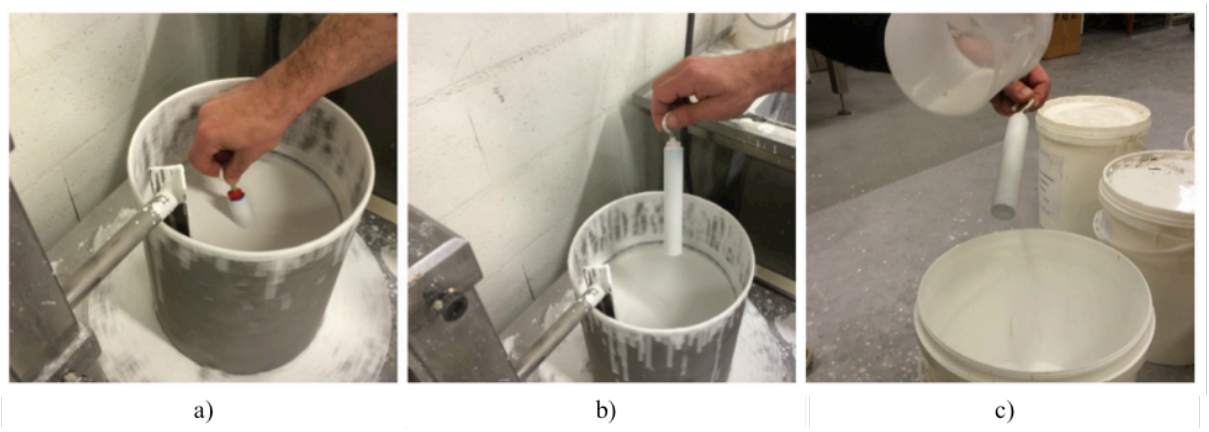


Figura 88 – Procedimento de construção da carapaça cerâmica a) Mergulho na tina rotativa, b) Escorrimento da barbotina em excesso, c) Deposição da areia cerâmica de ítria



Figura 89 - Deposição da areia de alumina

Após a deposição da areia no provete, os provetes permaneceram a secar numa prateleira rotativa em ambiente ventilado, como se pode ver na Figura 90. Os tempos de secagem entre camadas foram os seguintes, sendo que para as formulações de zircão os tempos de secagem foram ligeiramente diferentes (ver anexo B):

- 3 horas para a primeira camada de *facecoat;*
- 2 horas para as restantes camadas;
- 12 horas para o banho de selagem.



Figura 90 - Provetes cerâmicos durante a etapa de secagem em prateleira rotativa

São necessárias 12 horas de secagem para o banho de selagem para que, pelo efeito de capilaridade, a barbotina consiga penetrar as sucessivas camadas cerâmicas de maneira a criar ligações entre as partículas cerâmicas.

3.2.1.4 Corte, descerificação e sinterização

Após a realização das camadas cerâmicas, é necessário sujeitar o provete cerâmico a diferentes etapas para remover a cera no interior e melhorar a resistência da carapaça.

3.2.1.4.1 Corte das carapaças

Devido à natureza dos ensaios a realizar, foi necessário cortar as carapaças cerâmicas de modo a obter um cilindro cerâmico, como se pode ver na Figura 91. O corte do provete é necessário para que a escova atravesse totalmente o provete cerâmico.



Figura 91 - Corte das carapaças cerâmicas

Este passo deve ser realizado antes da descerificação e sinterização para que não permaneçam partículas residuais do processo de corte no interior do provete cerâmico, não provocando

assim resultados bastante superiores ao esperados no ensaio de friabilidade das carapaças. O corte deve ser realizado de forma a que o provete cerâmico fique com um comprimento suficiente para que o escova atravesse totalmente o provete.

3.2.1.4.2 Descerificação das carapaças

Depois do corte das carapaças, procedeu-se à etapa de descerificação das carapaças. A descerificação foi realizada num forno de *flash fire* existente no INEGI.

Na descerificação, os modelos de cera são colocados no forno a 1000 °C durante 2 horas. No final desta operação o resultado é a obtenção de carapaças ocas. A remoção das carapaças do forno de descerificação pode ser visualizada na Figura 92.

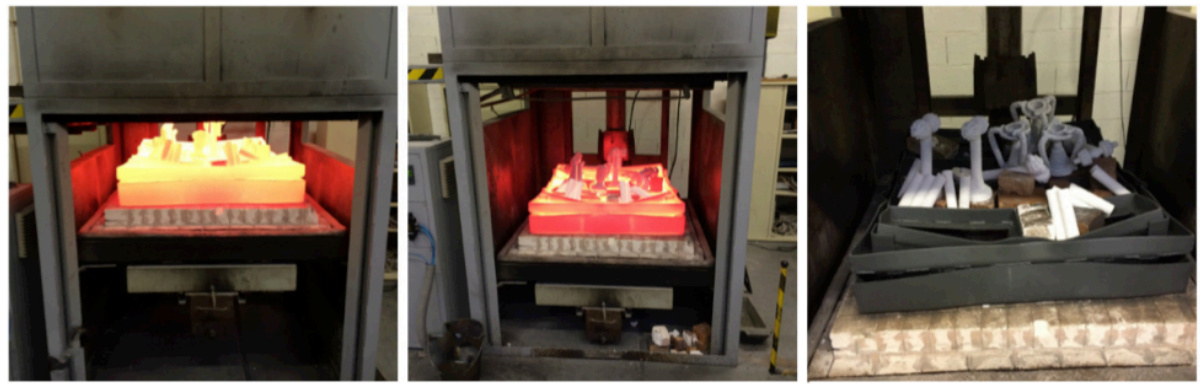


Figura 92 - Forno de descerficação usado a) Forno a abrir depois de 2h a 1000 °C, b) Arrefecimento das peças ao ar livre, c) Carapaças ocas já arrefecidas

Foi colocado um termopar no interior do forno para controlar o aquecimento no local onde as carapaças foram colocadas. Isto tem como razão o facto de o forno ser um forno de resistências e sendo o seu volume bastante significativo, existem variações de temperatura no seu interior. Na Figura 93 pode-se observar a evolução da temperatura durante a descerificação dos provetes. É de notar que a taxa de aquecimento do forno é bastante elevada entre a temperatura ambiente e os 600 °C, sendo que a partir dos 600 °C a taxa de aquecimento medida pelo termopar foi bastante inferior. Verificou-se também que na realidade as carapaças não são descerificadas a 1000 °C, pois após as 2 horas a temperatura atingida foi de apenas 970 °C.

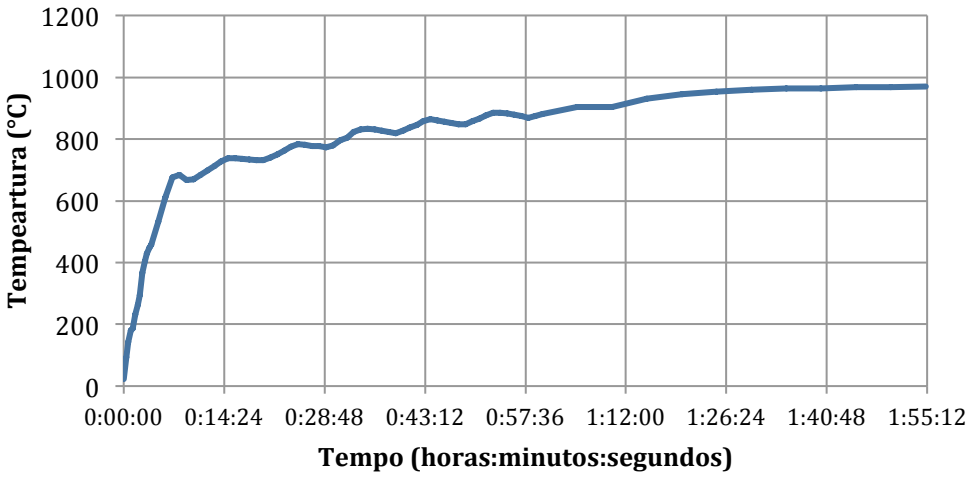


Figura 93 - Evolução da temperatura no interior do forno de descerificação do INEGI

3.2.1.4.3 Sinterização das carapaças

Nesta etapa as carapaças (já sem cera) foram colocadas num forno e sujeitas a um programa de sinterização, em que variou apenas a temperatura. A temperatura máxima deste programa nunca ultrapassa a temperatura de fusão dos cerâmicos usados. Com este processo a carapaça fica com uma pequena ligação entre os grãos, conferindo assim as propriedades mecânicas necessárias ao processo de vazamento. A Figura 94 apresenta as carapaças no forno de sinterização, momentos antes de ser iniciado o seu aquecimento.

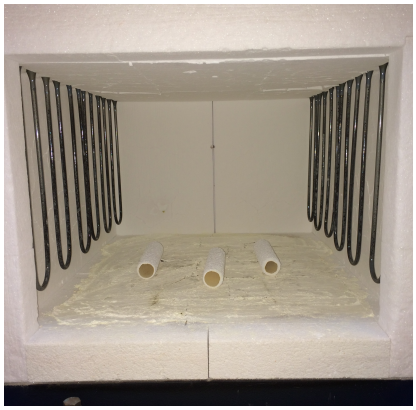


Figura 94 - Carapaças dentro do forno de sinterização

A Figura 95 apresenta o ciclo de sinterização usado para 1450 °C , no caso das carapaças com *facecoat* de Y_2O_3. Este ciclo consistiu num tempo de aquecimento de 5 horas até à temperatura de sinterização, seguido de um estágio de 2 horas a essa mesma temperatura.

O arrefecimento da carapaças é realizado no interior do forno de forma livre, demorando cerca de 10 horas até o forno regressar à temperatura ambiente. Foram também realizados ciclos de sinterização para 1400, 1350 e 1300 °C, sendo o tempo de estágio igual para todas as temperaturas. Relativamente às formulações com *facecoat* de zircão, não se realiza normalmente um ciclo de sinterização devido à utilização do ligante de sílica. No entanto,

realizaram-se ciclos de sinterização de 1000 e 1100 °C, simulando assim o pré-aquecimento das carapaças.

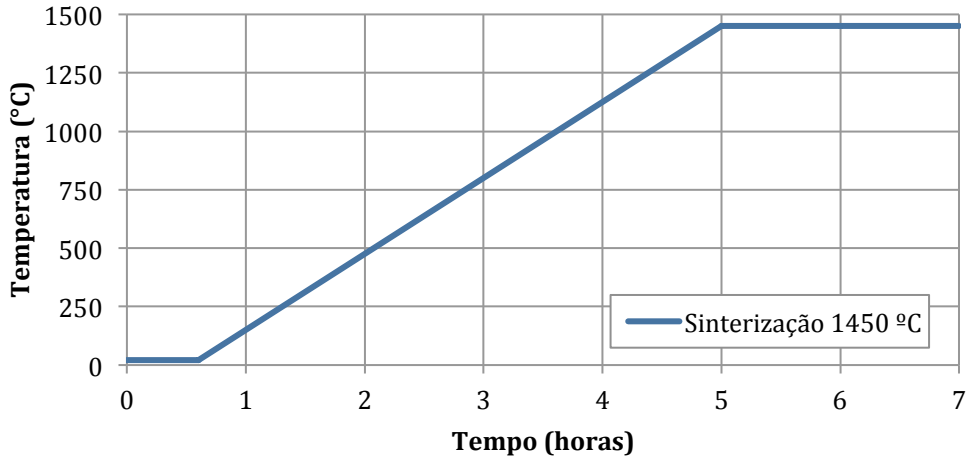


Figura 95 – Ciclo de sinterização usado no forno de descerificação para os provetes AY 1% TiO_2

Apesar de um esforço realizado durante a operação de corte, o comprimento dos provetes cerâmicos variou consoante o corte. No entanto, tentou-se obter sempre que possível um comprimento na ordem dos 140 mm, para que o comprimento não seja uma variável de grande importância no cálculo da friabilidade, mesmo que esta variável faça parte da equação de friabilidade.

3.2.2 Provetes fabricados

Ao longo deste trabalho foram injetados no total 169 provetes de friabilidade, sendo que parte destes foram fabricados para ensaiar formulações da *Zollern & Comandita*. Para cada formulação foram fabricados dois provetes a mais de forma a ter sempre provetes disponíveis em caso de quebra de algum durante as etapas de descerificação e sinterização. Para cada formulação foi criada uma ficha de produção (ver anexo B), na qual foi referida a viscosidade, pH e densidade da barbotina usada. Na Figura 96 pode-se observar os provetes cerâmicos já depois de cortados, descerificados e sinterizados.

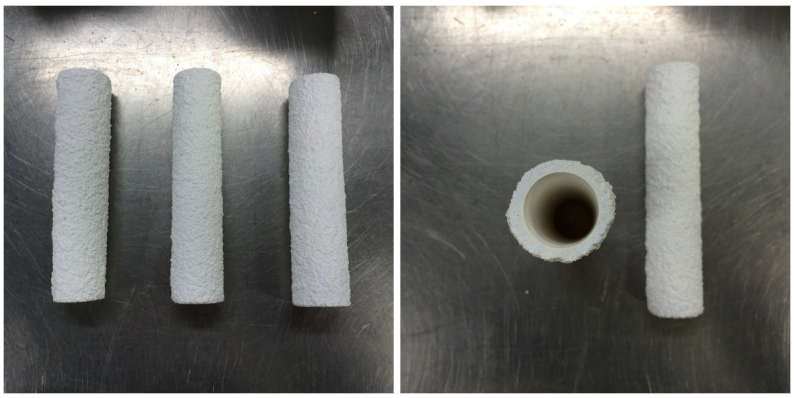


Figura 96 - Carapaças depois de descerificadas e sinterizadas

A Tabela 31 apresenta um resumo dos provetes realizados no INEGI com os respetivos ciclos de descerificação e sinterização usados para este trabalho.

Tabela 31 – Resumo dosprovetes realizados no INEGI em termos de ciclos de descerificação e sinterização

		AY 1% TiO_2	**AY 2% TiO_2**	**AY 3% TiO_2**	**AFZrYC**	**SZ**	**SAZ 6%**	**SAZ 15%**
Descerificação a 1000 ºC		X	X	X	X	X	X	X
Temperatura de sinterização	1450 ºC	X	X	X	X			
	1400 ºC	X	X	X	X			
	1350 ºC	X	X	X	X			
	1300 ºC	X	X	X	X			
	1100 ºC					X	X	X
	1000 ºC					X	X	X

3.2.3 Procedimento adotado

Após a sinterização das carapaças, procedeu-se à realização do ensaio de friabilidade. O procedimento adotado está apresentado na Figura 97.

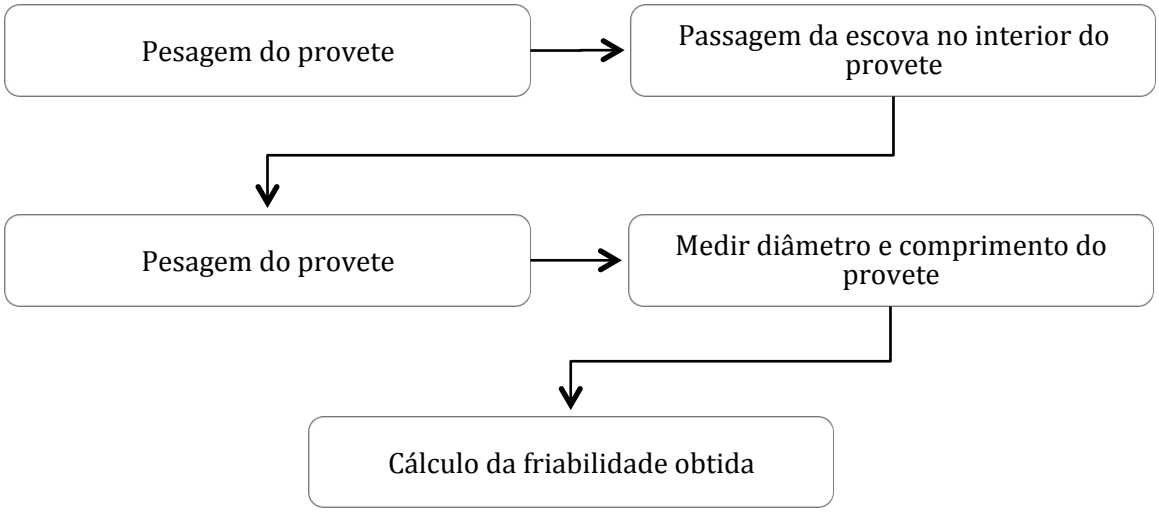


Figura 97 – Etapas do ensaio de friabilidade

O ensaio de friabilidade foi concretizado com três provetes para cada temperatura de sinterização com uma barbotina diferente, fazendo no fim a média aritmética da friabilidade obtida para cada provete. A pesagem dos provetes foi realizada numa balança de precisão digital, sendo a designação da balança *AND FR-200 MKII* (ver Figura 98).

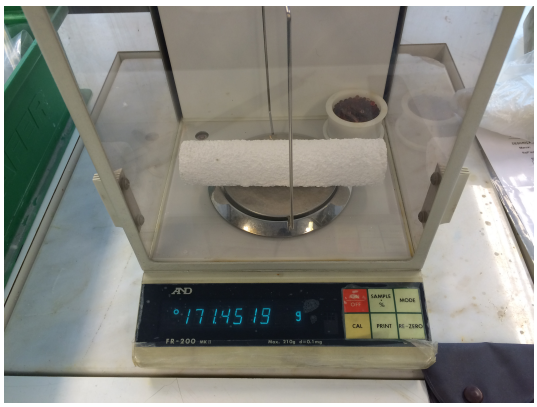


Figura 98 - Pesagem do provete na balança de precisão

Depois da pesagem inicial foi realizada a passagem com a escova no interior do provete. Esta passagem é manual, tendo sido feita suavemente de maneira a não provocar a libertação de grãos da parte exterior do provete. Sendo uma passagem manual houve um cuidado suplementar em realizar os ensaios sempre nas mesmas condições, isto é, com a mesma intensidade e velocidade.

A escova usada foi comprada na empresa *Vidrolab,* empresa de material de laboratório, sendo da marca *Fisher Scientific* com 30 mm de diâmetro (ver Figura 99).



Figura 99 – Escova de 30 mm da marca *Fisher Scientific*

Após a passagem com a escova, o provete foi pesado de novo para se obter a diferença de peso provocada pela passagem da escova no interior do provete. Depois da pesagem final, mediu-se o comprimento e o diâmetro interno do provete, com recurso a um paquímetro.

Tendo todos os dados necessários, procedeu-se ao cálculo da friabilidade recorrendo à fórmula apresentada por Yuan *et al. (2012):*

$$F = \frac{G}{\pi DL}$$

Sendo as variáveis acima descritas:

- G - diferença entre o peso inicial e peso final do provete (g)
- L - comprimento do provete (mm)
- D - diâmetro interno do provete (mm)

Apesar de as medições de diâmetro e comprimento serem feitas em milímetros, o resultado final do calculo da friabilidade foi convertido para g/m^2. Ao longo do trabalho todos os resultados foram apresentados na unidade g/m^2, de forma a se ter uma melhor noção da variação de friabilidade.

3.3 Resultados e discussão do ensaio de friabilidade

Os ensaios de friabilidade foram realizados para as formulações apresentadas em 3.1. De maneira a perceber a variação de friabilidade com a temperatura de sinterização e tentar reduzir essa mesma temperatura, realizaram-se provetes com a mesma formulação e ciclos de sinterização distintos. As temperaturas de sinterização executadas foram as apresentadas na Figura 100:

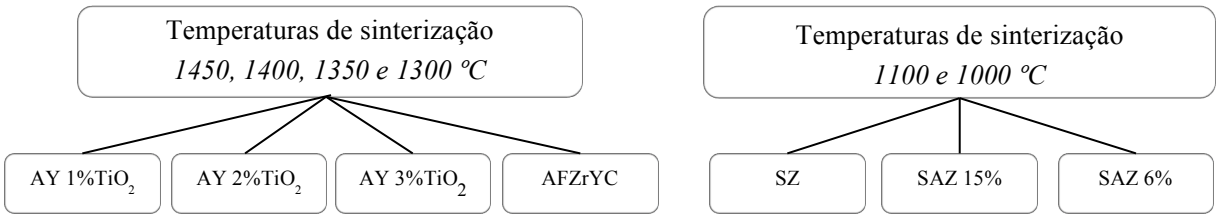


Figura 100 – Temperaturas de sinterização usadas para os diferentes provetes fabricados

3.3.1 Resultados com formulações para ligas de Ti e TiAl

3.3.1.1 AY 1% TiO_2

A formulação AY 1% TiO_2 alcançou os seguintes resultados nos ensaios de friabilidade, apresentados na Tabela 32 e na Figura 101. Pode-se verificar que com o aumento da temperatura de sinterização a friabilidade média tem tendência para diminuir. Para a medição de friabilidade dos provetes sem impregnação sinterizados a 1450 °C, foi apenas realizada uma media com 2 provetes, pois os restantes foram danificados durante a etapa de descerificação.

Tabela 32 - Friabilidades obtidas com os ensaios para AY 1% TiO_2

T (°C)	Friab. c/ inf. (g/m^2)	Friab. média c/ inf (g/m^2)	Friab. s/ inf. (g/m^2)	Friab. média s/ inf. (g/m^2)
1450	0,6484	0,7043	0,7561	0,7299
	0,8185		0,7036	
	0,6460		-	
1400	0,6144	0,7093	1,0486	0,8551
	0,7549		0,6615	
	0,7585			
1350	0,9269	0,8759	1,2538	1,1347
	0,8847		0,8984	
	0,8160		1,2516	
1300	1,3992	1,5158	2,1406	2,0600
	1,5607		1,8842	
	1,5874		2,1550	

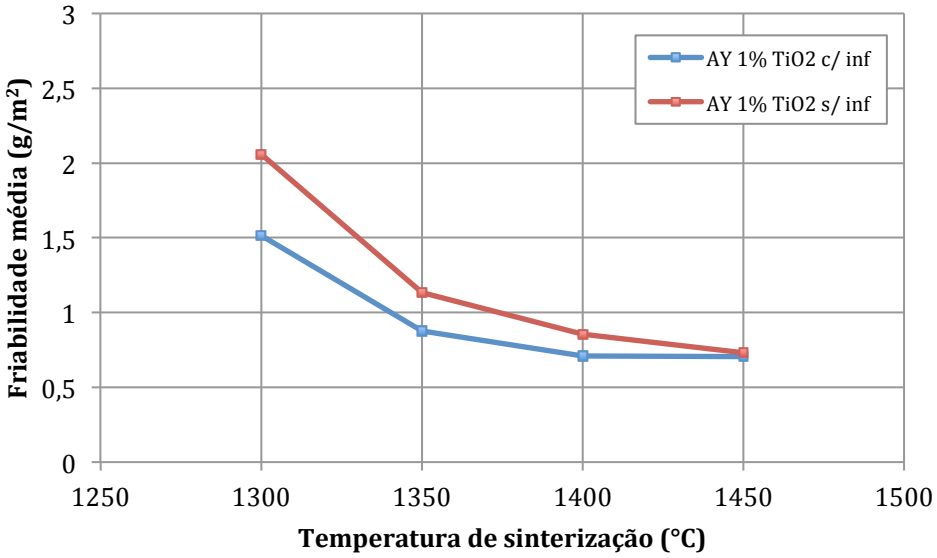


Figura 101 - Friabilidades médias obtidas com os ensaios para AY 1% TiO_2

É de notar que a alteração na temperatura de sinterização dos provetes cerâmicos na formulação AY 1% TiO_2 de 1450 para 1400 °C apenas modificou ligeiramente a friabilidade da carapaça com infiltração. A variação obtida foi aproximadamente de 0,71%, o que em termos práticos é uma variação quase inexistente. Na Tabela 33 estão presentes as variações de friabilidade obtidas em percentagem dos provetes cerâmicos com e sem camada de infiltração para as diferentes temperaturas de sinterização em relação ao valor médio de friabilidade obtido para a temperatura de 1450 °C, esta sendo a temperatura normalmente praticada no INEGI.

Tabela 33 – Variação de friabilidade obtida em relação a 1450 ºC para provetes na formulação AY 1% TiO_2 com e sem infiltração

	Variação (%) c/ inf.	**Variação (%) s/ inf.**
Sinterização a 1400 ºC	0,71	17,2
Sinterização a 1350 ºC	24,4	55,5
Sinterização a 1300 ºC	115,2	182,2

Assim de acordo com os resultados obtidos talvez seja possível reduzir a temperatura de sinterização de 1450 para 1400 °C sem afetar a friabilidade da carapaça cerâmica com infiltração. Sendo que para as carapaças sem infiltração a variação de friabilidade já se torna demasiado significativa e, por isso, não é aconselhado diminuir a temperatura de sinterização.

Devido à natureza orgânica das camadas de *facecoat* usadas na formulação AY 1% TiO_2, o uso da camada de infiltração é essencial quando se requer uma friabilidade baixa. A camada de infiltração, como foi explicado em 2.4.3.5, permite que pelo efeito da capilaridade o ligante inorgânico, neste caso alumina fumada com 50% de água, penetre na primeira camada de

facecoat anulando assim um possível aumento da porosidade da camada provocado pela queima do composto orgânico *PRIMAL E330 EF* .

3.3.1.2 AFZrYC

A formulação AFZrYC obteve os valores de friabilidade apresentados na Tabela 34 e na Figura 102. Tal como para os ensaios anteriores realizados para a formulação AY1% TiO_2, à medida que se aumentou a temperatura de sinterização a friabilidade média diminuiu.

Tabela 34 - Friabilidades obtidas com os ensaios para AFZrYC

T (°C)	Friab. c/ inf. (g/m^2)	Friab. média c/ inf (g/m^2)	Friab. s/ inf. (g/m^2)	Friab. média s/ inf. (g/m^2)
1450	0,9939	1,0833	0,5653	0,9255
	1,1175		1,0160	
	1,1382		1,1951	
1400	0,9425	1,4747	0,8707	1,7355
	1,3322		1,2887	
	2,1494		3,0470	
1350	1,8806	1,6945	1,0341	2,0105
	1,2142		2,8745	
	1,9887		2,1231	
1300	2,5512	2,5605	2,7767	2,8711
	2,5108		3,0137	
	2,6194		2,8228	

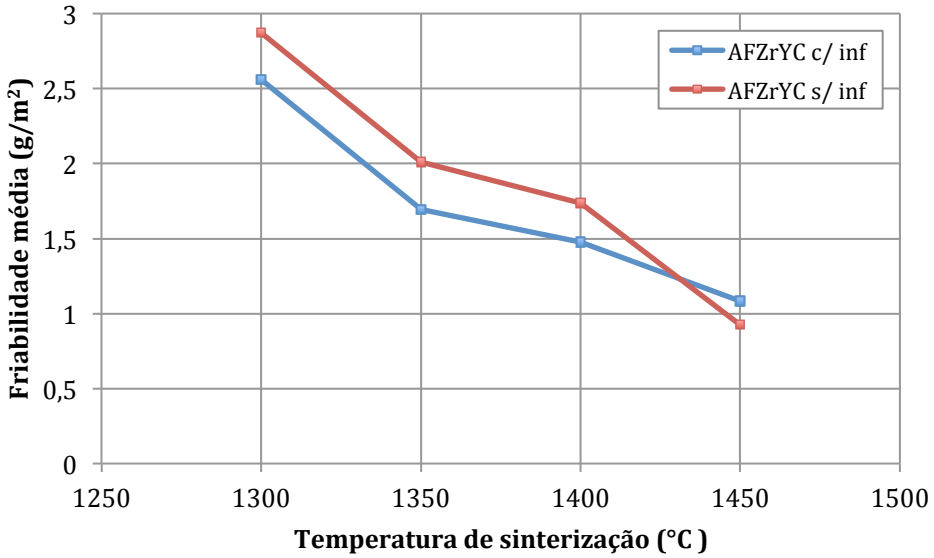


Figura 102 - Friabilidades médias obtidas com os ensaios para AFZrYC

Para a temperatura de sinterização de 1450 °C, a friabilidade média foi superior para as carapaças com infiltração (para as carapaças com infiltração foi de 1,0833 g/m^2 e para as sem

infiltração foi de 0,9255 g/m^2). Na medida em que isto foi o oposto do que aconteceu em todos os outros ensaios, este resultado para esta temperatura de sinterização deve ter sido acompanhada de algum erro no processo experimental.

Na Tabela 35 é possível verificar a variação da friabilidade relativamente à friabilidade obtida para a temperatura de 1450 ºC. Pode-se deduzir, então, que não é recomendável baixar a temperatura de sinterização tanto para as carapaças com infiltração como para as sem infiltração.

Tabela 35 – Variação de friabilidade obtida em relação a 1450 ºC para provetes na formulação AFZrYC com e sem infiltração

	Variação (%) c/ inf.	**Variação (%) s/ inf.**
Sinterização a 1400 ºC	36,1	87,5
Sinterização a 1350 ºC	56,4	117,2
Sinterização a 1300 ºC	136,4	210,2

3.3.2 Comparação entre as formulações existentes para ligas de Ti e TiAl

Comparando as duas formulações existentes no INEGI para vazamento de ligas de TiAl é possível verificar que a formulação AFZrYC tem uma friabilidade superior à da formulação AY 1% TiO_2 para todas as temperaturas de sinterização ensaiadas nas carapaças com e sem infiltração. A comparação entre as duas formulações é passível de ser observada na Figura 103 e Figura 104.

Os valores de friabilidade obtidos para AFZrYC podem ser resultado da presença do cerâmico ZrO_2 nas camadas de *facecoat*; a percentagem adicionada de ZrO_2 é cerca de 64 wt%. Quando comparado com Y_2O_3, ZrO_2 tem uma temperatura de fusão superior, sendo a disparidade de 2710 °C para 2415 °C. Esta diferença não permite que se alcance uma maior densificação das camadas de *facecoat* quando comparada com a formulação AY 1% TiO_2.

Com os resultados apresentados é possível deduzir que para as carapaças cerâmicas produzidas com a formulação AFZrYC obterem os mesmos níveis de friabilidade conseguidos com AY 1% TiO_2 a 1450 °C talvez fosse necessário aumentar a temperatura de sinterização. No entanto, isso iria ampliar em muito o custo da etapa de sinterização.

Contudo, os valores obtidos vão ao encontro do esperado no sentido em que com o aumento da temperatura de sinterização existe uma melhoria da densidade e, como tal, uma ligação superior das partículas cerâmicas. Esta ligação das partículas permite que a friabilidade das carapaças cerâmicas quando sinterizadas a 1450 °C seja melhor do que quando sinterizadas a 1300 °C.

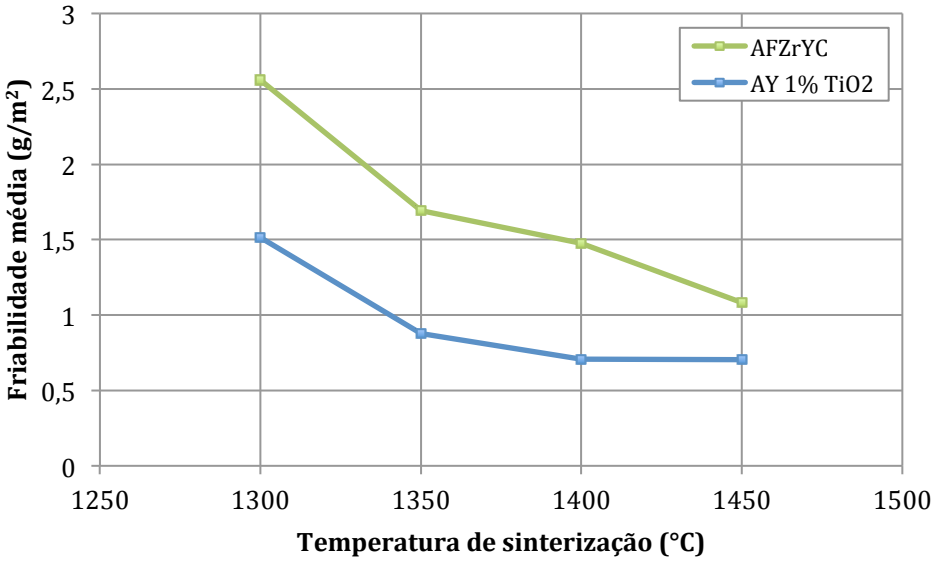


Figura 103 - Comparação das friabilidades obtidas entre AFZrYC e AY 1% TiO_2 com infiltração

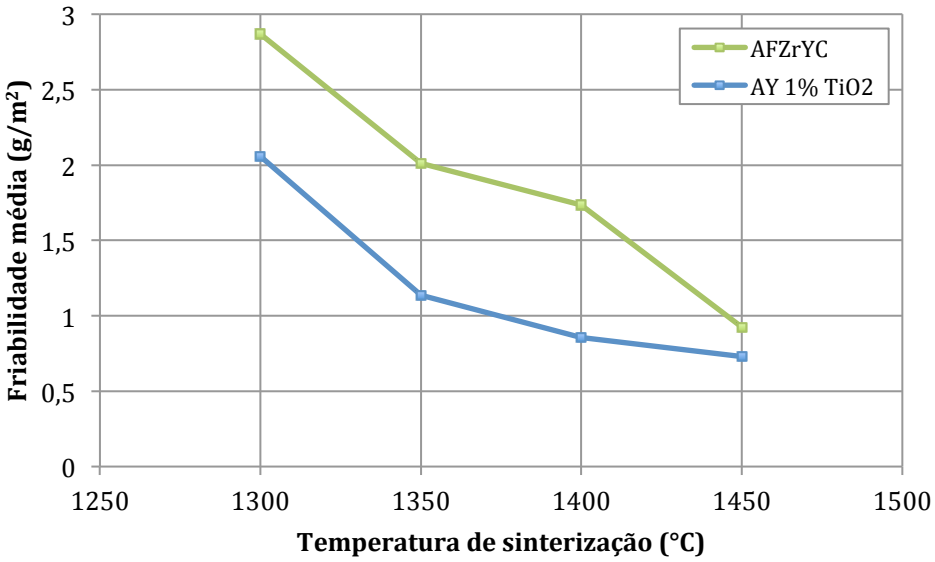


Figura 104 - Comparação das friabilidades obtidas entre AFZrYC e AY 1% TiO_2 sem infiltração

3.3.3 Formulações com adição de TiO_2

As formulações AY 2%TiO_2 e AY 3%TiO_2 têm os seus resultados do ensaio de friabilidade apresentados na Tabela 36 e Figura 105.

Tabela 36 - Friabilidades obtidas com os ensaios para AY 2% TiO_2 e AY 3% TiO_2

T (°C)	Friab. AY 2% TiO_2 (g/m^2)	Friab. média AY 2% TiO_2 (g/m^2)	Friab. AY 3% TiO_2 (g/m^2)	Friab. média AY 3% TiO_2 (g/m^2)
1450	0,8159	0,6460	0,6357	0,6687
	0,5649		0,6733	
	0,5573		0,6971	
1400	1,1859	0,8975	1,0264	0,7994
	0,7999		0,5301	
	0,7067		0,8416	
1350	1,8910	1,6807	0,6605	1,0131
	1,7125		1,4377	
	1,4386		0,9412	
1300	2,4790	2,1416	2,9218	1,9243
	2,1510		1,3021	
	1,7949		1,5489	

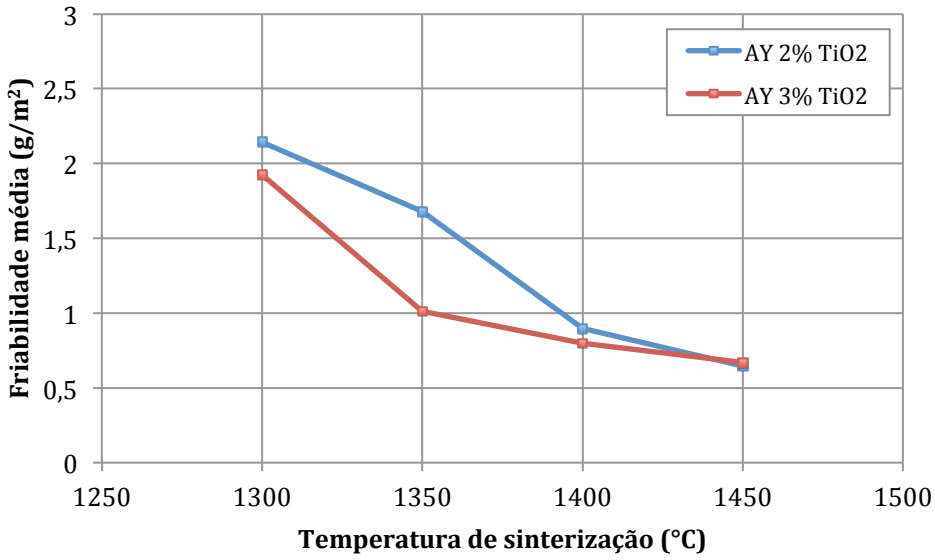


Figura 105 - Friabilidades médias obtidas com os ensaios para AY 2% TiO_2 e AY 3% TiO_2

Na Figura 105 é possível observar que a friabilidade média diminuiu com o aumento de partículas de TiO_2. Apenas para a temperatura de 1450 °C a friabilidade obtida foi ligeiramente superior para a formulação AY 3% TiO_2.

Sendo a percentagem adicionada de TiO_2 de apenas 2 e 3% e as partículas com um tamanho de 149 µm (100 mesh), à medida que se aumenta a temperatura de sinterização a fusão do TiO_2 é passível de acontecer, mesmo que a sua temperatura de fusão seja de 1873 °C [31]. Daí a razão pela qual quando a temperatura de sinterização é aumentada para 1450 °C os valores medidos são muito próximos pois o tamanho reduzido das partículas permite uma difusão mais facilitada durante a sinterização. Sendo a temperatura de fusão do TiO_2 inferior à da Y_2O_3, era espectável que houvesse uma melhoria da friabilidade. No entanto, esta melhoria

na friabilidade pode provocar um aumento da reatividade na interface metal/ carapaça, devido à maior energia de Gibbs do óxido TiO_2 quando comparada com Y_2O_3 (ver Figura 39).

3.3.3.1 Comparação de AY 2% TiO_2 e AY 3% TiO_2 com AY 1% TiO_2

Ao comparar os valores alcançados com estas duas formulações com a formulação AY 1% TiO_2, os resultados obtidos foram contraditórios ao que se estava à espera. Na Figura 106 é possível observar os resultados obtidos comparados com a formulação AY 1% TiO_2.

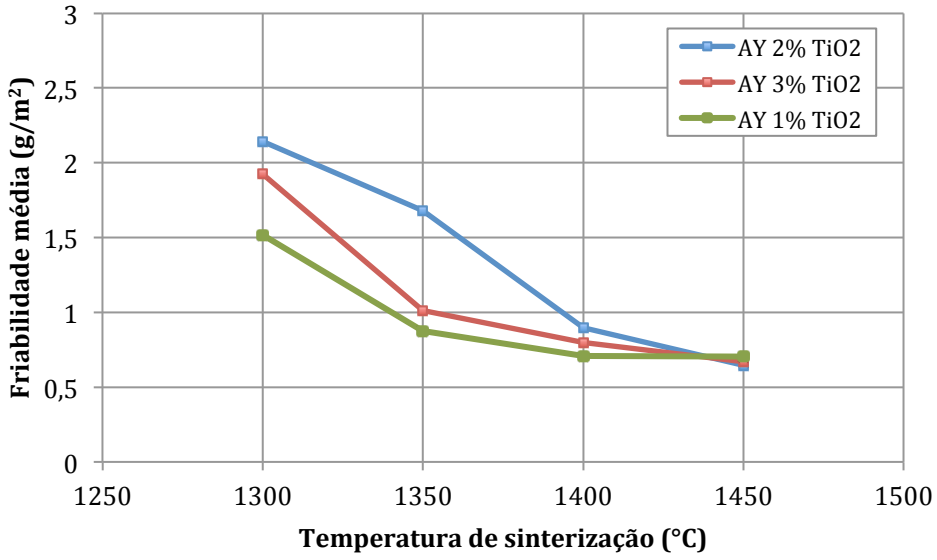


Figura 106 – Comparação entre formulações com diferentes percentagens adicionadas de TiO_2, 2 e 3%, com a formulação AY 1% TiO_2

Existem diversas razões, para além dos erros experimentais, que permitem explicar estes resultados. Como se pode observar pelas fichas de produção (anexo B), os provetes cerâmicos foram realizadas em dias diferentes, devido à impossibilidade do INEGI em ter mais tinas rotativas em uso. Verificando na ficha das barbotinas (anexo C), confirmou-se que a barbotina usada para os provetes com a formulação AY 1% TiO_2 foi, de facto, uma barbotina nova.

A necessidade de uma barbotina nova deveu-se ao facto de ter havido um erro na etapa de corte dos provetes inicialmente produzidos. E, por isso, foi necessário proceder à repetição desses mesmos.

Outro fator determinante foi a variação significativa de humidade no interior do laboratório de cerâmicas. As humidades registadas foram de 60% no dia 24 de Março de 2014 para a formulação AY 2% TiO_2 e de 71% no dia 14 de Abril de 2014 para a formulação AY 1% TiO_2. Esta variação pode ter tido uma influência considerável nos tempos de secagem, pois com uma humidade superior os tempos de secagem devem, por isso, ser maiores, podendo assim não ter havido uma infiltração, pelo efeito de capilaridade, suficientemente forte de uma camada realizada para a anterior.

3.3.4 Formulações existentes na *Zollern & Comandita*

Foram também realizados ensaios de friabilidade para a empresa *Zollern & Comandita*, de forma a poder obter registos de friabilidade para as diferentes formulações produzidas pela *Zollern & Comandita*. As formulações ensaiadas foram as seguintes:

- SZ Zollern - *facecoat* de zircão;
- AY Zollern - *facecoat* de ítria.

Enquanto a formulação AY Zollern não difere em nada em relação à formulação AY 1% TiO_2. A formulação SZ Zollern diverge um pouco em relação à formulação SZ produzida no INEGI. Estas diferenças incidem sobretudo no número de camadas de *facecoat* e nas viscosidades praticadas. No anexo E estão apresentadas as fichas de produção disponibilizadas pela empresa.

Para as formulações com *facecoat* de zircão produzidas pela *Zollern & Comandita*, também é empregada uma segunda formulação com uma camada intermédia apelida de *koks*. O *koks* consiste basicamente numa camada de grafite que com as etapas de descerificação e sinterização é queimada, deixando assim uma espécie de camada livre, por forma a melhorar a permeabilidade da carapaça.

Para o fabrico dos provetes nas formulações da *Zollern & Comandita* houve dois processos distintos ensaiados; descerificação e sinterização na *Zollern & Comandita* ou descerificação e sinterização no INEGI. As formulações AY Zollern e SZ Zollern, como o nome indica, foram descerificadas e sinterizadas nas instalações da *Zollern & Comandita* às condições estabelecidas. Para AY Zollern a descerificação foi realizada a 1000 °C e a sinterização a 1450 °C. No caso da formulação SZ Zollern, os provetes foram descerificados em *Boilerclave* a 200 °C e a sinterização (pré-aquecimento) a 1000 °C durante uma hora.

Para comparação dos processos de descerificação e sinterização, a formulação AY Zollern foi também descerificada e sinterizada no INEGI. De forma a descomplicar, os provetes foram designados com a temperatura praticada na sinterização, por exemplo AY Zollern 1450 °C. Na Tabela 37 encontra-se o resumo dos provetes com carapaças realizadas com as formulações da *Zollern & Comandita*.

Tabela 37 – Resumo dos provetes realizados na *Zollern & Comandita* em termos de ciclos de descerificação e sinterização

		AY Zollern	**AY 1450 ºC**	**AY 1400 ºC**	**AY 1350 ºC**	**AY 1300 ºC**	**SZ Zollern**
Descerificação	Zollern	X					X
	INEGI		X	X	X	X	
Sinterização	Zollern	X					X
	INEGI		X	X	X	X	

Para as formulações SZ Zollern, são praticadas viscosidades elevadas, na ordem dos 30 a 35 segundos. O uso de viscosidade desta ordem de grandeza provoca uma adesão ineficiente da barbotina ao modelo em cera. Assim para permitir uma adesão melhorada da barbotina ao modelo, é aplicado um pré-mergulho do modelo numa solução cuja composição se encontra presente na Tabela 38.

Tabela 38 – Composição do pré-mergulho aplicado na *Zollern & Comandita*

Constituintes	Composição	Percentagem
Ligante	Levasil 300/30% *Stark*	50 wt%
Líquido	H_2O desionizada	49,6 wt%
Molhante	Erkantol	0,2 wt%
Anti-espumante	Babysilone	0,2 wt%

Na Tabela 39 e Figura 107 é possível observar os resultados obtidos para as formulações da *Zollern & Comandita.* Deduziu-se, então, que para um aumento da temperatura de sinterização houve uma diminuição da friabilidade, exatamente o que passou com a formulação AY 1% TiO_2.

Tabela 39 - Resultados para os ensaios de friabilidade das formulações existentes na Zollern

Código	Friabilidade (g/m^2)	Friabilidade média (g/m^2)
SZ Zollern	0,9927	0,9869
	0,9092	
	1,0587	
AY Zollern	1,1399	1,2244
	1,0442	
	1,4890	
AY Zollern 1450°C	1,1530	1,0592
	1,0636	
	0,9609	
AY Zollern 1400°C	1,5023	1,3157
	1,1855	
	1,2593	
AY Zollern 1350°C	2,4722	2,2788
	2,4542	
	1,9100	
AY Zollern 1300°C	2,5454	2,4017
	2,5136	
	2,1463	

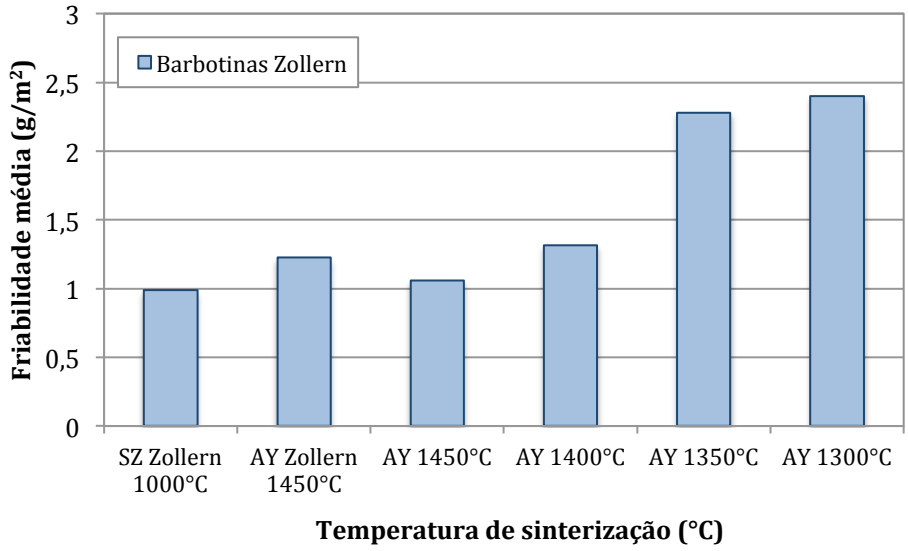


Figura 107 - Resultados obtidos para as formulações da *Zollern & Comandita*

Com os valores obtidos para as formulações AY Zollern e a AY 1450 °C foi possível verificar que os provetes descerificados e sinterizados no INEGI possuem menor friabilidade quando comparado com AY Zollern. Este resultado pode ser devido a uma descerificação demasiado violenta no forno rotativo em uso na *Zollern & Comandita,* como se pode testemunhar na Figura 108. É de notar que o forno existente no INEGI é composto por resistências elétricas, enquanto que o da *Zollern & Comandita* é um forno a gás, daí o seu aquecimento exponencialmente mais rápido.

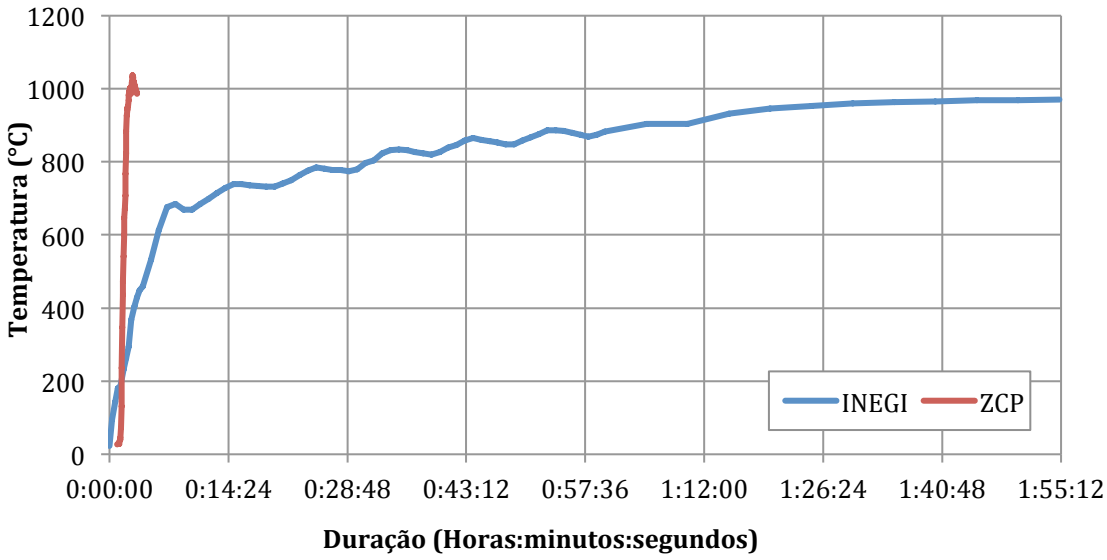


Figura 108 - Evolução da temperatura no interior do forno de descerificação do INEGI e da *Zollern & Comandita*

3.3.4.1 Comparação entre formulações da Zollern & Comandita e INEGI

Apenas para efeitos de comparação, verificou-se que a formulação AY 1% TiO_2 obteve valores de friabilidade inferiores aos obtidos pela formulação AY Zollern com as carapaças descerificadas e sinterizadas nas instalações do INEGI (ver Figura 109). Contudo, estes resultados podem ser devido a uma falha existente na *Zollern & Comandita* para o processo de construção das carapaças cerâmicas, falha esta que provoca o aumento de friabilidade conferido com estes ensaios.

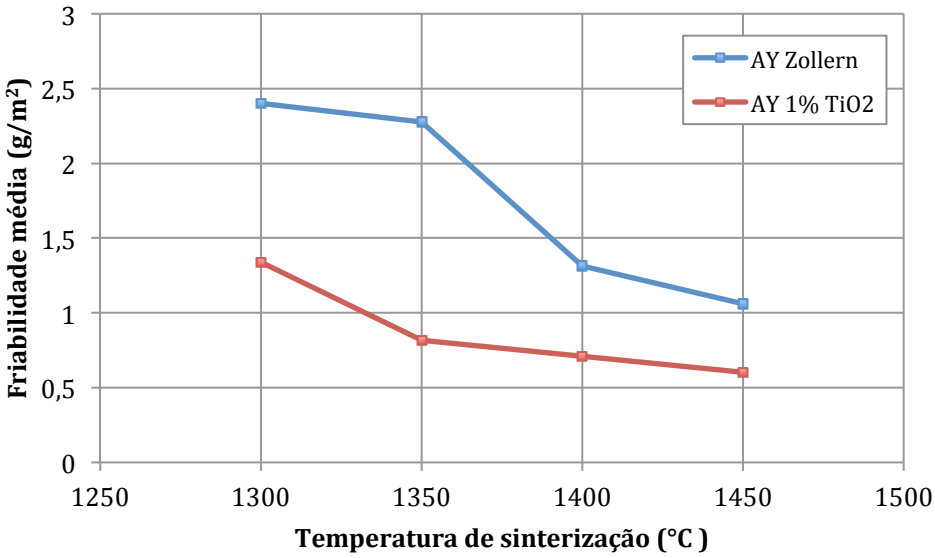


Figura 109 - Comparação entre formulações AY Zollern e AY 1% TiO_2

Um outro aspeto a verificar, pode ser relativo à percentagem de acrilato na formulação AY Zollern, podendo esta ter sido diferente da praticada no INEGI para a formulação AY 1% TiO_2. Essa diferença pode ter sido a causa para uma friabilidade superior com a formulação AY Zollern.

3.3.5 Formulações de zircão

Foram realizados ensaios de friabilidade para as formulações de zircão com e sem adição de polímero. Assim foi possível tirar conclusões sobre a influência da adição de polímero na camada de *facecoat* em termos de friabilidade. As temperaturas de sinterização ensaiadas foram de 1000 e 1100 °C, de maneira a perceber também a variação dos valores de friabilidade com a alteração da temperatura de sinterização.

Na Tabela 40 e na Figura 110 é possível demonstrar que com o aumento da percentagem adicionada de polímero nas camadas de *facecoat* há um aumento da friabilidade dos provetes. Estes resultados foram consequência da queima de polímero, pois sendo o acrilato um componente orgânico, este queimou durante a descerificação e sinterização. A queima do polímero promoveu a existência de espaços vazios na camada de *facecoat,* permitindo assim uma pior ligação entre as partículas cerâmicas devido à menor percentagem de ligante. Este fenómeno é provavelmente o facilitador da maior libertação de partículas cerâmicas durante o ensaio de friabilidade.

Tabela 40 – Resultados para os ensaios de friabilidade das formulações de zircão

Código	T (°C)	Friabilidade (g/m^2)	Friabilidade média (g/m^2)
SZ	1000	1,9575	1,9691
		1,8323	
		2,1176	
	1100	1,4810	1,3449
		1,0754	
		1,4783	
SAZ 6%	1000	2,1022	2,0320
		1,9349	
		2,0589	
	1100	1,3736	1,5070
		1,6646	
		1,4827	
SAZ 15%	1000	2,5207	2,6265
		2,5793	
		2,7795	
	1100	1,8592	1,6702
		1,4356	
		1,7157	
SZ Zollern	1000	0,9927	0,9869
		0,9092	
		1,0587	

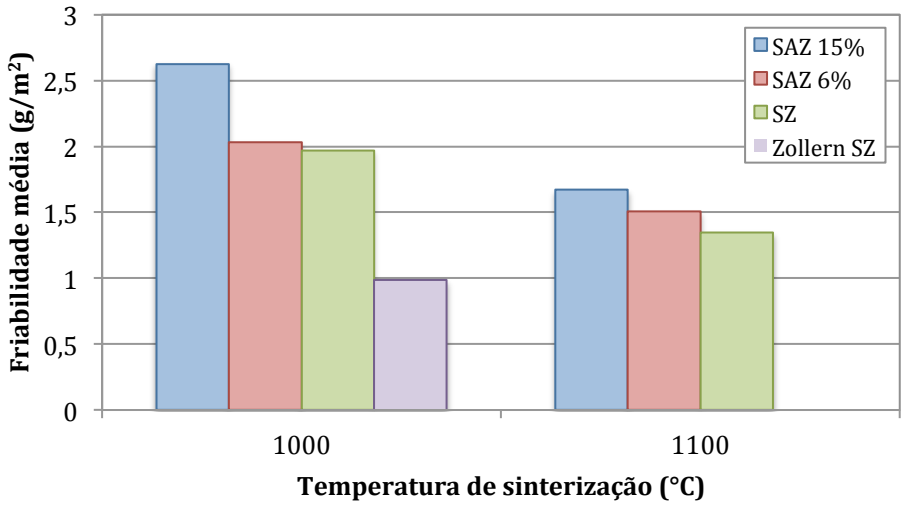


Figura 110 - Friabilidades médias obtidas com os ensaios para SAZ 15%, SAZ 6% e SZ

Comparando a formulação SZ com a formulação SZ Zollern verifica-se que a última tem valores de friabilidade bastante inferiores. Este resultado é passível de ser explicado pela maior viscosidade da primeira camada de *facecoat* praticada na *Zollern & Comandita,* cerca de 30-35 segundos.

A utilização de uma viscosidade elevada na primeira camada permite a obtenção de uma camada mais resistente e, como tal, menos friável. Isto porque quanto maior a viscosidade menor a percentagem de água por dm^3 e se a percentagem de água for menor significa que a percentagem de ligante que permanece na carapaça depois da secagem é superior, o que possibilita uma melhor ligação das partículas cerâmicas. Havendo uma melhor ligação das partículas cerâmicas, a libertação dessas mesmas torna-se mais difícil o que torna a carapaça menos friável. No entanto, esta viscosidade é impraticável no INEGI devido às ineficiência das tinas usadas e a ausência de pré-mergulho do modelo antes da primeira camada durante este trabalho. Contudo, um trabalho a considerar, se possível, seria o de testar a aplicação do pré-mergulho no INEGI.

3.4 Ensaio de permeabilidade

Ao modificar as formulações existentes e desenvolver novas formulações é necessário verificar se estas mudanças afetam a permeabilidade das carapaças, tanto negativamente como positivamente. Devido à falta de meios para a execução do ensaio nas instalações do INEGI, o ensaio foi realizado nas instalações da *Zollern & Comandita*. Em contrapartida, o ensaio praticado na *Zollern & Comandita* não corresponde à norma apresentada em 2.4.6.2, mas sim ao processo praticado na Alemanha pela *Zollern,* sendo replicado depois a *Zollern & Comandita.* Como tal, com o apoio da *Zollern & Comandita,* foram realizados ensaios de permeabilidade para diversos tipos de carapaças.

3.4.1 Fabrico do provete

O provete em cera, apresentado na Figura 111, foi injetado nas instalações da *Zollern & Comandita,* sendo que a colocação do gancho de suporte foi realizada no INEGI.

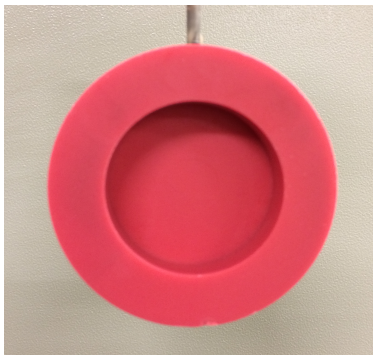


Figura 111 – Provete em cera fornecido pela *Zollern & Comandita*

O fabrico das carapaças cerâmicas de forma a obter o provete para o ensaio de permeabilidade foi realizado no INEGI. As etapas de construção das carapaças cerâmicas foram as mesmas do provete de friabilidade (ver capitulo 3.2.1). No entanto, no modelo em cera apenas interessa a cavidade interior do provete, de forma a obter uma espécie de patela circular, como se pode observar na Figura 112. Para tal, foi realizado, após cada camada uma limpeza da barbotina e areia cerâmica da parte exterior à circunferência interna de forma a obter a patela desejada.



Figura 112 – Provete cerâmico usado no ensaio de permeabilidade

3.4.2 Procedimento adotado

O ensaio de permeabilidade executado consiste na variação de pressão entre a parede de facecoat e parede de *backup* do provete cerâmico. Para tal, o provete é colocado numa peça de fixação que depois é embutida num kitasato (ver Figura 113 a)). O provete é colocado com as camadas de *backup* no sentido do kitasato. É de seguida aplicada uma pressão de -0,7 bar no interior do kitasato (ver Figura 113 c)).

Ao atingir a pressão de -0,7 bar é aberta a válvula de escape na peça de fixação. A abertura desta permite a passagem de caudal de ar pelo provete, gerando uma variação de pressão no interior do kitasato; ao mesmo tempo o cronómetro é iniciado de forma a cronometrar o tempo que demora a estabilizar a pressão entre as duas paredes. Ao alcançar uma pressão de -0,2 bar no kitasato, o cronómetro é parado obtendo assim o tempo necessário para a variação de pressão (ver Figura 113 c)). O tempo obtido é o valor usado para quantificar a permeabilidade do provete ensaiado.

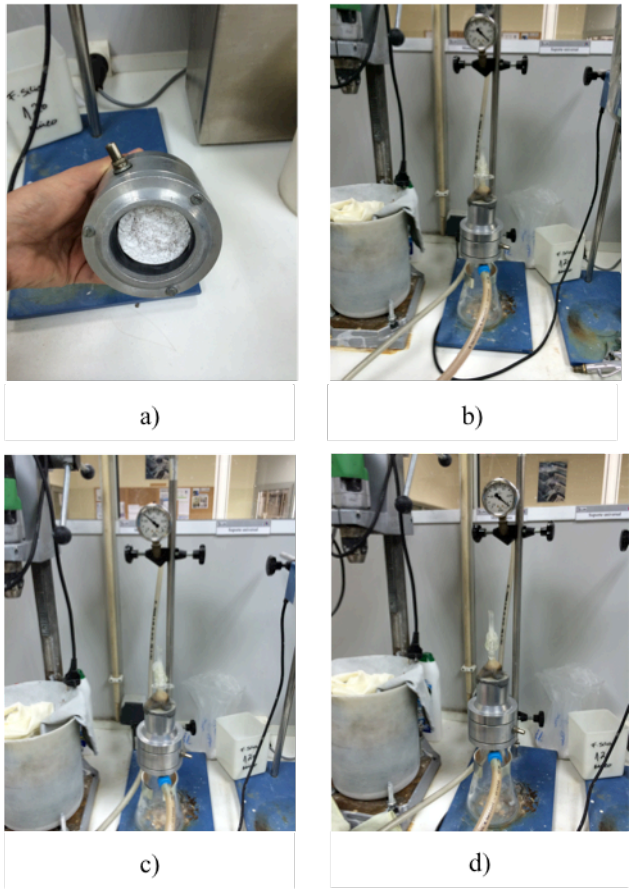


Figura 113 - Etapas para o procedimento experimental do ensaio de permeabilidade a) Colocação do provete na peça de fixação, b) Instalação do sistema, c) Kitasato a -0,7 bar (início do ensaio) e d) Abertura da válvula até pressão no kitasato a -0,2 bar (fim do ensaio)

Na Figura 114 é possível observar um esquema do sentido do ar após a abertura da válvula de escape. Para ter uma noção mais simplificada da permeabilidade obtida para os provetes a unidade considerada foi 1/segundo (1/s). Assim o provete que obteve o resultado mais alto em termos numéricos é o provete com a permeabilidade mais elevada.



Figura 114 - Sentido do caudal de ar durante o ensaio de permeabilidade

Este ensaio foi também praticado por Duarte *et al.* [32] na sequência de um trabalho para carapaças cerâmicas para vazamento de Ti. Neste trabalho foi comprovado que o aumento da temperatura de sinterização melhora a permeabilidade da carapaça, como se pode fazer notar na Figura 115.

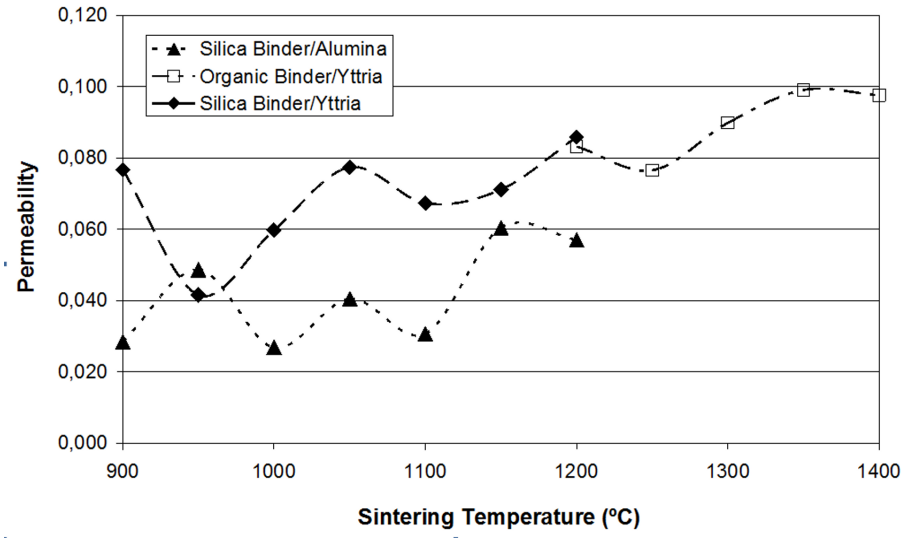


Figura 115 – Resultados obtidos por Duarte *et al.* para ensaios de permeabilidade [32]

3.5 Resultados e discussão do ensaio de permeabilidade

Para os ensaios de permeabilidade foram realizados provetes em diferentes formulações e temperaturas de sinterização de maneira a perceber a influência destas mesmas. Na Tabela 41 estão presentes os resultados de permeabilidade para a variação de pressão de -0,7 bar a 0 bar. Porém, estes valores foram desprezados na análise da permeabilidade, pois na realização do ensaio verificou-se que era difícil obter com rigor uma medição de pressão de 0 bar no kitasato.

Tabela 41 – Resultados obtidos para o ensaio de permeabilidade

	Temp. sinterização (ºC)	Medição 1 (1/s)		Medição 2 (1/s)		Medição 3 (1/s)		Média (1/s)	
		-0,7 a -0,2 bar	-0,7 a 0 bar	-0,7 a -0,2 bar	-0,7 a 0 bar	-0,7 a -0,2 bar	-0,7 a 0 bar	-0,7 a -0,2 bar	-0,7 a 0 bar
AY 1% TiO2	1350	0,077	0,025	0,071	0,020	0,083	0,025	0,077	0,023
	1450	0,125	0,032	0,091	0,023	0,111	0,031	0,107	0,028
SZ	1000	0,067	0,026	0,067	0,022	0,059	0,019	0,064	0,022
	1100	0,083	0,029	0,067	0,020	0,071	0,024	0,073	0,024
SAZ 6%	1000	0,063	0,020	0,059	0,019	0,067	0,018	0,063	0,019
	1100	0,077	0,023	0,083	0,026	0,083	0,028	0,081	0,025
SAZ 15%	1000	0,067	0,020	0,077	0,022	0,077	0,023	0,073	0,021
	1100	0,091	0,025	0,091	0,025	0,111	0,026	0,097	0,025

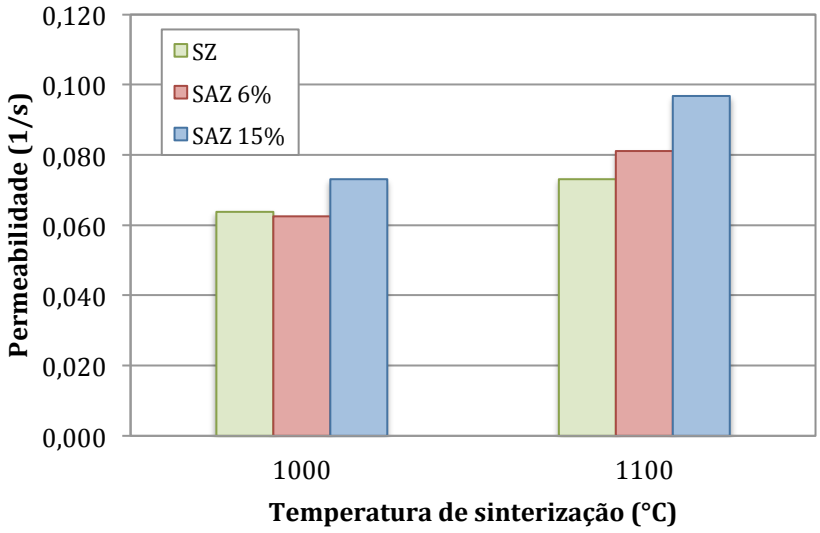


Figura 116 – Resultados de permeabilidade consoante a temperatura de sinterização e a adição de polímero para as formulações SAZ 6% e SAZ 15%

Com os resultados apresentados na Tabela 41 e Figura 116 é possível observar que a adição de polímero às formulações com *facecoat* de zircão permite uma permeabilidade superior. Porém a adição de 6% de acrilato consegue resultados muito próximos dos da formulação SZ, até mesmo inferiores para uma temperatura de sinterização de 1000 °C. O aumento da percentagem de 6% de polímero para 15% na formulação SAZ permite à carapaça obter uma

permeabilidade superior. Este resultado pode ser explicado pela diminuição da densidade nas camadas de *facecoat* devido à queima de maior quantidades de polímero durante as etapas de descerificação e sinterização.

Para as carapaças com a formulação AY 1% TiO_2, obteve-se o mesmo padrão de resultados, também apresentado na Figura 117. Na formulação AY 1% TiO_2, os resultados obtidos devem-se ao uso de um ligante orgânico, que é o mesmo usado para as formulações SAZ (ver Tabela 16), daí a permeabilidade obtida para esta formulação ser bastante elevada sem quaisquer aditivos.

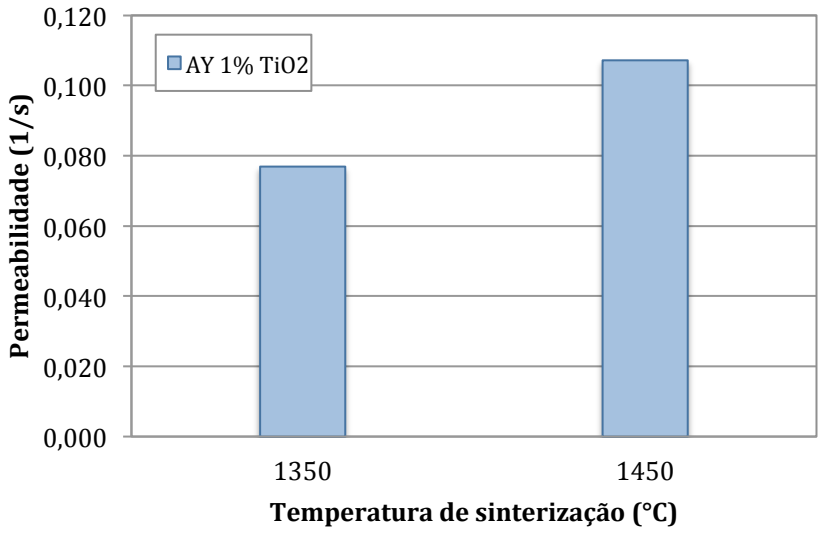


Figura 117 – Resultados de permeabilidade consoante a temperatura de sinterização e a adição de polímero para as formulações SAZ 6% e SAZ 15%

Verificou-se que, tanto para as formulações com *facecoat* de zircão como para as formulações com *facecoat* de ítria, os valores de permeabilidade foram superiores com o aumento da temperatura de sinterização. As causas para tal podem ser as seguintes:

- O crescimento de grão provocado pela sinterização leva a uma maior distância entre centros das partículas cerâmicas. Este aumento da distância permite que a área porosa do cerâmico também seja maior, ampliando assim a permeabilidade do cerâmico;
- A superior temperatura de sinterização promove uma queima mais intensa do ligante. Esta queima permite que se obtenha mais espaços vazios no interior da carapaça.

É necessário ter em conta que a existência de fissuras na carapaça do provete de permeabilidade podem provocar índices de permeabilidade mais elevados do que o normal. As fissuras podem-se desenvolver devido a um tempo de secagem demasiado longo ou até mesmo, devido a uma descerificação demasiado violenta. Um exemplo de um provete dispensado dos ensaios de permeabilidade devido à existência de fissuras existentes na primeira camada de *facecoat* está presente na Figura 118.

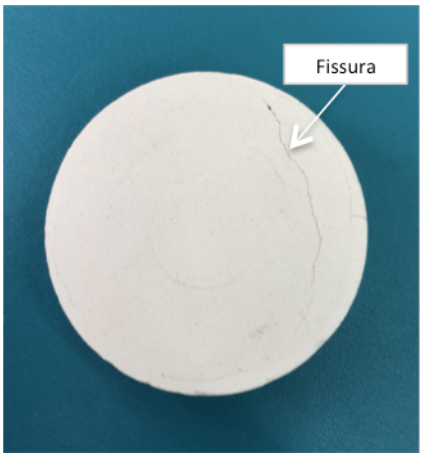


Figura 118 – Fissura existente num provete

3.5.1 Espessura das camadas de *facecoat* para SAZ 6% e SAZ 15%

Com o intuito de analisar a espessura das camadas de *facecoat* foram realizadas microestruturas às carapaças dos provetes de permeabilidade. Assim foi possível verificar se a espessura das camadas de *facecoat* aumenta com uma maior percentagem de polímero, indo assim ao encontro do estudo presente em 2.6.2.2. Claro que para uma verificação de aumento da espessura é necessário que a viscosidade da barbotina seja aproximadamente a mesma para as duas formulações. No anexo B, pode-se verificar que a viscosidade foi de 16,4 para a formulação SAZ 15% e de 20 para a formulação SAZ 6%.

Na Figura 119 estão presentes as microfotografias das carapaças com 6 e 15% de polímero, respetivamente. Nesta figura é possível observar que a carapaça correspondente à formulação SAZ 6% apresenta espessuras superiores na primeira e segunda camada de *facecoat.* No entanto, não foi possível explicar a razão da diferença acentuada entre a primeira e segunda camada de *facecoat.*

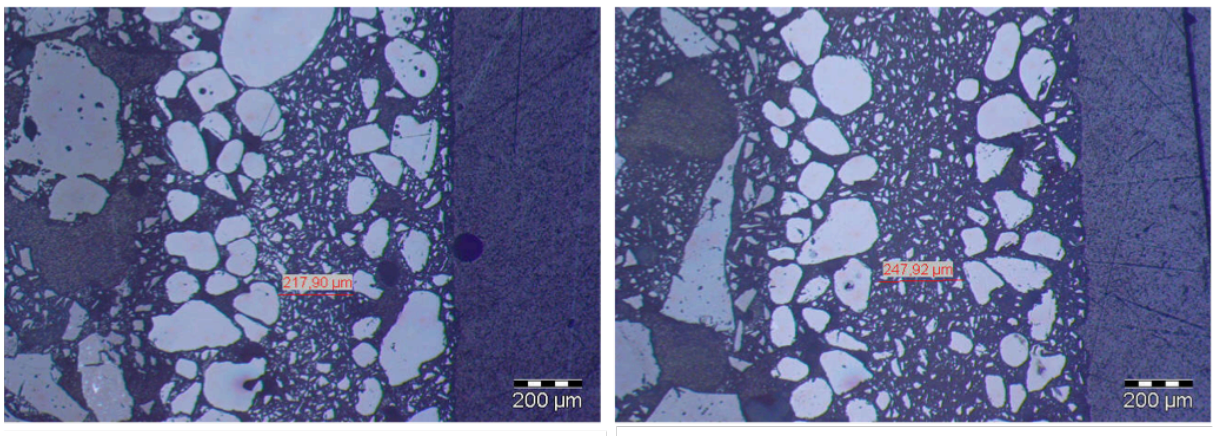


Figura 119 – Camadas de *facecoat* de carapaças sinterizadas a 1100 ºC a) SAZ 6%, b) SAZ 15%

Devido à irregularidade da primeira camada foi realizada uma medição de espessura da segunda camada de *facecoat.* Os valores de espessura obtidos para a segunda camada de *facecoat* estão presentes na Tabela 42.

Tabela 42 – Espeesuras obtidas para a segunda camada de *facecoat* das formulaçãoes SAZ 6 e 15%

	Espessura (µm)
SAZ 6%	218
SAZ 15%	248

Na Figura 120 é possível observar as diferentes camadas nas carapaças cerâmicas nas formulações SAZ 6% e SAZ 15%. Consegue-se verificar os diferentes tamanhos de grão existentes na carapaça com as diferentes camadas, sendo eles de 149 µm (100 mesh) para as camadas de *facecoat,* 0,2-0,5 mm para as camadas intermédias e 0,5-1 mm para as camadas de *backup.*

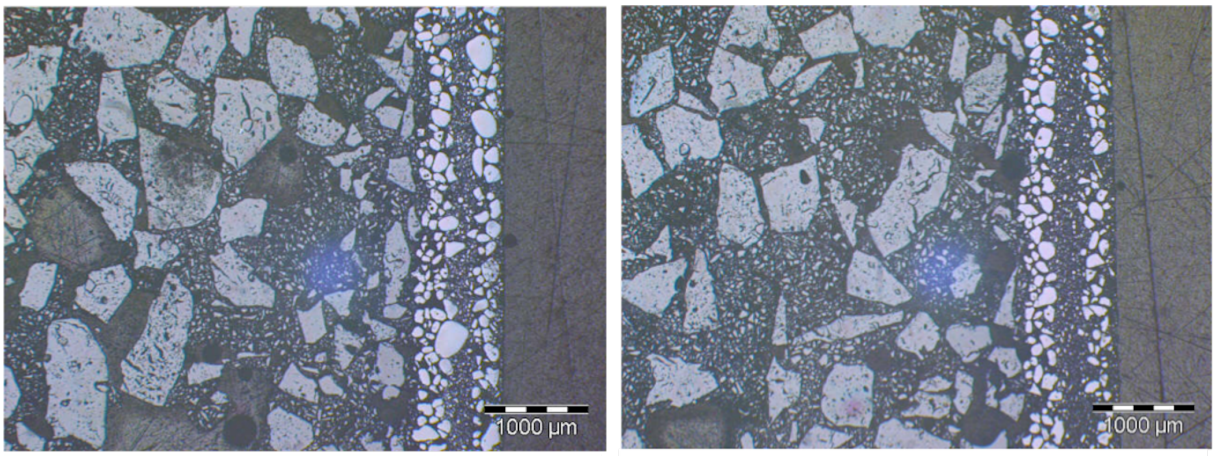


Figura 120 – Fotografia macrométrica das camadas das carapaças cerâmicas para diferentes formulações a) SAZ 6%, b) SAZ 15%

3.6 Maquinagem química para ligas de TiAl

Devido à utilização de formulações teoricamente mais reativas, como as formulações SZ e SAZ, achou-se por bem realizar ensaios de maquinagem química para turbinas em TiAl. Isto porque, como foi explicado em 2.5.2, a utilização de óxidos com energias de Gibbs superiores à de TiO_2 pode promover a existência da camada *alpha-case*. Sendo a maquinagem química para ligas de TiAl um processo sem grande informação na literatura disponível, optou-se por tentar validar o processo para turbinas em ligas de TiAl. Esta etapa do trabalho, tem também como objetivo o de verificar se é possível retirar o acréscimo de espessura das turbinas *near-net shape* em relação às turbinas *net shape*. As turbinas *near-net shape* têm como vantagem o de serem mais fáceis de vazar devido às paredes mais grossas quando comparadas com as turbinas *net shape.* Como tal, a meta destes ensaios é o de conseguir retirar à volta de 0,4 mm de espessura às alhetas das turbinas *near-net shape.*

De acordo com 2.5.3, a solução ideal para ligas de Ti e TiAl contém na sua composição ácido fluorídrico (HF) e ácido nítrico (HNO_3). Com o intuito de perceber quais as taxas de remoção possíveis para este tipo de ligas numa turbina, optou-se pela seguinte solução apresentada na Tabela 43.

Tabela 43 - Composição das solução testada

Constituintes	**Concentração (%)**
HF	4,5%
HNO_3	7,5%
Erkantol	5%
H_2O	83%

Para os ensaios realizados o volume de solução testada foi de 10 litros. O sistema implementado para os ensaios foi bastante rudimentar. Para a solução foi usada uma tina de plástico, tina esta colocada no interior de um recipiente com água aquecida por 2 resistências elétricas controladas por um termopar do tipo K.



Figura 121 - Sistema de tinas usado para os ensaios de maquinagem

A elevada concentração de HF na solução, quando comparada com as concentrações praticadas nas soluções proferidas em 2.5.3, deve-se ao fato de se tentar conseguir obter resultados mais consideráveis com tempos e temperaturas mais baixas do que aqueles praticados na literatura disponível. O controlo da temperatura do banho foi também realizado com recurso a um termopar do tipo K, sendo que este sofreu um desgaste provocado pela reação do metal com o banho. A utilização de um agente molhante, neste caso *Erkantol*, tem como objetivo o de melhorar a uniformidade do ataque da solução na turbina. De modo a simplificar, a solução testada foi apelidada de solução 4,5HF-7,5HNO_3. Os testes para a maquinagem química dividiram-se nas seguintes etapas:

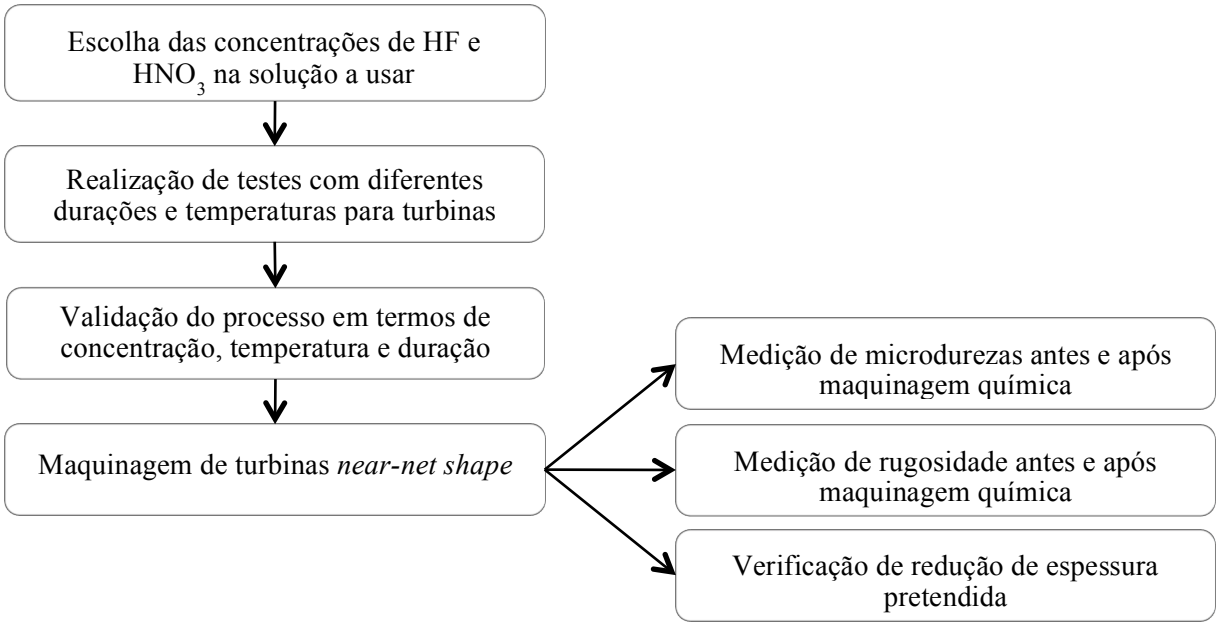


Figura 122 – Diagrama das etapas para os ensaios de maquinagem química

No entanto, antes de realizar os ensaios para as turbinas *near-net shape* foram efetuados ensaios a peças de teste em TiAl, por forma a validar o processo e solução a usar.

3.6.1 Peças de teste

De modo a testar a capacidade de remoção de metal da solução foram realizados diferentes ensaios a turbinas vazadas em carapaças com *facecoat* distintos, sendo eles de zircão e ítria. Os códigos das turbinas com a letra Z e Y correspondem às carapaças com *facecoat* de zircão e ítria, respetivamente. Assim foi possível verificar se as carapaças de zircão devido à elevada reatividade que apresentam seriam mais difíceis de maquinar quimicamente, por causa da possível existência da camada *alpha-case.*

A temperatura inicial do banho para todos os ensaios foi de 50 °C, tendo havido um aumento ligeiro da temperatura do banho no final do ensaio devido à reação exotérmica estabelecida durante o processo. Para estes ensaios apenas se variou a duração do processo, tendo este variado entre os 10 e 30 minutos. A turbina em TiAl utilizada como peça de teste para os ensaios de teste foi fornecida pela *Zollern & Comandita*, estando apresentada na Figura 123.

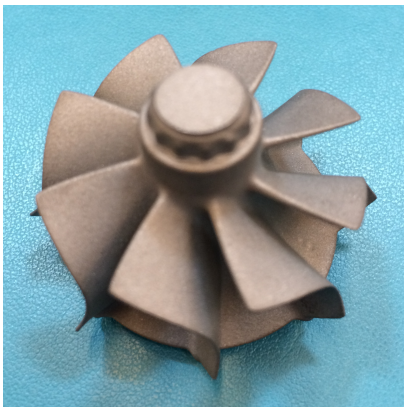
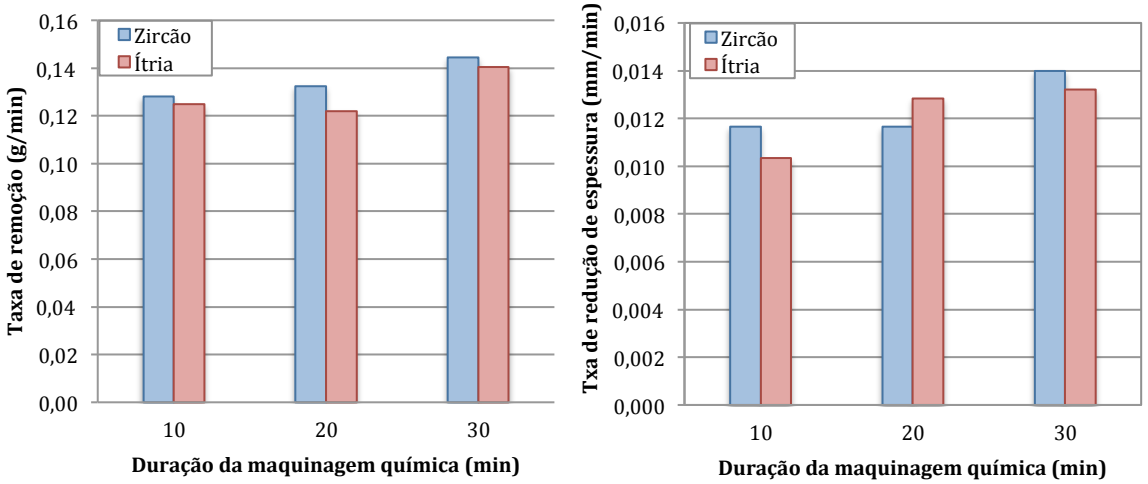


Figura 123 - Turbina em TiAl utlizada como peça de teste para realização de ensaios maquinagem química

Na Tabela 44 é possível corroborar que com o aumento de duração da imersão a remoção de metal da turbina é também intensificada, o que era expectável. No entanto, é de notar que apesar do aumento da duração, a taxa de remoção manteve–se sensivelmente constante, sendo esta de aproximadamente 0,12-0,14 g/min. Na Figura 124 a) consegue-se observar que turbinas obtidas a partir de carapaças com facecoat de ítria tiveram um taxa de remoção sensivelmente mais reduzida.

Tabela 44 – Resultados em termos de redução de peso para as peças de teste

Turbina	1º Pesagem (g)	Duração (min)	Após maquinagem (g)	Metal removido (%)	Taxa de remoção (g/min)
Z3	37,4926	10	36,2110	3,42	0,1282
Z1	37,1906	20	34,5406	7,13	0,1325
Z2	39,4604	30	35,1268	10,98	0,1445
Y3	37,7687	10	36,5213	3,30	0,1247
Y1	36,8338	20	34,3945	6,62	0,1220
Y2	37,6695	30	33,4546	11,19	0,1405



a) b)

Figura 124 – Resultados para diferentes durações do processo em turbinas com diferentes *facecoats* a) Taxa de remoção obtida, b) Taxa de redução de espessura média obtida

Para a solução utlizada a taxa de redução de espessura média ronda os 0,010-0,014 mm/min. Com estes resultados, foi possível perceber qual a duração necessária para remover uma determinada espessura. Na Figura 124 b) e Tabela 45 estão presentes as taxas de redução de espessura média obtidas para os ensaios com diferentes durações e camadas de *facecoat*.

Tabela 45 - Resultados em termos de espessura para as peças de teste

Turbina	Zona de medição	Espessura inicial (mm)	Espessura final (mm)	Redução de espessura (mm)	Taxa de redução de espessura média (mm/min)
Z3	Alheta 1	0,6	0,5	0,10	0,0117
	Alheta 2	0,59	0,48	0,11	
	Corpo	11,75	11,61	0,14	
Z1	Alheta 1	0,58	0,36	0,22	0,0117
	Alheta 2	0,59	0,39	0,20	
	Corpo	11,77	11,49	0,28	
Z2	Alheta 1	0,62	0,22	0,40	0,0140
	Alheta 2	0,65	0,22	0,43	
	Corpo	11,79	11,36	0,43	
Y3	Alheta 1	0,52	0,42	0,10	0,0103
	Alheta 2	0,42	0,36	0,06	
	Corpo	11,63	11,48	0,15	
Y1	Alheta 1	0,48	0,27	0,21	0,0128
	Alheta 2	0,5	0,26	0,24	
	Corpo	11,59	11,27	0,32	
Y2	Alheta 1	0,52	0,15	0,37	0,0132
	Alheta 2	0,5	0,12	0,38	
	Corpo	11,7	11,26	0,44	

Pode-se então constatar que a formulação 4,5HF-7,5HNO_3 resulta para ligas de TiAl pois apresenta resultados satisfatórios em termos de redução de espessura. Outra evidência importante retirada destes ensaios foi que a camada de *facecoat* não apresenta grandes diferenças nos resultados apesar da suposta maior reatividade do zircão quando comparado com a ítria. Sabendo que a área superficial das turbinas de teste não é a mesma das turbinas *near-net shape*, pode-se apenas fazer uma estimativa mais ou menos grosseira da duração necessária para garantir a diminuição de espessura pretendida. Esta estimativa ronda os 30 minutos, pois foi a duração necessária para obter os tais 0,4 mm de redução nas turbinas de teste.

3.6.1.1 Superfícies obtidas após maquinagem

Após a maquinagem química, a turbina permaneceu com uma superfície em que é possível observar a sua microestrutura, isto deveu-se ao ataque químico potenciado pelo processo. Na Figura 125 é possível observar essas mesmas superfícies para as turbinas maquinadas quimicamente durante 20 minutos.

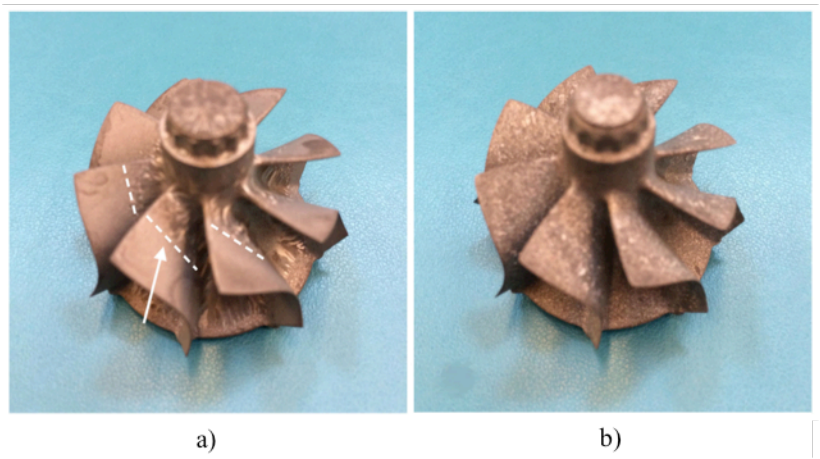


Figura 125 – Aspeto das turbinas depois de maquinadas quimicamente durante 20 minutos a) Camada de *facecoat* de zircão, b) *Camada de facecoat* de ítria

Relativamente às superfícies obtidas após a maquinagem química é possível observar que os grãos na turbina executada com *facecoat* de zircão têm um tamanho superior em relação aos grãos da turbina realizada com *facecoat* de ítria. Isto pode ser explicado devido à maior condutividade térmica da ítria quando comparada com o zircão (ver 2.4.2). É de notar que a superfície obtida para a turbina fabricada com *facecoat* de zircão não é uniforme, isto é, há uma variação bastante significativa do tamanho de grão nas alhetas em relação ao corpo da turbina, como se pode observar na Figura 125 (a fronteira entre os diferentes tamanhos de grão está representada a tracejado). A turbina realizada com *facecoat* de zircão apresenta uma microestrutura lamelar, sendo que na parte mais fina das alhetas o tamanho de grão é bastante mais refinado. Este acontecimento foi recorrente para todos os ensaios realizados.

Foram também realizados ensaios para umas turbinas com uma solução idêntica à apresentada em 2.5.3.2. Contudo, esta formulação a remoção de material foi muito fraca tendo provocado nas turbinas ensaiadas uma superfície bastante rugosa e áspera, sendo por isso imediatamente descontinuada.

3.6.2 Turbinas near-net shape

Após ter verificado a solução para o banho de maquinagem química com os ensaios anteriores, procedeu-se à maquinagem química das turbinas *near-net shape*. Como já foi dito anteriormente, o objetivo foi de tentar verificar se seria possível, ao maquinar quimicamente as turbinas *near-net shape*, as espessuras das alhetas das turbinas aproximarem-se das alhetas de turbinas *net shape.* Estas turbinas (ver Figura 126) diferem um pouco em termos de área superficial das turbinas *net shape* (ver Tabela 46).

Tabela 46 – Espessura e área superifcial das turbinas *near-net shape* e *net shape* nos modelos CAD

Turbina	Espessura (mm)	Área superficial (mm^2)
Net shape	0,40	7469
Near-net shape	0,87	8678

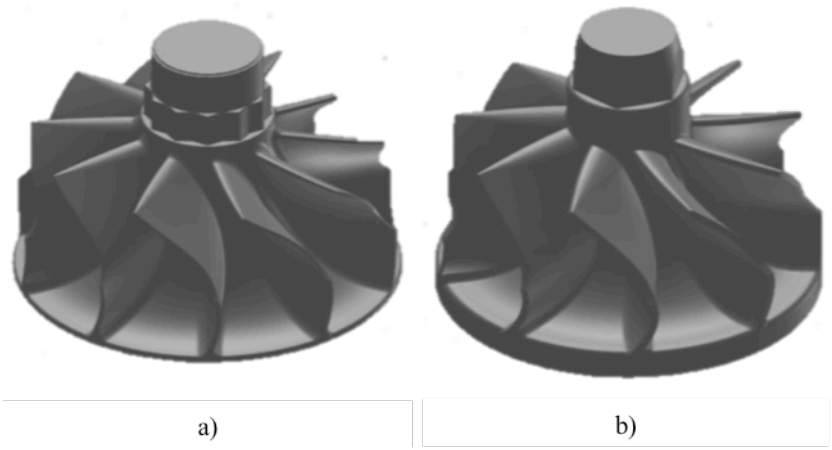


Figura 126 – Modelo CAD a) Turbina *net shape,* b) Turbina *near-net shape*

3.6.2.1 Turbinas *near-net shape*

Para os ensaios de maquinagem química foram utlizadas quatro turbinas *near-net shape*, das quais três foram vazadas em carapaças com *facecoat* de zircão e uma em carapaça com *facecoat* de ítria. As designações dadas às turbinas para facilitar o trabalho estão apresentadas na Tabela 47.

Tabela 47 – Designação dadas às turbinas

Turbina	**Camada de *Facecoat***
1, 2 e 3	Zircão
4	Ítria

De acordo com os resultados obtidos para as turbinas de teste, decidiu-se começar logo por ensaios com a duração de 30 minutos para as turbinas *near-net shape.* Também se realizaram ensaios para 40 minutos, pois sendo a área superficial destas turbinas superior à das de teste, possivelmente os 30 minutos poderiam não ser suficientes.

Na Tabela 48 é possível observar os resultados obtidos em termos de redução de peso para as turbinas *near-net shape* Comparando com os resultados obtidos com as turbinas de teste os resultados são semelhantes para os ensaios com duração de 30 minutos, sendo que existem ligeiras diferenças devido à área superficial menor das turbinas de teste. É de salientar que ao aumentar a duração do processo a taxa de remoção de material manteve-se aproximadamente constante, sendo que se pode considerar que a remoção de material é proporcionalmente direta ao aumento da duração do banho, como se pode ver na Figura 127 a). A taxa de remoção média de material rondou os 0,15 g/min. Para a medição de espessura foi utlizado um paquímetro digital.

Tabela 48 - Resultados em termos de peso para as turbinas *near-net shape*

Turbina	1º Pesagem (g)	Duração (min)	Após maquinagem (g)	Metal removido (%)	Taxa de remoção (g/min)
1	64,1768	30	59,0565	7,98	0,1707
2	63,4442	30	58,4882	7,81	0,1652
3	62,4688	40	56,8136	9,05	0,1414
4	67,6174	40	61,0105	9,77	0,1652

Tabela 49 – Resultados em termos de redução de espessura para as turbinas *near-net shape*

Turbina	Zona de medição	Espessura inicial (mm)	Espessura final (mm)	Redução de espessura (mm)	Taxa de redução espessura média (mm/min)
1	Alheta 1	0,89	0,55	0,34	0,0108
	Alheta 2	0,9	0,54	0,36	
	Corpo	13,73	13,46	0,27	
2	Alheta 1	0,87	0,56	0,31	0,0101
	Alheta 2	0,85	0,53	0,32	
	Corpo	13,76	13,48	0,28	
3	Alheta 1	0,9	0,44	0,46	0,0116
	Alheta 2	0,89	0,41	0,48	
	Corpo	13,72	13,27	0,45	
4	Alheta 1	0,82	0,39	0,43	0,0118
	Alheta 2	0,81	0,36	0,45	
	Corpo	13,64	13,11	0,53	

Com os resultados de redução de espessura presentes na Tabela 49 e Figura 127 b), conclui-se que o tempo necessário para obter uma redução de 0,4 mm é de aproximadamente 40 minutos, sendo a remoção de material a 30 minutos insuficiente para o pretendido, como se estava à espera devido à diferença na área superficial entre a turbina de teste e a *near-net shape*. Tal como com a remoção de material, a taxa de redução de espessura por minuto manteve-se aproximadamente constante para os diferentes ensaios.

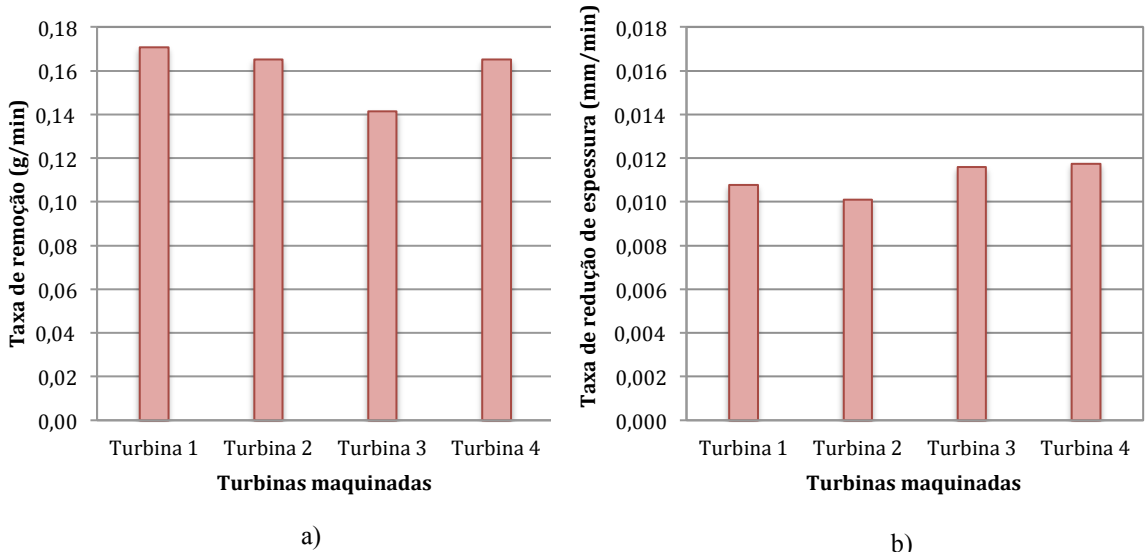


Figura 127 – Resultados para as turbinas *near-net shape* a) Taxas de remoção obtidas, b) Taxas de redução de espessura obtidas

Como aconteceu com as turbinas de teste, a turbina 4, vazada em carapaça com *facecoat* de ítria, adquiriu uma superfície diferente das turbinas 1, 2 e 3, vazadas em carapaças com facecoat de zircão. Este fenómeno é visível na Figura 128.

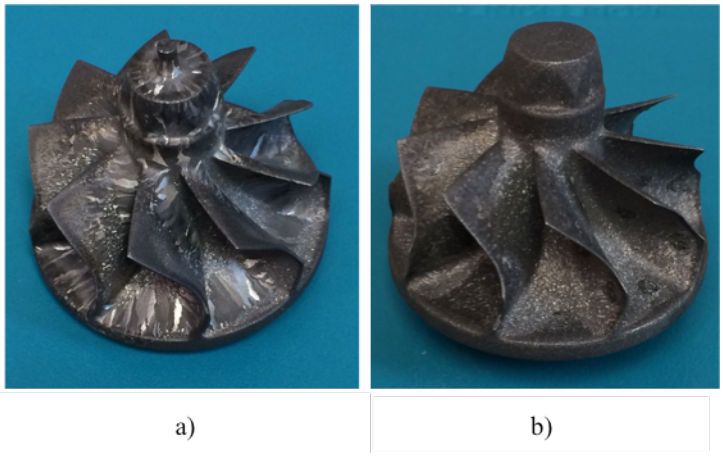


Figura 128 – Superficies obitdas após maquiangem quimica para uma duração de 40 minutos a) Camada de *facecoat* de zircão, b) Camada de *facecoat* de ítria

A falta de renovação do banho provocada pela inexistência de agitação da solução no interior da tina e também pelo posicionamento vertical da turbina no interior do cesto, promoveu a existência de uma camada desconhecida na base da turbina 4; esta camada está apresentada na Figura 129.



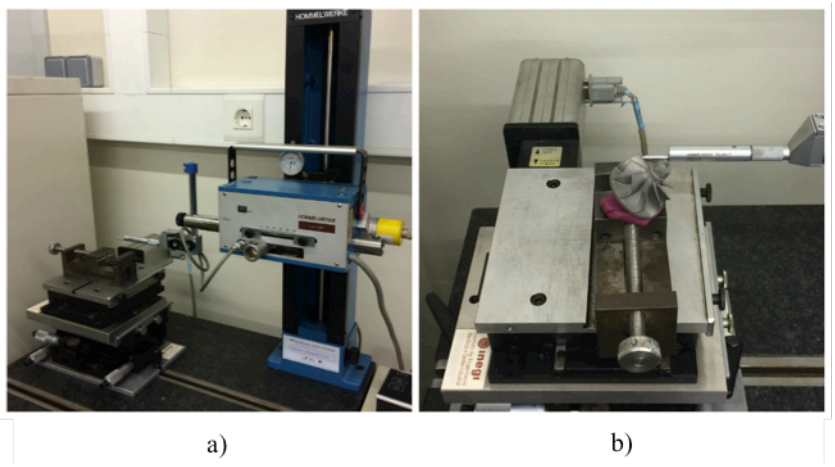
Figura 129 – Camada na base da turbina provocada pela não renovação do banho

3.6.2.2 Medição de Rugosidade

Para verificar o efeito provocado na superfície das turbinas devido ao ataque realizado pela solução 4,5HF-7,5HNO_3, realizaram-se medições de rugosidade nas alhetas das turbinas antes e depois do processo de maquinagem química. Os parâmetros medidos estão de acordo com a norma ISO 4287, sendo o considerado para este trabalho o parâmetro *Ra.* Este parâmetro é a média desvio aritmético do perfil avaliado, sendo dado em µm.

A medição das rugosidades das turbinas foi realizada nas alhetas das mesmas, pois esse é que era o local critico para a diminuição de espessura resultante da maquinagem química. O

instrumento usado para a medição de rugosidade foi o medidor de perfis da *Hommelwerke* que pode ser visualizado na Figura 130. O percurso avaliado na alheta teve um comprimento de 4,8 mm.



a) b)

Figura 130 – a) Medidor de perfis usado (modelo da *Hommelwerke*), b) Medição de rugosidade da turbina

Com a Tabela 50 é possível verificar que, após o processo de maquinagem química, houve um aumento da rugosidade da superfície das alhetas em todas as turbinas. Verificou-se que com o aumento da duração, de 30 para 40 minutos, a taxa de aumento de rugosidade teve também um incremento bastante expressivo, de cerca de 10% para aproximadamente 60%.

Tabela 50 - Valores de rugosidade obtidos para as turbinas maquinadas quimicamente

	Rugosidade inicial (µm)	**Rugosidade final (µm)**	**Aumento de rugosidade (%)**
Turbina 1	3,36	3,73	11,02
Turbina 2	2,95	3,24	9,95
Turbina 3	2,63	4,04	53,93
Turbina 4	2,05	3,44	67,69

Os valores iniciais de rugosidade entre as turbinas 1, 2 e 3 variam significamente pois estas turbinas foram testadas após a etapa de granalhagem. Desta forma é possível que, mesmo tendo sido realizadas em carapaças com a mesma formulação para o *facecoat* tenha havido uma maior ou menor duração do tempo de granalhagem que tenha provocado estas variações. No entanto, o relevante para este exercício é o de perceber a influência do processo de maquinagem química na superfície da turbina, por isso a variação de rugosidade no estado inicial e final é suficiente. Em anexo F estão presentes os gráficos correspondentes às medições de rugosidades antes e após maquinagem química.

3.6.2.3 Medição de microdureza

Segundo a literatura a camada *alpha-case* provoca um aumento de dureza. Esta camada normalmente tem uma espessura de cerca de 200-250 µm. Após a realização do processo de

maquinagem química para as turbinas 3 e 4 achou-se relevante verificar se o aumento de dureza sofrido pela presença da camada *alpha-case* teria sido eliminado. Contudo mesmo que a camada *alpha-case* não esteja presente na superfície da turbina é normal que uma camada endurecida proveniente de arrefecimento célere do metal na superfície da turbina esteja presente. Desta forma, realizaram-se medições de microdureza às turbinas antes e após o processo de maquinagem química. Para a medição de microdureza procedeu-se ao corte da turbina. O corte realizado está apresentado na Figura 131.

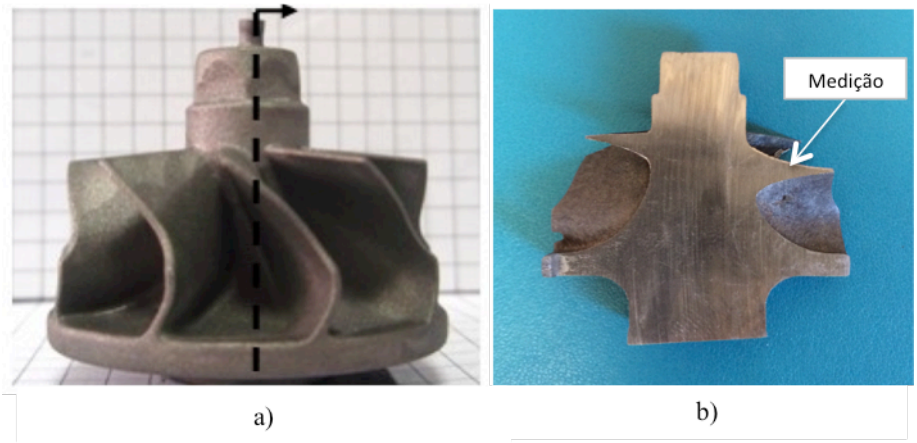


Figura 131 – a) Corte axial realizado à turbina b) Turbina após corte

A medição de microdureza foi realizada ao longo de uma alheta da turbina, tendo-se iniciado na superfície até a uma profundidade de 0,7 mm. Para uma verificação da uniformidade da remoção de metal realizaram-se dois percursos: um percurso que se inicia na superfície superior da alheta e outro que se inicia na superfície inferior da alheta. A carga usada durante o ensaio foi de 0,05 kgf. Na Figura 132 é possível observar as indentações provocadas pelo marcador durante o ensaios de microdureza.

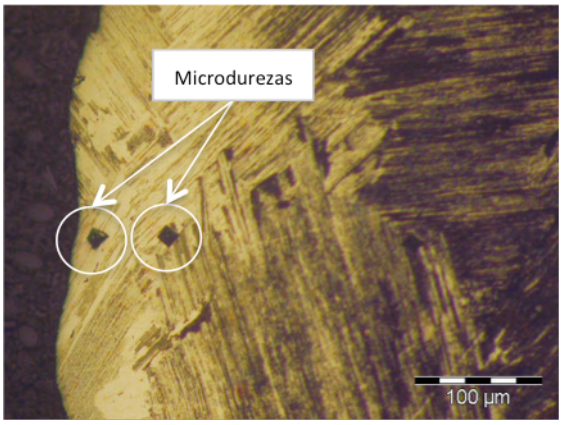


Figura 132 – Identações provocadas pelo marcador durante o ensaio de microdureza

As microdurezas obtidas para as turbinas *near-net shape* com *facecoat* de zircão antes e depois do processo de maquinagem química estão presentes na Figura 133. Conforme era esperado é possível observar que até uma profundidade de sensivelmente 0,2 mm há a existência de uma dureza superior para a turbina 3 antes de maquinar quimicamente. Após a

maquinagem química foi possível remover toda a camada endurecida presente nas alhetas da turbina 3.

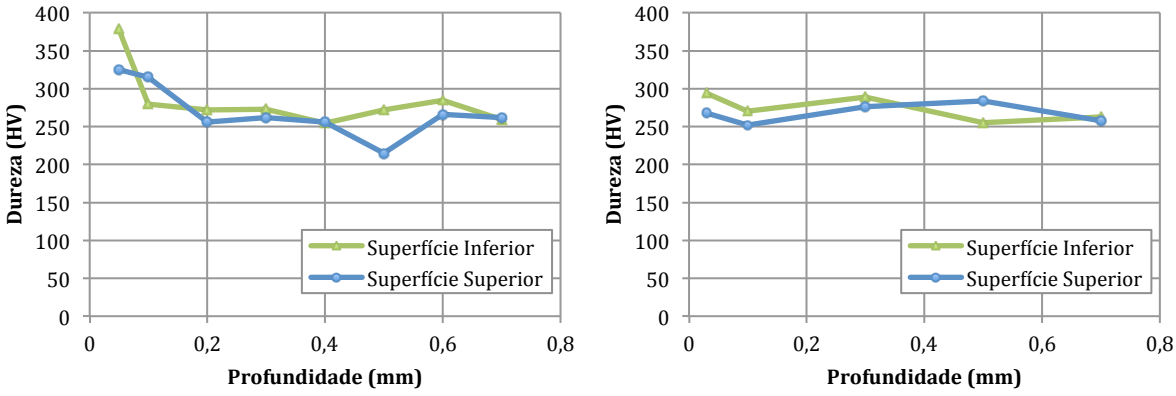


Figura 133 - Medições de microdureza para a turbina 3 a) Antes de maquinar quimicamente, b) e Após maquinar quimicamente durante 40 min

As microdurezas obtidas para as turbinas *near-net shape* com *facecoat* de ítria antes e depois de maquinagem química estão apresentadas na Figura 134. O resultado obtido foi semelhante ao da turbina 3, pois foi possível remover a camada endurecida.

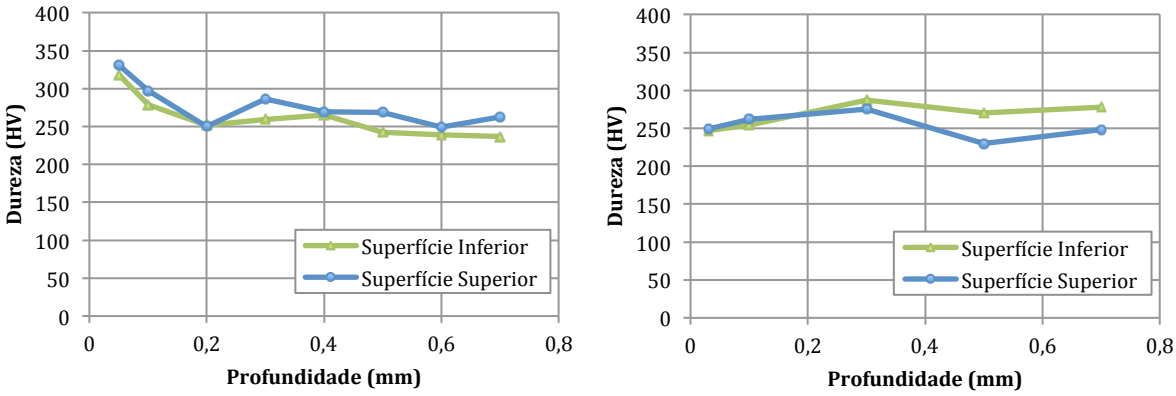


Figura 134 – Medições de microdureza para a turbina 4 a) Antes de maquinar quimicamente, b) e Após maquinar quimicamente durante 40 min

Na Tabela 51 é possível quantificar a diminuição de dureza média obtida com o processo de maquinagem química, tanto para a turbina 3 como para a turbina 4.

Tabela 51 - Valores de dureza obtidos no ensaio de microdureza

	Dureza média inicial (HV)	**Dureza média final (HV)**	**Decréscimo de dureza (%)**
Turbina 3	277,0	270,9	2,22
Turbina 4	269,3	260,0	3,44

Com recurso às Figura 135 e Figura 136 é possível observar que, antes de se ter procedido ao processo de maquinagem química, não havia camada *alpha-case* presente nas turbinas 3 e 4, sendo que a dureza inicial foi provocada pelo tempo de arrefecimento mais acelerado na zona da interface metal/carapaça. Nestas figuras estão presentes as microestruturas das alhetas antes do processo de maquinagem química.

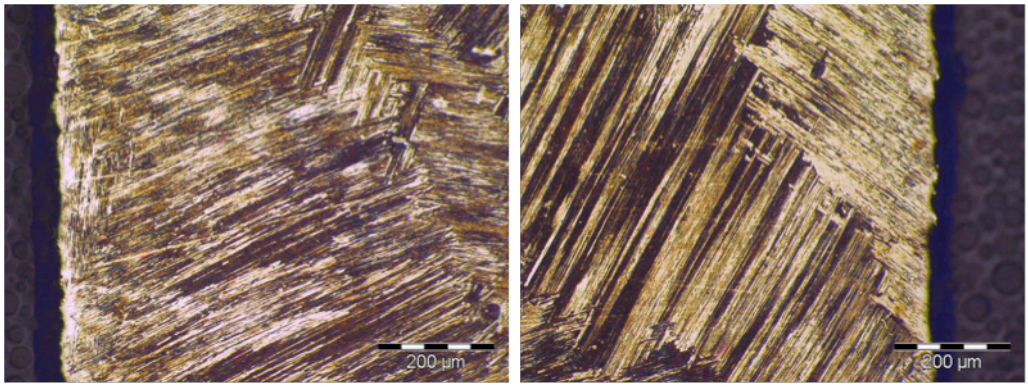


Figura 135 – Microesturas para a turbina 3 antes de maquinar quimicamente a) Sup. superior da alheta, b) Sup. inferior da alheta

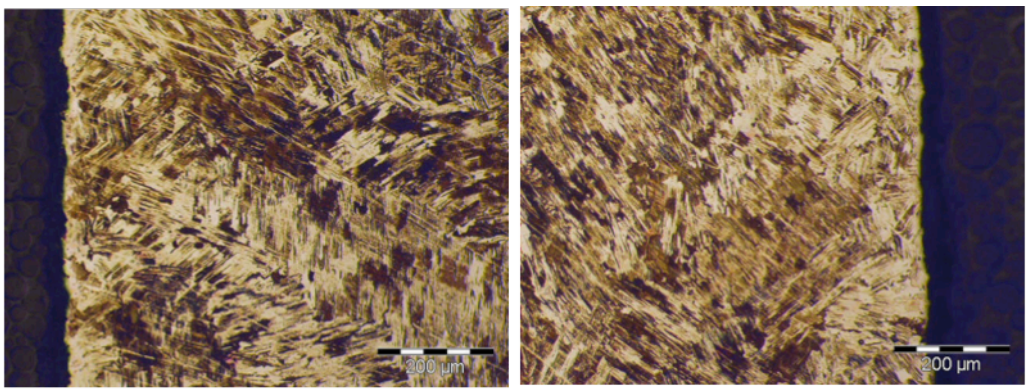


Figura 136 – Microesturas para a turbina 4 antes de maquinar quimicamente a) Sup. superior da alheta, b) Sup. inferior da alheta

As microestruturas após maquinagem química estão presentes nas Figura 137 e Figura 138, estando apesentados tanto as superfícies superiores como inferiores das alhetas. Pode-se notar que após o processo de maquinagem química a superfície das turbinas, nomeadamente das alhetas, não sofreu alterações em termos de possíveis reações do metal com a solução.

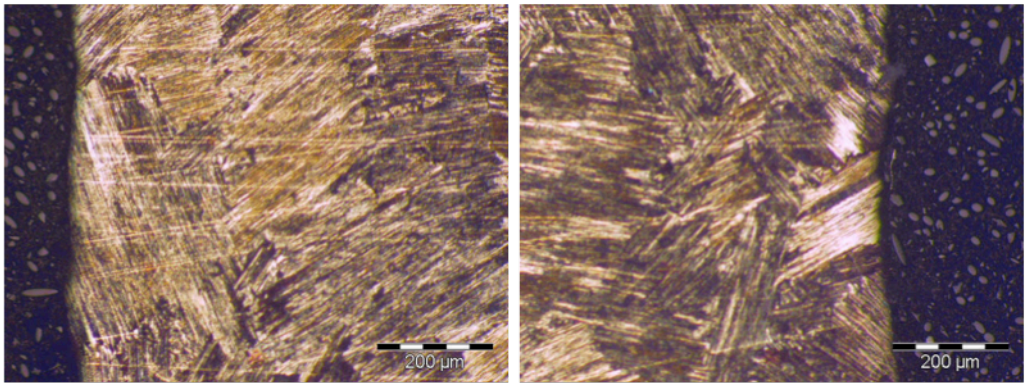


Figura 137 – Microestrutras após maquinagem quimica para a turbina 3 a) Sup. superior da alheta, b) Sup. inferior da alheta

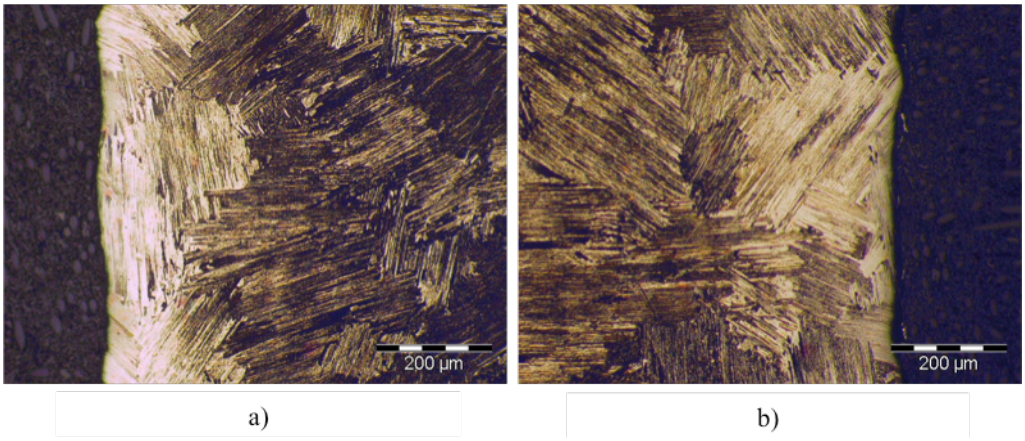


Figura 138 – Microestrutras após maquinagem quimica para a turbina 4 a) Sup. superior da alheta, b) Sup. inferior da alheta

3.6.2.4 Controlo dimensional das turbinas

A maquinagem química ao remover material da superfície das turbinas pode nem sempre fazê-lo de uma forma uniforme, pois durante o ataque, devido à reação com o titânio presente na turbina, existe uma libertação de hidrogénio no estado gasoso e, como tal, é necessário uma renovação constante do banho. Não havendo uma agitação do banho durante os ensaios realizados, achou-se relevante realizar o controlo dimensional das turbinas antes e depois de serem maquinadas, com o intuito de verificar a uniformidade do ataque químico.

O controlo dimensional foi realizado através do levantamento de forma das turbinas com recurso ao *software ATOS Professional* e ao *scanner ATOS III* da empresa *GOM:Optical Measuring Techniques*. Para o levantamento de forma da turbina é necessário proceder à colagem de pontos brancos que depois são reconhecidos pelo *scanner,* conseguindo assim digitalizar a turbina. A turbina *near-net shape* com os pontos brancos encontra-se na Figura 139. O processo de levantamento de forma pode ser visualizado na Figura 140.

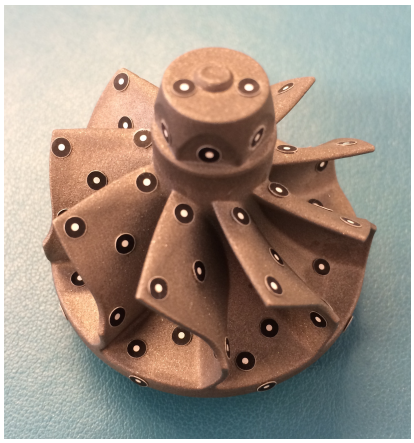


Figura 139 – Turbina *near-net shape* pronta a ser digitalizada

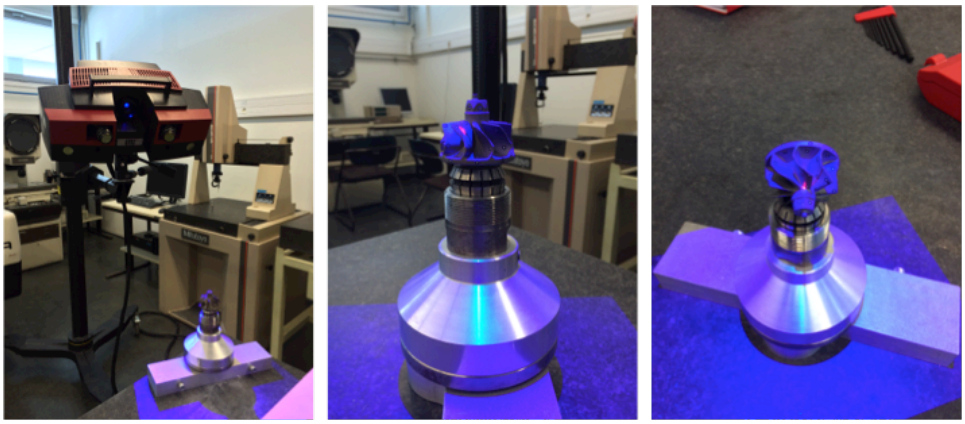


Figura 140 – Levantamento de forma realizado à turbina *near-net shape*

Nas Figura 141 e Figura 142 estão presentes os levantamentos de forma para as turbinas 3 e 4, respetivamente. Com estes resultados deduz-se que a erosão de material provocada pelo ataque não foi uniforme. Como se pode ver nas alhetas da turbina depois de maquinada quimicamente, estas sofreram uma redução de espessura mais elevada na superfície inferior quando comparada com a superfície superior.

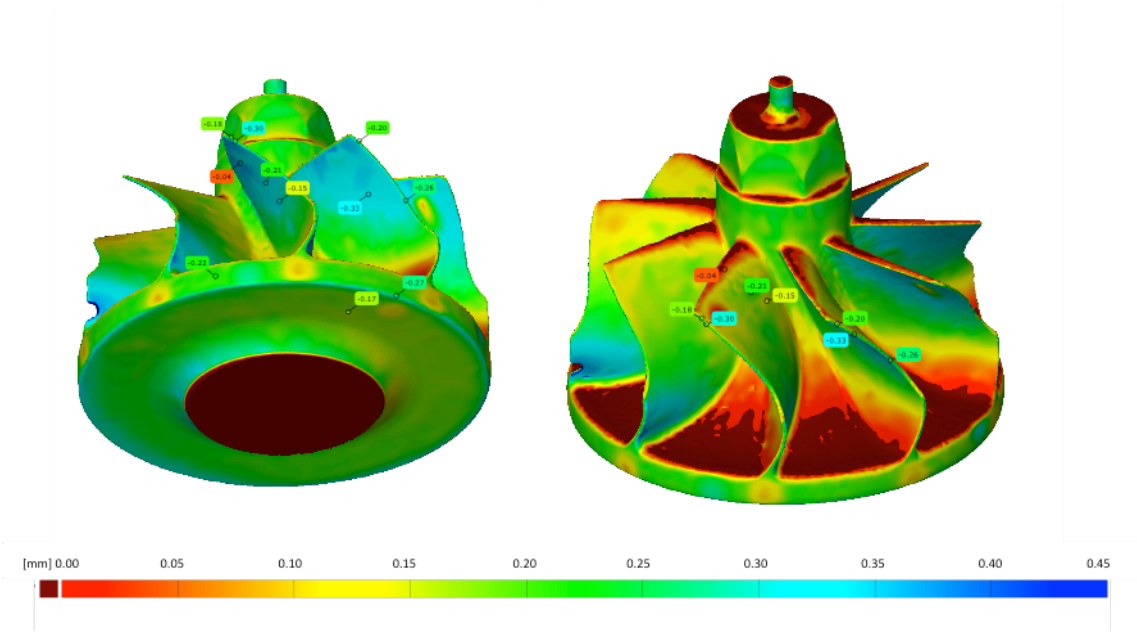


Figura 141 – Controlo dimensional através de levantamento de forma da turbina 3

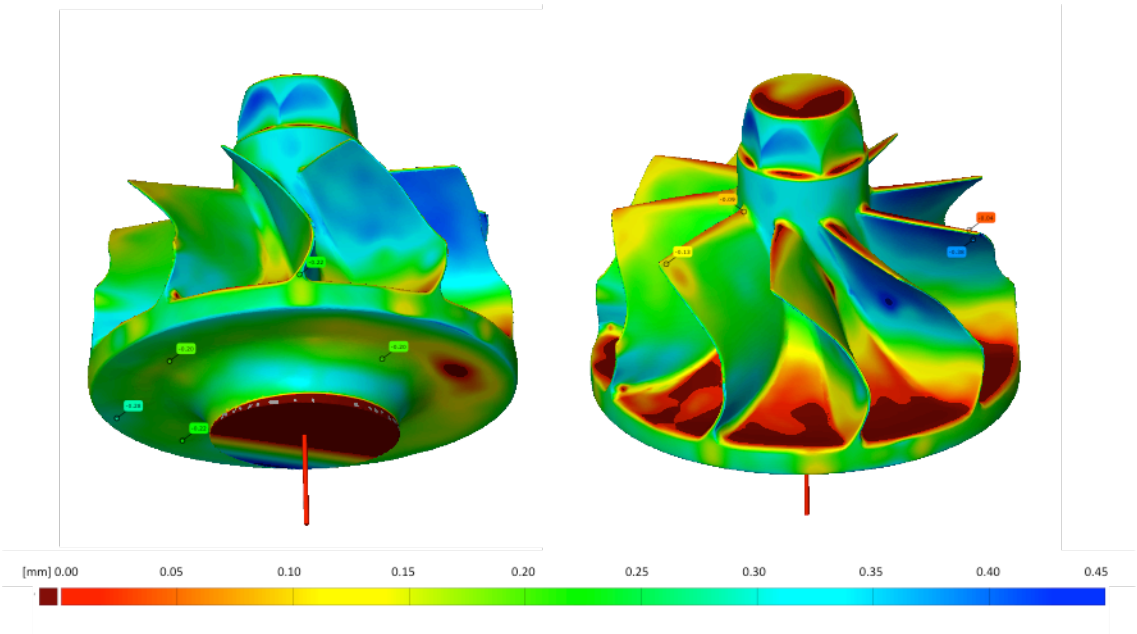


Figura 142 – Controlo dimensional através de levantamento de forma da turbina 4

Contudo, estes resultados poderão não ser os mais exatos, pois, para realizar a comparação entre a turbina antes e após maquinagem química, é realizado um alinhamento por parte do *software*. Este alinhamento pode levar a erros de interpretação dos resultados pois o alinhamento da turbina maquinada quimicamente em relação à turbina inicial pode não ser o ideal. Desta forma, foram realizados posicionamentos manuais no processo de alinhamento das turbinas para tentar melhorar o resultado final.

No entanto, devido aos resultados obtidos de microdureza podemos concluir que a remoção da parte superior das alhetas foi um pouco superior ao demonstrado com o levantamento de forma. É claro que o ensaio de microdureza apenas retrata uma parte infinitesimal da turbina,

parte esta que pode não retratar as propriedades globais da turbina. O levantamento de forma permite obter uma noção mais generalizada da turbina após maquinagem química. Mesmo assim, a não uniformidade verificada com o levantamento de forma pode ser consequência da falta de agitação do banho e/ou movimentação da turbina que consequentemente não proporcionam a renovação da solução em certas zonas da turbina.

3.7 Forno de indução com vazamento auxiliado por centrifugação

Este trabalho surgiu da necessidade de melhorar o sistema de vazamento implementado no forno do INEGI. O objetivo é formular o conceito para um sistema de vazamento com recurso à centrifugação, possibilitando assim um melhor enchimento das peças que possuem paredes mais finas. Este exercício apenas tem a intenção de iniciar o estudo para o desenvolvimento deste sistema.

3.7.1 Sistema existente no INEGI

Atualmente, o forno usado no INEGI para o vazamento de ligas de Ti e TiAl é um forno de indução; este consiste na utilização de uma câmara de fusão com um cadinho frio ou cadinho cerâmico, consoante o tipo de vazamento e requisitos pretendidos, e uma câmara inferior onde a carapaça está localizada. Um esquema representativo do forno de indução na configuração de cadinho frio atualmente implementado no INEGI está apresentado na Figura 143.

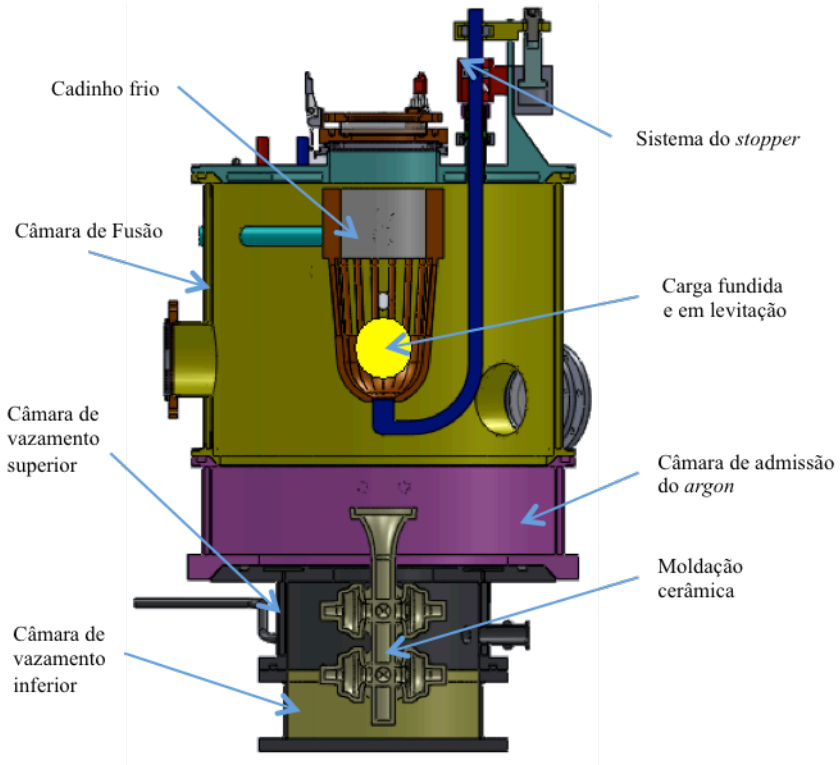


Figura 143 – Esquema do forno implementado no INEGI de indução na configuração de cadinho frio

O sistema de cadinho existente no INEGI posicionado na estrutura existente no INEGI está presente na Figura 144.

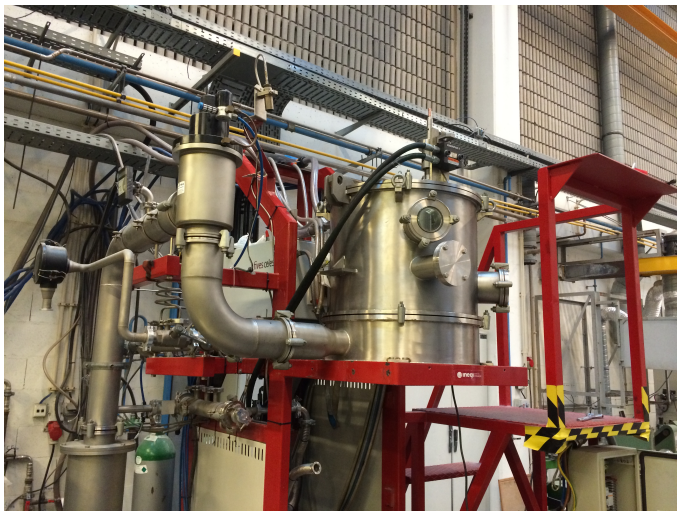


Figura 144 – Cadinho frio posicionado na estrutura existente no INEGI

3.7.2 Desenvolvimento do conceito do sistema de centrifugação

Com o objetivo de melhorar o enchimento das carapaças durante o processo de vazamento, foi idealizado um sistema de centrifugação para o forno de indução usado no INEGI. O objetivo é o de desenvolver um sistema que permita a rotação da carapaça durante o tempo de vazamento. Para o forno existente no INEGI a maneira mais simples de implementar um sistema de centrifugação é o de implementar um sistema de rotação axial, como os apresentados em 2.7.2.3.2. Assim as modificações a realizar não são imensas e, como tal, o seu custo mais reduzido.

3.7.2.1 Sistema de rotação da carapaça

Para a rotação da carapaça, foi idealizado um sistema de rotação de um prato que se encontra no interior da câmara de vazamento. Este prato estará diretamente ligado a um veio em rotação.

Na Figura 145 é possível observar o prato projetado juntamente com a tampa da câmara de vazamento. No prato foram realizados furos dispersos num padrão circular de maneira a poder fixar um sistema de centragem da carapaça. Os furos foram dispersos de maneira circular com 3 raios distintos de maneira a poder centrar diferentes tamanhos de carapaças cerâmicas. Estes furos são visíveis também na Figura 145. Para a instalação do prato é necessário proceder à modificação da tampa da câmara de vazamento, pois é necessário que o veio de transmissão ligado ao motor passe pela tampa, como tal, foi realizado um orifício circular na tampa.

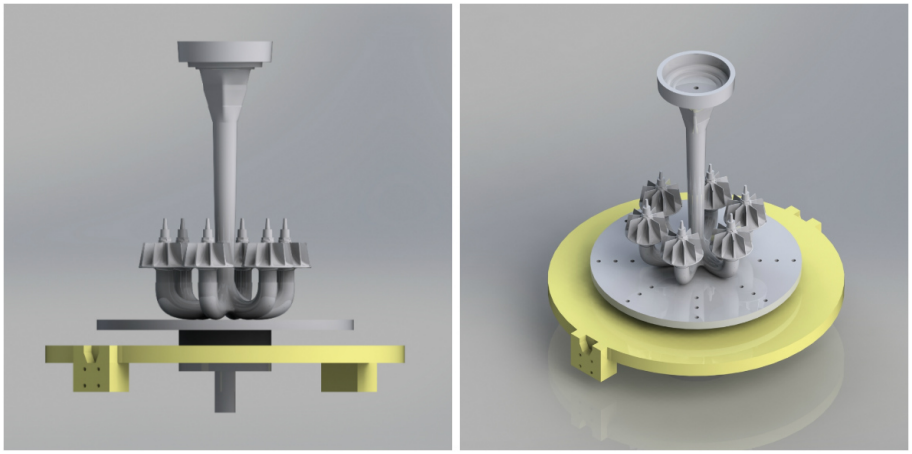


Figura 145 – Prato responsável pela rotação da carapaça

3.7.2.2 Sistema de centragem e fixação da carapaça

Devido às forças centrífugas criadas pela rotação da carapaça é necessário que esta permaneça imóvel, como tal, o seguinte sistema de fixação e centragem da carapaça apresentado na Figura 146 foi projetado. Nesta figura é possível observar os pinos existentes no sistema de centragem para fixação do mesmo no prato rotativo.

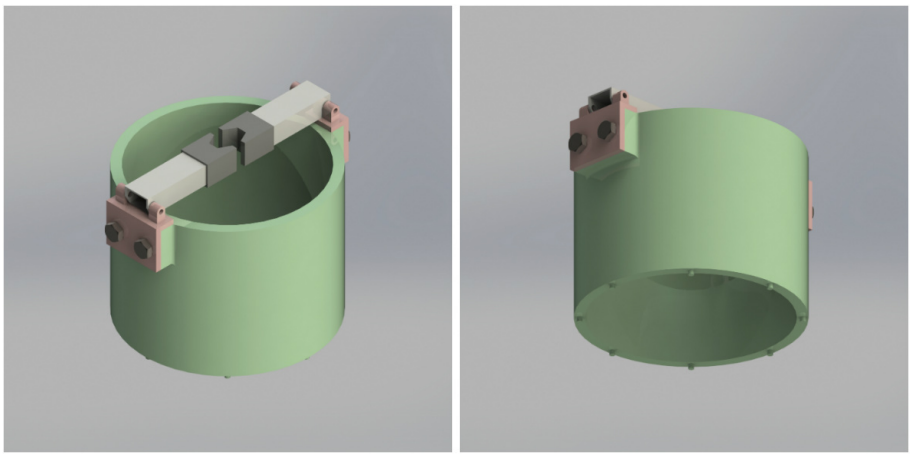


Figura 146 – Sistema de fixação e centragem da carapaça

O sistema de fixação da carapaça consiste em dois braços que estão ligados ao sistema de centragem por um pino cada um. Estes braços movem-se em torno do eixo de fixação, de forma a poder colocar a carapaça no interior do cilindro de centragem. O movimento dos braços com o posicionamento da carapaça no interior do cilindro de centragem está apresentado na Figura 147.

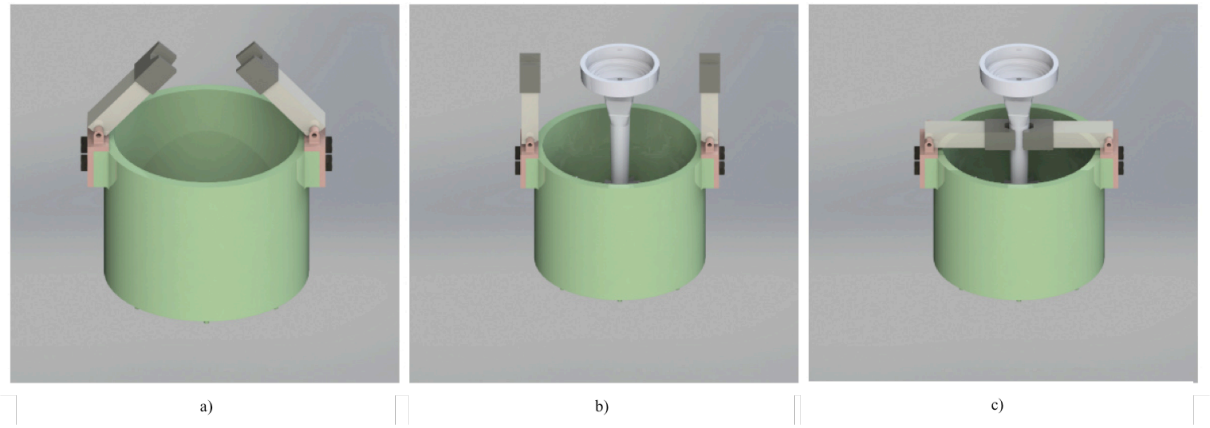


Figura 147 – Sequência de montagem da carapça no interior do sistema de centragem e fixação

3.7.2.3 Forças centrífugas

Devido à rotação da carapaça durante a etapa de vazamento, são criadas forças centrífugas provenientes da velocidade de rotação. Com o intuito de perceber quais as forças centrífugas a atuar durante o vazamento é necessário ter em conta a seguinte equação:

$$F_c = \mathrm{m} * \frac{v^2}{r} = w^2 * r$$

Com:

- w- velocidade de rotação (rpm)
- m –massa em rotação (mm)
- r – raio de rotação (mm)

Sabendo que a velocidade de rotação durante o vazamento ronda os 400 a 500 rpm, de acordo com 2.7.2.3, e que as carapaças cerâmicas para turbinas em TiAl existentes no INEGI tem aproximadamente 170 mm de diâmetro, é possível realizar uma estimativa da força em função da massa em rotação. Os componentes incluídos para o calculo da massa em rotação são o prato rotativo, a carapaça e o sistema de fixação e centragem, sendo que o metal devido ao peso reduzido quando comparado com os restantes pode ser desprezado.

A rotação da carapaça deve ser iniciada antes do processo de vazamento, de modo a que no momento em que o metal inicia o processo de enchimento da carapaça este esteja sujeito às forças centrífugas.

3.7.2.4 Solução final

A solução para a câmara de vazamento passa então pelo seguinte plano apresentado na Figura 148. Contudo é necessário escolher um motor e as soluções de vedação na zona de rotação do prato com ligação ao veio do motor. O motor, segundo a configuração atual da solução deve ser um motor de engrenagens cónicas de forma a que o mesmo seja passível de se posicionar abaixo da câmara de vazamento e acompanhe o movimento da mesma. Para tal, uma plataforma foi concebida para o posicionamento do motor.

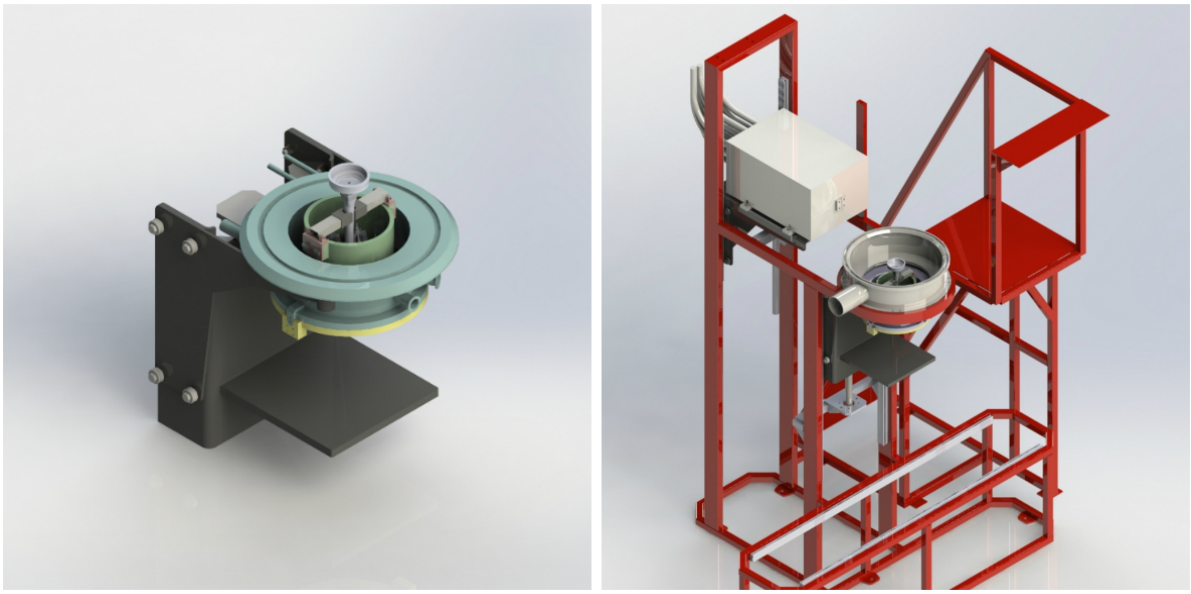


Figura 148 - Solução final para o forno de indução

4 Conclusões e trabalhos futuros

Os objetivos propostos para este trabalho foram resumidamente a melhoria de formulações de carapaças cerâmicas para ligas de TiAl em *investment casting* com o controlo de friabilidade e permeabilidade das carapaças cerâmicas, a validação do processo de maquinagem química para ligas de TiAl e a idealização do conceito de vazamento auxiliado por centrifugação para o forno de indução existente no INEGI. De um modo geral, os objetivos foram cumpridos, tendo sido realizada uma pesquisa bibliográfica sobre os temas abordados no trabalho de forma a corroborar os resultados obtidos. Devido à falta de tempo e disponibilidade de determinados equipamentos (tinas rotativas) do INEGI, não foi possível realizar mais formulações para carapaças cerâmicas. Mesmo assim, com a realização deste trabalho, foi possível adquirir métodos de quantificação da friabilidade das carapaças, um registo da friabilidade e permeabilidade das formulações utlizadas no INEGI e para novas formulações, validação do processo de maquinagem química para ligas de TiAl e idealização do conceito do sistema de centrifugação.

O trabalho realizado teve uma parte prática bastante extensa, no sentido em que houve um grande contacto com a injeção de modelos em cera, produção de carapaças cerâmicas e o auxílio a vazamentos realizados no INEGI para outros trabalhos e dissertações.

4.1 Conclusões

4.1.1 Friabilidade

Relativamente aos ensaios de friabilidade foi possível concluir que é possível praticar um método para medição dos valores de friabilidade das carapaças cerâmicas. Assim, é possível evitar redundâncias quanto à quantificação de quão friável é uma carapaça cerâmica.

Verificou-se que é possível baixar a temperatura de sinterização para a formulação AY 1% TiO_2 de 1450 °C para 1400 °C sem prejudicar a friabilidade da carapaça. No entanto, para a formulação AFZrYC, o mesmo não é possível. Concluiu-se também que a camada de infiltração utilizada é fundamental para garantir uma ligação suficientemente forte para manter a ligação entre as partículas cerâmicas, e como tal, permite que não haja uma libertação das partículas cerâmicas durante o vazamento.

Para as formulações constituídas por farinha de zircão, concluiu-se que estas têm valores de friabilidade bastante mais altos que as formulações compostas por farinha de ítria. Outro fator importante foi que com a adição de polímero às camadas de *facecoat*, a friabilidade obtida é diretamente proporcional à percentagem adicionada de polímero, ao contrário do demonstrado

por Yuan *at al.* [46]. Este resultado deve-se obviamente à queima de polímero incitada pelos processos térmicos aplicados à carapaça.

Concluiu-se também que a viscosidade das primeiras camadas de *facecoat* tem um papel determinante na friabilidade visto que, com o seu aumento há uma melhoria da friabilidade pois a menor percentagem de água na barbotina é facilitadora de uma melhor ligação entre partículas cerâmicas nas camada de *facecoat.*

4.1.2 Permeabilidade

Para os ensaios de permeabilidade comprovou-se que, com o aumento da temperatura de sinterização das carapaças cerâmicas, a permeabilidade das carapaças é melhorada, o que vai de encontro com os resultados validados por Duarte *et al.* [32]. Verificou-se também que, com a adição de polímero à formulação SZ nas camadas de *facecoat,* a permeabilidade obtida foi superior, o que vai de acordo com o esperado, visto que a queima de polímero existente nas camadas de *facecoat* durante a descerificação e sinterização permite a existência de espaços vazios. Estes espaços vazios permitem que o ar no interior das carapaças seja mais facilmente expulso e, por conseguinte, obtém-se uma melhor permeabilidade.

Com a adição de polímero líquido nas camadas de *facecoat* foi possível obter valores de permeabilidade para a formulação SAZ 15% semelhantes aos da formulação AY 1%TiO_2. Os valores de permeabilidade obtidos pela formulação AY 1%TiO_2 foram sempre mais altos que para as formulações de zircão, devido à existência na totalidade de um ligante orgânico nas camadas de *facecoat*, sendo este o mesmo usado nas formulações SAZ. Contudo, nenhuma medição para a formulação SAZ 15% obteve resultados melhores que os obtidos para AY 1%TiO_2.

Concluiu-se também que as camadas de *facecoat,* tem um papel importante na friabilidade e na permeabilidade das carapaças cerâmicas. São as camadas de *facecoat* que controlam estas características das carapaças.

4.1.3 Maquinagem química de turbinas em ligas de TiAl

Com este trabalho, apesar de uma amostragem reduzida, foi possível validar a solução 4,5HF-7,5HNO_3 como uma solução propícia para o processo de maquinagem química para ligas de TiAl. Estes ensaios possibilitaram a quantificação da taxa de remoção de metal para as turbinas *near-net shape*, sendo esta de aproximadamente 0,15 g/min para uma temperatura do banho de 50 °C. Desta forma foi obtida informação acerca da duração necessária para a espessura a remover das turbinas *near-net shape*. Os resultados obtidos nos ensaios permitiram concluir que é possível retirar a espessura requerida de aproximadamente 0,4 mm, sendo a duração necessária para tal de cerca de 40 minutos.

Em termos de rugosidade superficial, concluiu-se que a rugosidade após o processo de maquinagem química sofre alterações bastante significativas, um aumento na ordem dos 60% para uma duração de 40 minutos. Verificou-se também que relativamente à dureza superficial, foi possível remover a camada endurecida existente na turbina, independentemente da camada de *facecoat.*

Adicionalmente, a formulação usada para as carapaças cerâmicas permite a obtenção de tamanhos de grão distintos para a mesma peça, o que significa propriedades mecânicas diferentes nas zonas distintas das turbinas. Contudo, a taxa de remoção de metal obtida foi aproximadamente a mesma para camadas de *facecoat* diferentes.

4.1.4 Forno de indução

Foi possível obter uma solução para a fixação da carapaça durante o vazamento, sendo que, para além do sistema de fixação, foi idealizado um sistema de centragem facilitada para a carapaça. Deduziu-se que, em principio, com algumas modificações aos componentes já existentes do forno de indução é possível implementar este sistema de vazamento auxiliado por centrifugação. Relativamente às velocidades de rotação, concluiu-se que, de acordo com a pesquisa bibliográfica, a velocidade deve rondar os 400 rpm.

4.2 Trabalhos futuros

Havendo a possibilidade, a perspetiva para trabalhos futuros passa por:

- Repetição dos ensaios de friabilidade para as formulações AY 1% TiO_2, AY 2% TiO_2 e AY 3% TiO_2, de forma a verificar uma melhoria da friabilidade com o aumento da percentagem de TiO_2. Execução de ensaios de friabilidade da formulação AY 1% TiO_2 com a adição de diferentes óxidos, como a CeO_2 e LaO_2, tal como foi descrito na revisão bibliográfica;

- Para as formulações com *facecoat* de zircão, testar a adição de mais percentagens de polímero *PRIMAL E330 EF* e testar diferentes compostos orgânicos, de modo a obter tanto uma comparação entre polímeros, como também de percentagens adicionadas;

- Conjugar os ensaios de friabilidade e permeabilidade com vazamentos nas carapaças para as formulações desenvolvidas. Assim, seria possível verificar inclusões motivadas pela friabilidade das carapaças e porosidades existentes nas peças provenientes de uma permeabilidade deficiente;

- Para o ensaio de friabilidade, idealizar um mecanismo automatizado por forma a tentar minimizar os erros humanos durante o ensaio. Para o ensaio de permeabilidade, tentar replicar o sistema implementado na *Zollern & Comandita*, de maneira a implementá-lo no INEGI;

- Seria interessante replicar o processo de expulsão do ar na altura do vazamento com ensaios de permeabilidade a quente. A execução de ensaios de flexão em 3 pontos a quente para provetes cerâmicos com as formulações ensaiadas seria também um trabalho a considerar;

- Para os ensaios de maquinagem química, testar diferentes soluções para o banho de forma a obter um estudo sobre as diferentes soluções e suas capacidades de remoção. A idealização de um modelo para agitação do banho seria a próxima etapa a realizar. Seria interessante tentar conceber um protótipo para suporte das turbinas dentro do banho, de maneira a haver uma renovação facilitada do banho em algumas zonas da turbina, tais como na parte inferior da base;

- Realização de um artigo científico sobre a influência dos aditivos nas carapaças e, possivelmente, sobre o processo de maquinagem química para ligas de TiAl;

- Havendo a hipótese de continuação do projeto de vazamento auxiliado por centrifugação, os trabalhos futuros recaem na escolha do motor responsável pela rotação, análise de vibrações da estrutura e dimensionamento dos componentes para vedação das câmaras. Não estando ainda disponível no INEGI o *software* necessário para simular vazamentos com rotação da carapaça, seria um trabalho a propor, por forma a validar as velocidades de rotação adequadas para os diferentes tipos de carapaças.

Referências bibliográficas

[1] P. E. T. Ngnekou, "Microstructure, oxydation et propriétés mécaniques d'alliages intermétalliques à base de TiAl," PhD, Sciences et Génie des Matériaux, l'Institut National Polytechnique de Toulouse, Toulouse, 2010.

[2] M. Takahashi, "The investment casting technology of Ti products," in *13th World Conference on Investment Casting*, Tokyo, 2012.

[3] Á. Magalhães, "Desenvolvimento do processo de fundição de turbinas para turbocompressores em aluminetos de titânio," Tese de Mestrado, Departamento de Engenharia Mecânica, FEUP, 2012.

[4] D. M. Dimiduk, "Gamma titanium aluminide alloys - an assessment within the competition of aerospace structural materials," *Materials Science and Engineering,* pp. 281-288, 1999.

[5] D. J. D. H. P. Fritz Appel, Dr. Michael Oehring, *Gamma Titanium Aluminide Alloys*: Wiley, 2011.

[6] F. A. a. R. Wagner, "Titanium Aluminides," *Intermetallics,* 2001.

[7] K. Kothari, R. Radhakrishnan, and N. M. Wereley, "Advances in gamma titanium aluminides and their manufacturing techniques," *Progress in Aerospace Sciences,* vol. 55, pp. 1-16, 2012.

[8] K. Kothari, "Manufacturing Tecnhiques for Titanium Aluminide based alloys and metal matrix composites," Faculty of the Graduate School of the University of Maryland, College Park, PhD2010.

[9] S. L. d. S. Simões, "Ligação por difusão no estado sólido de aluminetos de titânio revestidos com filmes finos multicamada," PhD, Departamento de Engenharia MEtalúrgica e de Materiais, FEUP, Porto, 2010.

[10] M. J. D. Jr., *Titanium - Technical Guide*: ASM, 1989.

[11] J. B. P. Bartolotta, T. Kelly, R. Smashey, "The Use of Cast Ti-48Al-2Cr-2Nb in Jet Engines," *Journal of Materials,* pp. 48-76, 1997.

[12] T. Barrigana, "Estudo da reatividade de ligas de titânio e aluminetos de titânio fundidos com os refratários de carapaças cerâmicas," Tese de mestrado, Departamento de Engenharia Mecânica, FEUP, Porto, 2013.

[13] C. E. Selector, "CES Edupack," ed.

[14] B. Corporation. (25 de Fevereiro). *Investmen Casting History*. Available: http://www.bimac.com/investment_casting_history.php

[15] D. B. K. Sarojrani Pattnaik, P.K. Jha, "Developments in investment casting process - A review," *Journal of Materials Processing Technology,* pp. 2332-2348, 2012.

[16] L. F. B. Ribeiro, "Estudo do processo de fundição em modelos de cera perdida em moldação de carapaça cerâmica," Tese de Mestrado, Departamento de Engenharia Metalúrgica, FEUP, 1994.

[17] R. N. e. T. D. Jorge lino Alves, *Protoclick! Prototipagem Rápida*. Leça do Balio: INEGI, 2001.

[18] L. Ningbo Castwell Industrial Co. (24 Março). *Detailed Product Description: Advantages VS Disadvantages of Investment Castings*. Available: http://www.castwell-castings.com/Advantages-VS-Disadvantages-78.html

[19] I. C. Institute, *Atlas of Casting Defects*, 2004.

[20] R. Prasad, "Progress in Investment Castings," in *InTech*, ed, 2012.

[21] L. F. M. d. Silva, F. J. L. Alves, and A. T. Marques, *Materiais de Construção*. Porto: Publindústria, Edções Técnicas, 2013.

[22] R. A. M. D. Support. (20 de Junho). *Thermojet Wax Patterns*. Available: http://www.rapitypes.com/activities-thermojet.html

[23] S. Concepts. (18 de Junho). *Quick Cast*. Available: http://www.solidconcepts.com/technologies/quickcast/

[24] J. Gonçalves, "Melhoria do processo de obtenção de peças em ligas de titânio por fundição por cera perdida," Tese de Mestrado, Departamento de Engenharia Mecânica, FEUP, Porto, 2013.

[25] J. C. D.Z. Li, Y.Y. Li, "Filling system for investment cast Ni-base turbine blades," *Journal of Materials Processing Technology,* pp. 310-316, 2004.

[26] M. Jolly, "Prof. John Campbell's Ten Rules for Making Reliable Castings," *Journal of Materials,* pp. 19-28, 2005.

[27] F. Tistle, "The Effects of Polymer Selection on Shell Performance," in *13th World Conference on Investment Casting*, Tokyo, 2012.

[28] T. Duarte, "Fabrico Rápido de Ferramentas por Fundição de Precisão," PhD, Departamento de Engenharia Mecânica, FEUP, Porto, 2002.

[29] A. M. Segadões, *Refractários*: Univerisade de Aveiro, 1997.

[30] B. A. d. S. Rocha, "Desenvolvimento do processo de produção de próteses em ligas de Titânio," Tese de Mestrado, Departamento de Engenharia Mecânica, FEUP, 2010.

[31] P. Patnaik, *Handbook of Inorganic Chemicals*: McGraw-Hill, 2002.

[32] R. J. L. N. Teresa P. Duarte, Rui Félix, Jorge Lino, Bruno Rodrigues and Tarsis Barbosa, "Manufacturing Ceramic Shells for Casting Titanium Components," presented at the IRF 2013, Funchal, 2013.

[33] W. Dittrich, W. Josten, H. Nestler, and F. Schnippering, "Process for the manufacture of refractory ceramic products," U.S. Patent, 1979.

[34] R. Randolph. (4 de Maio). *Investment with innovation*. Available: http://www.ransom-randolph.com/

[35] R. J. Brown, "Colloidal Silica in the Precision Casting Industry," Remet, Rochester, UK.

[36] A. F. s. Society, *Wax binder and slurry test handbook*: American Foundrymen's Society, 1988.

[37] M. T. GmbH. (3 de Maio). *Cyclone System*. Available: http://www.mk-technology.com/cyclone0.html?&L=2

[38] D. M. a. W. Sigmund, "Colloidal Processing Fundamentals," in *HAndbook of Advanced Ceramics*, Elsevier, Ed., ed, 2013.

[39] R. M. German, *Sintering Theory and Practice*: John Wiley & Sons, 1996.

[40] W. Smith, *Princípios de Ciência e Engenharia de Materiais*, 3º edição ed.: McGraw-Hill, 1998.

[41] L. A. Stanciu, "Field Assisted Sintering of Ceramic Materials," PhD, University of California, 2003.

[42] L. C. De Jonghe and M. N. Rahaman, "Chapter 4 - 4.1 Sintering of Ceramics," in *Handbook of Advanced Ceramics*, S. Sōmiya, F. Aldinger, N. Claussen, R. M. Spriggs, K. Uchino, K. Koumoto*, et al.*, Eds., ed Oxford: Academic Press, 2003, pp. 187-264.

[43] S. Ma, "Exploring the Role of Grain Boundary Complexions in the Sintering of Yttria Ceramics," PhD, Lehigh University, 2010.

[44] M. N. Rahaman, *Ceramic processing and sintering*. New York: Marcel Dekker, 1995.

[45] R. M. German, *Liquid Phase Sintering*. New York: Plenum, 1985.

[46] C. Yuan, D. Compton, X. Cheng, N. Green, and P. Withey, "The influence of polymer content and sintering temperature on yttria face-coat moulds for TiAl casting," *Journal of the European Ceramic Society,* vol. 32, pp. 4041-4049, 2012.

[47] B. Standards, "Methods of Testing Refractory materials," in *Determination of permeability and standard air flow capacity at elevated temperatures* vol. BS 1902-10.2_1994, ed, 1994.

[48] B. Standards, "Methods of Testing Refractory materials," in *Determination of resistance to deformation at elevated temperature* vol. BS 1902-10.1:1993, ed, 1993.

[49] T. G. Dabir Viswanath, Dasika Prasad, Nidamarty Dutt and Kalipatnapu Rani, *Viscosity of Liquids Theory, Estimation, Experiment, and Data*. Netherlands: Springer, 2007.

[50] U. o. Cambridge. (8 de Janeiro). *DoITPoMS* Available: http://www.doitpoms.ac.uk/tlplib/ellingham_diagrams/ellingham.php

[51] R. Chang, *Quimica geral conceitos essenciais*. São Paulo: McGraw -Hill, 2010.

[52] C. T. A. M. University. (7 de Janeiro). *Thermodynamics: Gibbs Free Energy*. Available: https://http://www.chem.tamu.edu/class/majors/tutorialnotefiles/gibbs.htm

[53] M. K. Kwai Chan, Benjamin JOhnson and Toru Okabe, "Modeling of Alpha-Case Formation and Its Effects on the Mechanical Properties of Titanium Alloy Castings," *Metallurgical and Materials Transactions,* vol. 39 A, 2008.

[54] B.-S. H. a. Y.-J. K. Si-Young Sung, "Formation of Alpha Case Mechanism on Titanium Investment Cast Parts," Sungkyunkwan University, Korea2012.

[55] T. Tetsui, "Manufacturing technology for gamma-TiAl alloy in current and future applications," *Rare Metals,* vol. 30, pp. 294-299, 2011/03/01 2011.

[56] S.-Y. S. a. Y.-J. Kim, "Influence of Al contents on alpha-case formation of Ti-xAl alloys," *Journal of Alloys and Compounds,* vol. 415, 2006.

[57] W. S. a. Y. Tsai, "Surface characterization of cast Ti-6Al-4V in hydrofluoric-nitric pickling solutions," *Surface and Coatings Technologies,* vol. 176, 2004.

[58] P. R. a. G. G. K Mutombo, "Chemically milled alpha-case layer from Ti-6Al-4V alloy investment casting," *Materials Science Forum,* vol. 690, 2011.

[59] Y. L. Chen, "Chemical milling of titanium," U.S. Patent, 1990.

[60] Ebah. (5 de Junho). *ISO 4287 - Norma técnica*. Available: http://www.ebah.pt/content/ABAAAfPsUAJ/nbr-iso-4287

[61] TWI. (24 de Junho). *Hardness Testing Part 1 Vickers Hardness Test*. Available: http://www.twi-global.com/technical-knowledge/job-knowledge/hardness-testing-part-1-074/

[62] X. Cheng, C. Yuan, N. R. Green, and P. A. Withey, "Sintering mechanisms of Yttria with different additives," *Ceramics International,* vol. 39, pp. 4791-4799, 7// 2013.

[63] G. Gasgnier, J. F. Baumard, M. Boncoeur, and M. Bougoin, "Enhanced densification of yttria by addition of titanium oxide," *Journal of the European Ceramic Society,* vol. 13, pp. 67-72, // 1994.

[64] S. M. Howard, "Ellingham Diagrams - Standard Gibb's Energies of Formation," School of Mines and Technology.

[65] X. S. Chen Yanfei, Tian Jing, Xu Lijuan, Kong Fantao and Chen Yuyong, "Improvement in collapsibility of ZrO2 ceramic mould for investment casting of TiAl alloys," *School of Materials Science and Engineering,* 2011.

[66] S. W. S. Donald R.Stickle, DonaldJ. Chronister, "Method for Induction Melting Reactive Metals and Alloys," United States Patent, 1988.

[67] R. Guntlin, "State of the art development in investment casting to face the challenges of the new generation of aero engine components," in *13th World Conference on Investment Casting*, Tokyo, 2012.

[68] R. M. W. X. Xu, M.H. Jacobs, P.D. Lee, and M. Mclean, "Tree-Ring Formation during Vacuum Arc Remelting of INCONEL 718: Part I. Experimental Investigation," *Metallurgical and Materials Transactions,* vol. 33A, pp. 1795-1804, 2002.

[69] B. Martins, "Desenvolvimento de um forno de indução para fusão e vazamento de ligas de titânio e outras ligas reactivas," Tese de Mestrado, Departamento de Engenharia Mecânica, FEUP, Porto, 2008.

[70] PING. (25 de Junho). *Investment Casting*. Available: http://www.ping.com/about/decade.aspx

[71] L. P. F. d. Silva, "Projecto de câmara para fusão de ligas reactivas com cadinho frio," Tese de Mestrado, Departamento de Engenharia Mecânica, FEUP, 2010.

[72] ASM, *Castings*, Metals Handbook ed. vol. 15: ASM International, 2002.

[73] T. H. a. H. Bilhofer, "Titanium - Material for the automotive sector and its processing."

[74] M. Renkel, "Apparatus for centrifugal casting under vacuum," U.S. Patent, 2012.

[75] C. S. R. A. Caetano Monteiro, J. Barbosa, "Process for obtaining y-TiAl pieces by casting," United States Patent, 2007.

[76] P. X. Fu, X. H. Kang, Y. C. Ma, K. Liu, D. Z. Li, and Y. Y. Li, "Centrifugal casting of TiAl exhaust valves," *Intermetallics,* vol. 16, pp. 130-138, 2// 2008.

[77] A. Choudhury, H. Scholz, M. Blum, G. Jarczyk, M. Gorywoda, and D. Lupton, "Method and apparatus for the production of precision castings by centrifugal casting with controlled solidification," U.S. Patent, 2001.

[78] A. Choudhury and M. Blum, "Economical production of titanium-aluminide automotive valves using cold wall induction melting and centrifugal casting in a permanent mold," *Vacuum,* vol. 47, pp. 829-831, 6// 1996.

[79] A. V. T. GmbH, "Titanium Vacuum Technologies TiAl alloys," A. V. Technologies, Ed., ed, 2014.

[80] A. V. T. GmbH. (31 de Março). *Vacuum arc skull metlter modelo L500 SM*. Available: http://www.ald-vt.com/cms/fileadmin/img/metallurgie/vim/45.jpg

[81] K. a. B. Carlson, Christoph, "Prediction of Shrinkage Pore Volume Fraction Using a Dimensionless Niyama Criterion," *Metallurgical and Materials Transactions A,* vol. 40, pp. 163-175, 2009/01/01 2009.

[82] T. U. E. Niyama, M. Morikawa and S. Saito, *AFS Cast Met. Res. ,* vol. 7, pp. pp. 52-63, 1982.

[83] B. P. E. Liotti, "Study of the validity of the Niyama criteria function applied to the alloy AlSi7Mg," *La metallurgia ittalina* 2004.

[84] "Barbotinas Histórico 13-12-2013," INEGI2013.

[85] F. Abrasives. (5 de Fevereiro). *F-grit sizes bonded*. Available: http://www.fepa-abrasives.org/Abrasiveproducts/Grains/Fgritsizesbonded.aspx

[86] W. L. H. Supply. (1 de Junho). *Mesh Size Chart*. Available: http://www.westernloghomesupply.com/mesh-size-chart.html

Anexos

Anexo A: Granulometria

FEPA

A FEPA (*Federation of European Producers of Abrasives*) estabeleceu a sua própria conversão de granulometria para os materiais abrasivos. Esta conversão está apresentada na tabela seguinte [85].

MACROGRÃOS	
Designação	Diâmetro médio (μm)
F 4	4890
F 5	4125
F 6	3460
F 7	2900
F 8	2460
F 10	2085
F 12	1765
F 14	1470
F 16	1230
F 20	1040
F 22	885
F 24	745
F 30	625
F 36	525
F 40	438
F 46	370
F 54	310
F 60	260
F 70	218
F 80	185
F 90	154
F 100	129
F 120	109
F 150	82
F 180	69
F 220	58

MICROGRÃOS	
Designação	Diâmetro médio ds50 (μm)
F 230	53.0 ± 3
F 240	44.5 ± 2
F 280	36.5 ± 1.5
F 320	29.2 ± 1.5
F 360	22.8 ± 1.5
F 400	17.3 ± 1
F 500	12.8 ± 1
F 600	9.3 ± 1
F 800	6.5 ± 1
F 1000	4.5 ± 0.8
F 1200	3.0 ± 0.5
F 1500	2.0 ± 0.4
F 2000	1.2 ± 0.3

Mesh

A granulometria do tipo "mesh" reside numa medida de distribuição de tamanho de grão. O valor de "mesh" indica o número de aberturas por polegada numa peneira, sendo que quanto maior for o valor "mesh", maior o número de aberturas e mais fino é o material que por elas passam.

Um valor negativo antes do valor "mesh" indica que as partículas passam pela paneira desse valor (por exemplo, -325 mesh significa que as partículas passam pela peneira 325), enquanto que o um valor positivo, como por exemplo 325 mesh, sugere que a peneira retém as partículas dessa dimensão [86].

Mesh	Diâmetro médio (μm)
3	7086
4	4750
5	3360
8	2464
10	2460
12	2000
14	1680
16	1410
18	1190
20	1000
25	840
30	710
40	590
50	420
60	297
70	250
80	210
90	177
100	149
120	125
140	105
170	88
200	74
250	62
270	53
325	44
400	37
450	32
500	25
635	20

Anexo B: Fichas de produção dos provetes

Nesta secção estão todos os dados relativos à produção das carapaças cerâmicas, as datas, tempo de secagem, viscosidade, pH e densidades para cada provete realizado.

Provetes AY 1% TiO_2 sem infiltração

Data	Secagem (h)	Barbotina	Areia	Visc.	pH	Dens.	Imersão (s)
14/04/14	3	AY 1%TiO_2	Ítria 125 - 150µm	22,38	10,46	3,11	30
16/04/14	2	AY 1%TiO_2	Ítria 125 - 150µm	12,85	10,25	3,03	60
21/04/14	2	AFAL	Al_2O_3 60 FEPA	8,4	-	-	60
21/04/14	2	AFAL	Al_2O_3 60 FEPA	8,4	-	-	60
21/04/14	2	AFAL	Al_2O_3 36 FEPA	9,35	-	-	60
21/04/14	2	AFAL	Al_2O_3 36 FEPA	9,04	-	-	60
22/04/14	2	AFAL	Al_2O_3 36 FEPA	9,4	8,56	2,5	60
22/04/14	2	AFAL	Al_2O_3 36 FEPA	8,9	8,57	2,49	60
22/04/14	12	AFAL	-	8,9	8,57	2,49	60

Provetes AY 1% TiO_2 com infiltração

Data	Secagem (h)	Barbotina	Areia	Visc.	pH	Dens.	Imersão (s)
14/04/14	3	AY 1%TiO_2	Ítria 125 - 150µm	22,38	10,5	3,11	30
14/04/14	1:30	50% AF + 50% H_2O	-	-	-	-	imersão
16/04/14	2	AY 1%TiO_2	Ítria 125 - 150µm	12,85	10,3	3,03	60
21/04/14	2	AFAL	Al_2O_3 60 FEPA	8,4	-	-	60
21/04/14	2	AFAL	Al_2O_3 60 FEPA	8,4	-	-	60
21/04/14	2	AFAL	Al_2O_3 36 FEPA	9,35	-	-	60
21/04/14	2	AFAL	Al_2O_3 36 FEPA	9,04	-	-	60
22/04/14	2	AFAL	Al_2O_3 36 FEPA	9,4	8,56	2,5	60
22/04/14	2	AFAL	Al_2O_3 36 FEPA	8,9	8,57	2,49	60
22/04/14	12	AFAL	-	8,9	8,57	2,49	60

Provetes AFZrYC com infiltração

Data	Secagem (h)	Barbotina	Areia	Visc.	pH	Dens.	Tempo de imersão (s)
11/03/14	3	AFZrYC	Ítria 125 - 150µm	17,06	8,5	3,55	30
12/03/14	2	AFZrYC	Ítria 125 - 150µm	8,41	8,5	3,34	60
12/03/14	2	AFAL	Al_2O_3 60 FEPA	10,91	8,5	2,47	60
12/03/14	2	AFAL	Al_2O_3 60 FEPA	10,91	8,5	2,47	60
13/03/14	2	AFAL	Al_2O_3 60 FEPA	9,98	8,5	2,46	60
13/03/14	2	AFAL	Al_2O_3 60 FEPA	9,98	8,5	2,46	60
13/03/14	2	AFAL	Al_2O_3 60 FEPA	9,98	8,5	2,46	60
14/03/14	2	AFAL	Al_2O_3 60 FEPA	10,2	8,5	2,47	60
14/03/14	12	AFAL	-	10,2	8,5	2,47	60

Provetes AFZrYC com infiltração

Data	Secagem (h)	Barbotina	Areia	Visc.	pH	Dens.	Imersão (s)
11/03/14	3	AFZrYC	Ítria 125 - 150µm	17,06	8,5	3,55	30
11/03/14	1:30	50% AF + 50% H_2O	-	-	-	-	
12/03/14	2	AFZrYC	Ítria 125 - 150µm	8,41	8,5	3,34	60
12/03/14	2	AFAL	Al_2O_3 60 FEPA	10,91	8,5	2,47	60
12/03/14	2	AFAL	Al_2O_3 60 FEPA	10,91	8,5	2,47	60
13/03/14	2	AFAL	Al_2O_3 60 FEPA	9,98	8,5	2,46	60
13/03/14	2	AFAL	Al_2O_3 60 FEPA	9,98	8,5	2,46	60
13/03/14	2	AFAL	Al_2O_3 60 FEPA	9,98	8,5	2,46	60
14/03/14	2	AFAL	Al_2O_3 60 FEPA	10,2	8,5	2,47	60
14/03/14	12	AFAL	-	10,2	8,5	2,47	60

Provetes AY 2%TiO_2

Data	Secagem (h)	Barbotina	Areia	Visc.	pH	Dens.	Tempo de imersão (s)
24/03/14	3	AY 2%TiO_2	Ítria 125 - 150µm	20,69	9	3,17	30
24/03/14	1:30	50% AF + 50% H_2O	-	-	-	-	
24/03/14	2	AY 2%TiO_2	Ítria 125 - 150µm	9,94	9	3,07	60
25/03/14	2	AFAL	Al_2O_3 60 FEPA	8,88	8,5	2,52	60
25/03/14	2	AFAL	Al_2O_3 60 FEPA	8,88	8,5	2,52	60
26/03/14	2	AFAL	Al_2O_3 36 FEPA	9,37	8,5	2,53	60
26/03/14	2	AFAL	Al_2O_3 36 FEPA	9,37	8,5	2,53	60
26/03/14	2	AFAL	Al_2O_3 36 FEPA	9,37	8,5	2,53	60
26/03/14	2	AFAL	Al_2O_3 36 FEPA	9,37	8,5	2,53	60
27/03/14	12	AFAL	-	9,65	8,5	2,53	60

Provetes AY 3%TiO_2

Data	Secagem (h)	Barbotina	Areia	Visc.	pH	Dens.	Tempo de imersão (s)
02/04/14	3	AY 3%TiO_2	Ítria 125 - 150µm	20,3	9	3,16	30
02/04/14	1:30	50% AF+50% H_2O	-	-	-	-	
02/04/14	2	AY 3%TiO_2	Ítria 125 - 150µm	10,94	9	3,13	60
03/04/14	2	AFAL	Al_2O_3 60 FEPA	7,62	8,5	2,49	60
03/04/14	2	AFAL	Al_2O_3 60 FEPA	7,62	8,5	2,49	60
04/04/14	2	AFAL	Al_2O_3 36 FEPA	7,72	8,5	2,49	60
07/04/14	2	AFAL	Al_2O_3 36 FEPA	8,68	8,5	2,47	60
07/04/14	2	AFAL	Al_2O_3 36 FEPA	8,68	8,5	2,47	60
07/04/14	2	AFAL	Al_2O_3 36 FEPA	8,68	8,5	2,47	60
07/04/14	12	AFAL	-	8,68	8,5	2,47	60

Provetes SZ

Data	Secagem (h)	Barbotina	Areia	Visc.	pH	Dens.	Tempo de imersão (s)
21/06/14	3	SAZ	Zircão 100 mesh	16,8	8,51	2,66	30
21/06/14	2	SAZ	Zircão 100 mesh	11,9	8,51	2,66	60
21/06/14	2	SSF	AlSi 0,2-0,5	9,75	9,7	1,61	60
21/06/14	2	SSF	AlSi 0,2-0,5	9,06	9,7	1,61	60
23/06/14	2	SSF	AlSi 0,5-1	9,6	9,7	1,61	60
23/06/14	2	SSF	AlSi 0,5-1	9,84	9,7	1,61	60
23/06/14	2	SSF	AlSi 0,5-1	10	9,78	1,58	60
23/06/14	12	SSF	-	10	9,78	1,58	60

Provetes SAZ 15%

Data	Secagem (h)	Barbotina	Areia	Visc.	pH	Dens.	Tempo de imersão (s)
02/05/14	3	SAZ	Zircão 100 mesh	19,6	9	2,94	30
02/05/14	2	SAZ	Zircão 100 mesh	16,4	9	2,7	60
03/05/14	2	SSF	AlSi 0,2-0,5	8,1	9,18	1,61	60
05/05/14	2	SSF	AlSi 0,2-0,5	8	9,61	1,59	60
12/05/14	2	SSF	AlSi 0,5-1	8,97	9,51	1,6	60
12/05/14	2	SSF	AlSi 0,5-1	8,53	9,51	1,6	60
12/05/14	2	SSF	AlSi 0,5-1	8,59	9,51	1,61	60
13/05/14	12	SSF	-	10,03	9,58	1,61	60

Provetes SAZ 6%

Data	Secagem (h)	Barbotina	Areia	Visc.	pH	Dens.	Tempo de imersão (s)
19/05/14	3	SAZ	Zircão 100 mesh	23,7	9,26	2,88	30
19/05/14	2	SAZ	Zircão 100 mesh	20	9,26	2,88	60
20/05/14	2	SSF	AlSi 0,2-0,5	10	9,78	1,58	60
20/05/14	2	SSF	AlSi 0,2-0,5	10	9,78	1,58	60
21/05/14	2	SSF	AlSi 0,5-1	9,53	9,78	1,58	60
21/05/14	2	SSF	AlSi 0,5-1	9,53	9,78	1,58	60
22/05/14	2	SSF	AlSi 0,5-1	9,4	9,87	1,56	60
22/05/14	12	SSF	-	9,47	9,87	1,56	60

Anexo C: Controlo das barbotinas

Barbotina AY

Data	Temperatura (ºC)	Humidade (%)	Viscosidade (s)	Densidade (g/cm^3)	pH	Observações
25/02/14	20	67	22,1	3,04	9	
07/03/14	21	68	18,22	3,03	9	
07/03/14	20	70	9,93	3	9	
11/03/14	21	50	25,8	3,04	9	
12/03/14	21	50	12,62	3,03	9	
14/03/14	20	61	8,64	2,97	9	adição de 1% TiO_2 = 2% TiO_2
20/03/14	21	61	18,34	3,16	9	
21/03/14	21	68	12,09	3,14	9	
24/03/14	20	60	20,69	3,17	9	
24/03/14	21	63	9,94	3,07	9	
27/03/14	20	54	24,25	3,18	9	
31/03/14	20	68	13,51	3,14	9	adição de 1% TiO_2 = 3% TiO_2
02/04/14	20	65	20,3	3,16	9	
02/04/14	20	63	10,94	3,13	9	150 ml H_20
04/04/14	20	70	8,97	3,11	9	200 ml H_20
07/04/14	20	80	10,54	3,12	9	
09/04/14	22,9	65	16,25	3,14	9,12	
10/04/14	23	74	18,41	3,04	9,91	Nova barbotina
14/04/14	22,5	71	22,38	3,11	10,46	
15/04/14	22,5	70	21,97	3,06	10,5	300 ml H_2O
16/04/14	22,5	70	22,4	3,09	10,5	
16/04/14	22,5	70	12,85	3,03	10,25	500 ml H_2O
17/04/14	22	75	8,6	3	10,15	200 ml H_2O
22/04/14	23,9	61	8,9	2,49	8,57	
23/04/14	24,4	63	9,72	2,5	8,55	

Barbotina AFAL

Data	Temperatura (ºC)	Humidade (%)	Viscosidade (s)	Densidade (g/cm^3)	pH	Observações
14/02/14	21	70	9,66	2,47	8,5	
17/02/14	19	61	9,71	2,47	8,5	300 ml H_2O
06/03/14	20	70	8,65	2,46	8,5	
10/03/14	21	56	9,91	2,47	8,5	400 ml H_2O
12/03/14	21	50	10,91	2,47	8,5	
13/03/14	21	54	9,98	2,46	8,5	300 ml H_2O
24/03/14	20	62	9,06	2,5	8,5	300 ml H_2O
25/03/14	21	63	8,88	2,52	8,5	200 ml H_20
26/03/14	20	55	9,37	2,53	8,5	
27/03/14	20	54	9,65	2,53	8,5	200 ml H_20
01/04/14	20	68	7,16	2,45	8,5	200 ml H_20
02/04/14	21	66	7,31	2,46	8,5	
03/04/14	21	63	7,62	2,49	8,5	
04/04/14	21	68	7,72	2,49	8,5	
07/04/14	20	76	8,68	2,47	8,5	
11/04/14	21	72	8,13	2,43	8,72	
15/04/14	21	70	9,47	2,51	8,56	
17/04/14	23,3	69	9,25	2,51	8,53	200 ml H_20
17/04/14	22,5	75	7,73	2,49	8,37	150 ml H_2O
22/04/14	24,2	60	9,4	2,5	8,56	

Barbotina AFZrYC

Data	Temperatura (ºC)	Humidade (%)	Viscosidade (s)	Densidade (g/m^3)	pH	Observações
11/03/14	-	-	17,06	3,55	8,5	
12/03/14	-	-	8,41	3,34	8,5	

Barbotina SZ

Data	Temperatura (ºC)	Humidade (%)	Viscosidade (s)	Densidade (g/m^3)	pH	Observações
02/05/14	23	66	8,69	2,67	8,5	1 Lt H_2O
12/05/14	22,4	61	10,72	2,68	8,63	1 Lt H_2O
14/05/14	22,3	61	10,68	2,67	8,46	1 Lt H_2O
15/05/14	22,4	51	9,47	2,64	8,48	
16/05/14	22,1	51	11,56	2,66	8,51	
19/05/14	22,9	62	8,87	2,61	8,9	2 Lt H_2O
22/05/14	22,2	60	9,5	2,6	8,91	1 Lt H_2O
06/06/14	23,2	58	18,7	2,66	8,51	
13/06/14	23,0	61	10,6	2,66	8,50	2 Lt H_2O
20/06/14	22,6	57	13,8	2,66	8,51	
23/06/14	22,9	59	16,8	2,66	8,51	

Barbotina SSF

Data	Temperatura (ºC)	Humidade (%)	Viscosidade (s)	Densidade (g/m^3)	pH	Observações
29/04/14	23	60	9,31	1,61	9	1 Lt H_2O
02/05/14	23,2	63	9,15	1,61	9,6	
03/05/14	23,1	57	8,09	1,57	9,64	
05/05/14	23,2	61	8	1,59	9,61	
05/05/14	23,2	61	8	1,59	9,61	
12/05/14	23,3	58	8,97	1,6	9,51	2 Lt H_2O
12/05/14	23	55	10,03	1,61	9,58	nova adição
09/06/14	23	58	9,06	1,61	9,7	
11/06/14	22,9	54	10	1,61	9,78	

Barbotina SAZ 6%

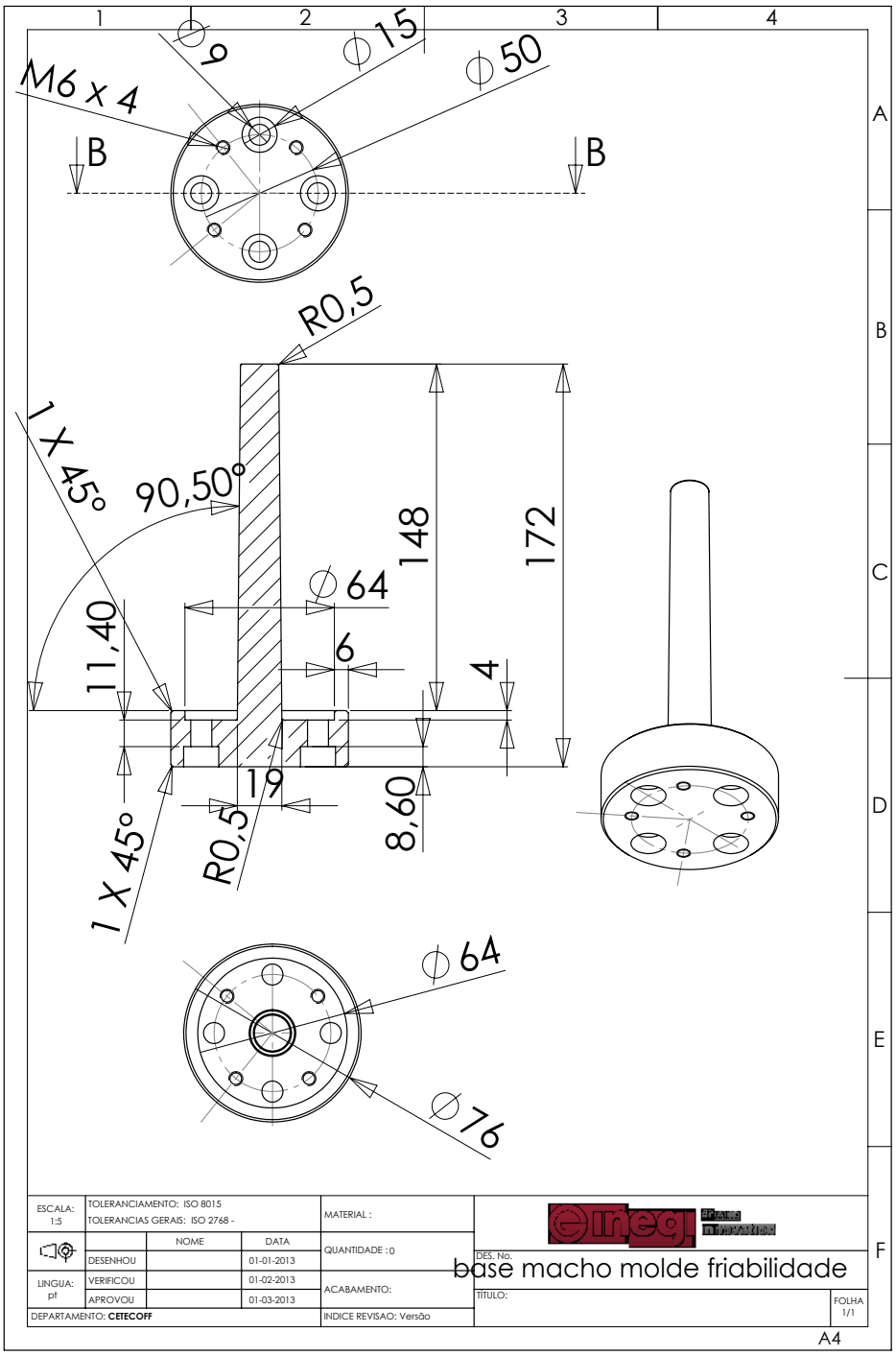
Data	Temperatura (ºC)	Humidade (%)	Viscosidade (s)	Densidade (g/m^3)	pH	Observações
16/05/14	24,7	61	11,30	2,71	9,11	
19/05/14	25,2	63	23,71	2,88	9,26	
20/05/14	23,1	59	24,6	2,88	9,26	

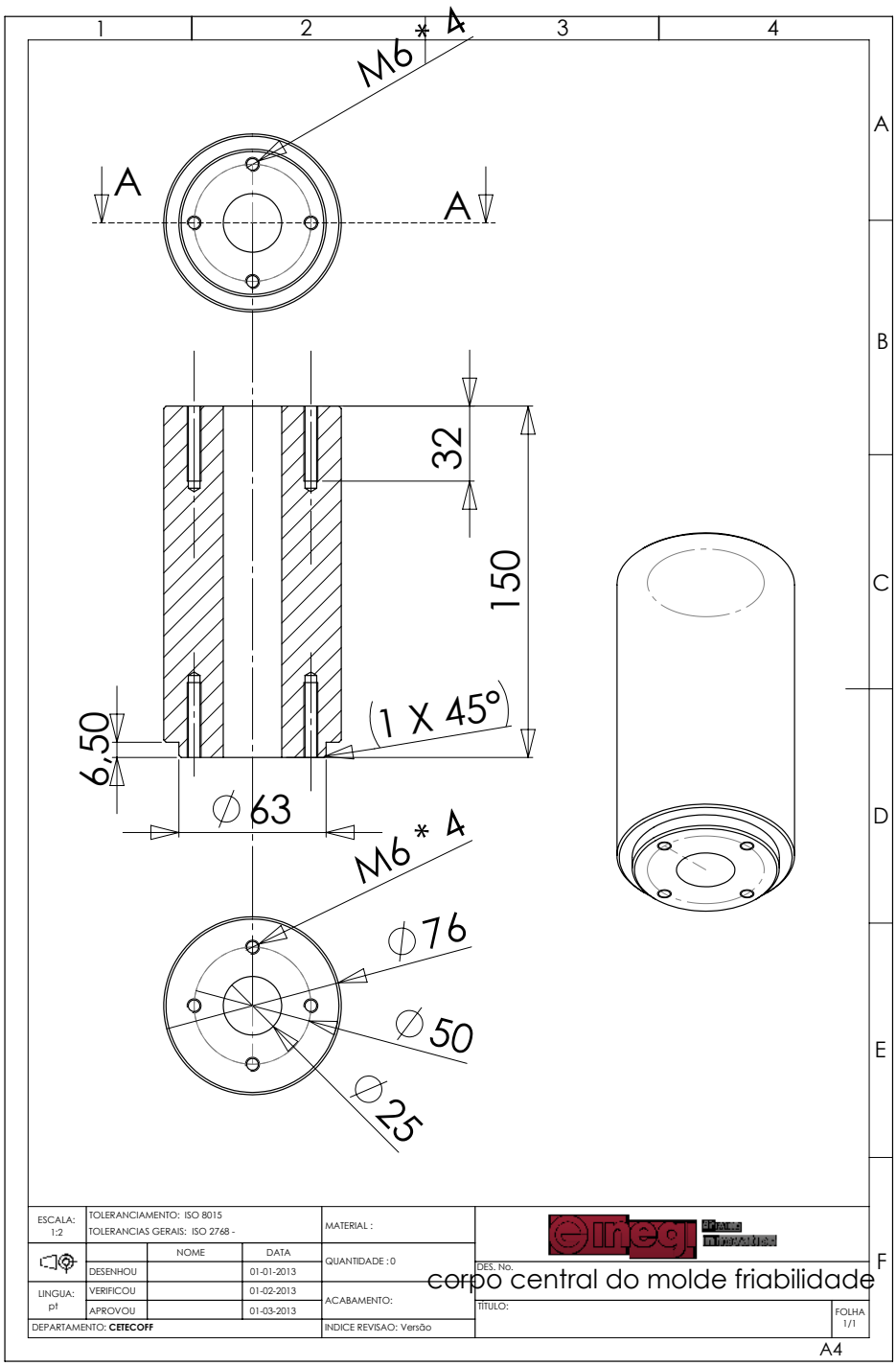
Barbotina SAZ 15%

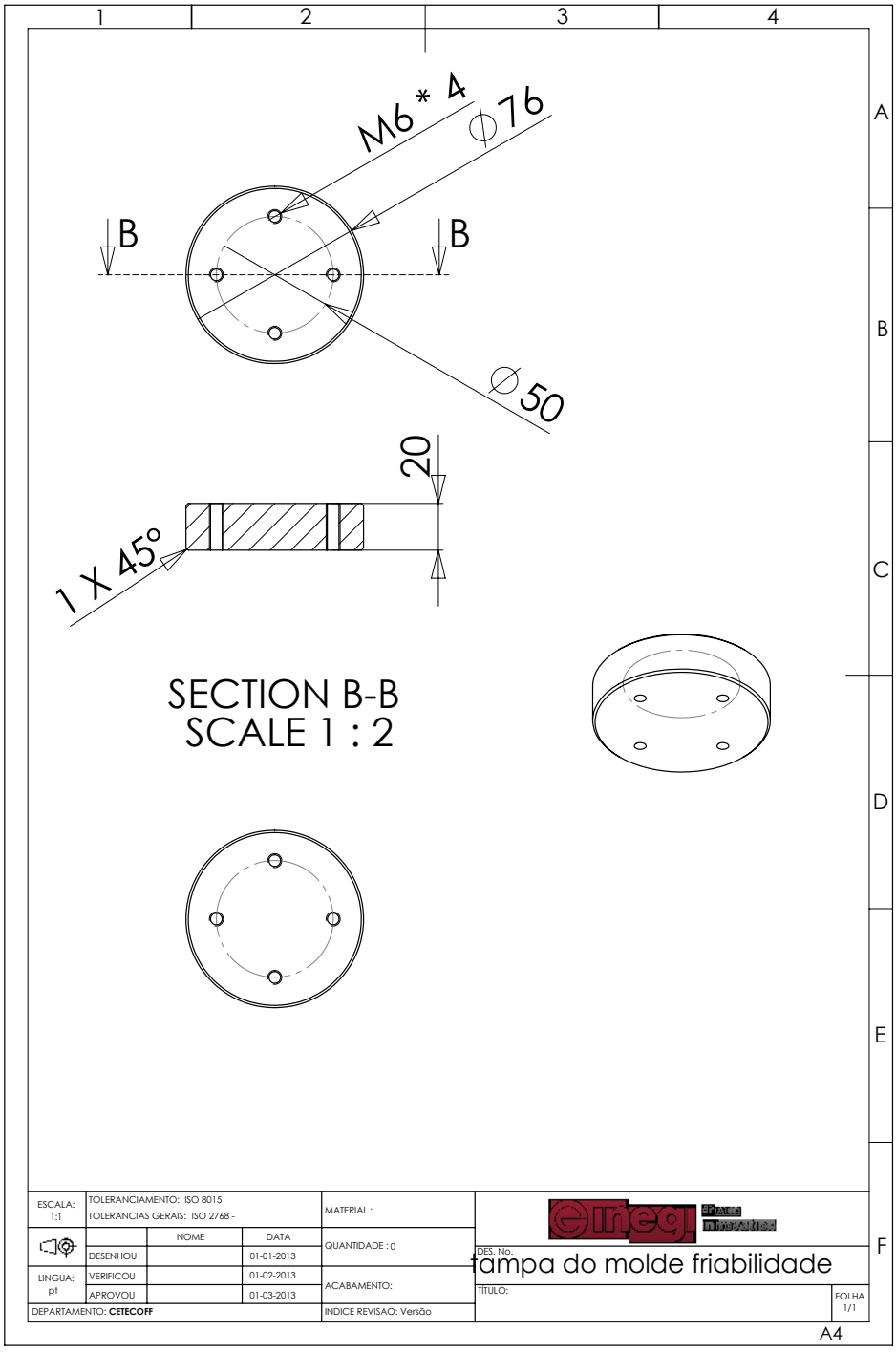
Data	Temperatura (ºC)	Humidade (%)	Viscosidade (s)	Densidade (g/m^3)	pH	Observações
30/04/14	25	71	24,8	2,86	9,05	
30/04/14	25,2	71	24,5	2,85	9,02	
30/04/14	25,2	71	11,2	2,8	8,9	500 ml H_2O
02/05/14	25,8	65	19,6	2,94	9	
02/05/14	25,8	65	16,4	2,8	9	200 ml H_2O

Anexo D: Modelo CAD do molde de alumínio para injeção do modelo de cera

As figuras que se seguem apresentam os componentes que constituem o molde de injeção realizado para os modelos de cera.




1
2
3
4
A
B
C
D
E
F
M6 * 4
A
A
32
150
(1 X 45°)
6,50
∅63
M6 * 4
∅76
∅50
∅25
ESCALA: 1:2
TOLERANCIAMENTO: ISO 8015
TOLERANCIAS GERAIS: ISO 2768 -
MATERIAL :
NOME
DATA
DESENHOU
01-01-2013
QUANTIDADE : 0
VERIFICOU
01-02-2013
LINGUA: pt
APROVOU
01-03-2013
ACABAMENTO:
DEPARTAMENTO: CETECOFF
INDICE REVISAO: Versão
DES. No.
corpo central do molde friabilidade
TÍTULO:
FOLHA 1/1
A4


1
2
3
4
A
B
C
D
E
F
M6 * 4
Ø76
B
B
Ø50
20
1 X 45°
SECTION B-B
SCALE 1 : 2
ESCALA: 1:1
TOLERANCIAMENTO: ISO 8015
TOLERANCIAS GERAIS: ISO 2768 -
MATERIAL :
NOME
DATA
DESENHOU
01-01-2013
QUANTIDADE : 0
VERIFICOU
01-02-2013
LINGUA: pt
APROVOU
01-03-2013
ACABAMENTO:
DEPARTAMENTO: CETECOFF
INDICE REVISAO: Versão
DES. No.
tampa do molde friabilidade
TITULO:
FOLHA 1/1
A4

Anexo E: Fichas de produção *Zollern & Comandita*

Provetes SZ Zollern

ZOLLERN Carapaças - Ensaio nº 20

Identificação Cachos: 2x BWS200 1xFN9569; 2x BM43 ☆; 1x BM43.Git D; Pavt.Perm

Tipo de Facecoat: $ZnSiO_4$ (V2)

Mat. Modelo: Cera virgem | Desmoldante: s/silicone | Ataque Cêra: Trisol 10seg.

Camada	T. secag.	Barbot.	Areia	Viscosidade		PT	HR / T	Data	Hora inic/fim	Operador
1ª	5-6h	B1	Zr		35	C/ Pri-Hygilo	—	8/2/14	8:35/9:05	Bruno
2ª	8h	B2	S2		15	—	—	8.2.14	12:30/15:10	Bruno
3ª	8h	B3	S3		13	—	—	9.2.14	8:00/8:20	Bruno
4ª	8h	B3	S3		13	—	—	9.2.14	16:00/16:20	Bruno
5ª	8h	B3	S3		13	—	—	10.2.14	8:25/8:45	Bruno
6ª	8h	B3	Banho		13	—	—	10.2.14	16:20/16:50	Bruno
7ª										
8ª										
9ª										
10ª										
11ª										

Ventilação | Sinterização: Pri - Cimento | Descerific.: Boa Vista | Datas: 11.2.14 / 11.2.14

Observações
- Revestimento no chuveiro em junto ao crivo

Peso Final

Provetes AY Zollern

ZOLLERN Carapaças - Ensaio nº 25

Identificação Cachos: 2x 1111 ·☆; 2x BM43; 2x BWS200 ·△; 1xBWS200 ·1; 1x 8737 ·20; 1x BWS200 ·3

Tipo de Facecoat: Y_2O_3

Mat. Modelo: Cera virgem | Desmoldante: s/silicone | Ataque Cêra: Trisol 10seg.

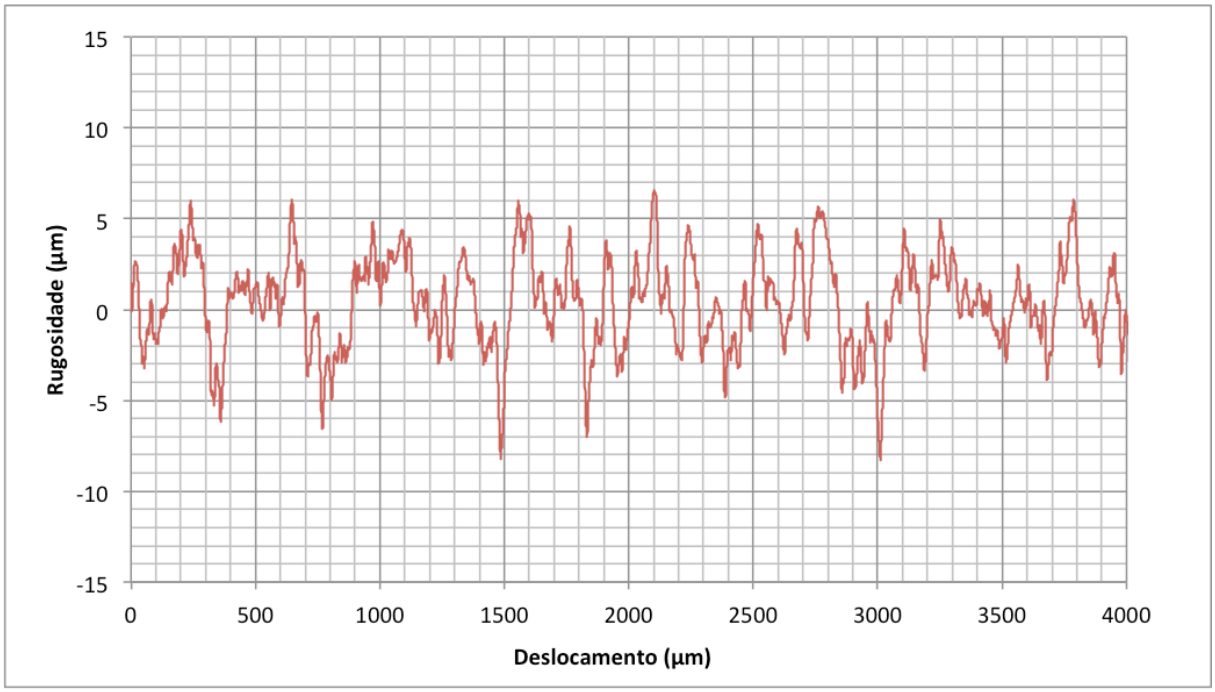
Camada	T. secag.	Barbot.	Areia	Viscosidade		PT	HR / T	Data	Hora inic/fim	Operador
1ª	2hr	BT	AT	24-28	25		51,1/24,6	08/05/14	7:50/9:20	Tiago
2ª	1,5hr		Pré-M.				46,7/23,9	08/05/14	10:30/10:45	Tiago/Bruno
3ª	2hr	BT	AT	12-14	15		46,7/23,9	08/05/14	10:30/12:10	Tiago (Bruno)
4ª	2hr	BA	AA1	9-11	13		46.3/23,5	8/5/14	13:10/14:45	Bruno
5ª	2hr	BA	AA2	9-11	13		46,4/23,7	8/5/14	16:15/16:50	Tiago
6ª	2hr	BA	AA2	9-11	12		45,5/22,7	9/5/14	8:46/9:05	Tiago, Bruno
7ª	2hr	BA	AA2	9-11	12		46.1/22.4	9/5/14	10:50/11:10	Bruno
8ª	2hr	BA	AA2	9-11	12		46,7/22.5	9/5/14	13:50/14:20	Tiago
9ª	2hr	BA	~~AA2~~ BANHO	9-11	12		45.9/25.5	12/5/14	11:00/12:05	Bruno
10ª	2hr	BA	AA2	9-11						
11ª	2hr	BA	Banho	9-11						

Ventilação | Sinterização | Descerific.: 19/05/2014 | Datas

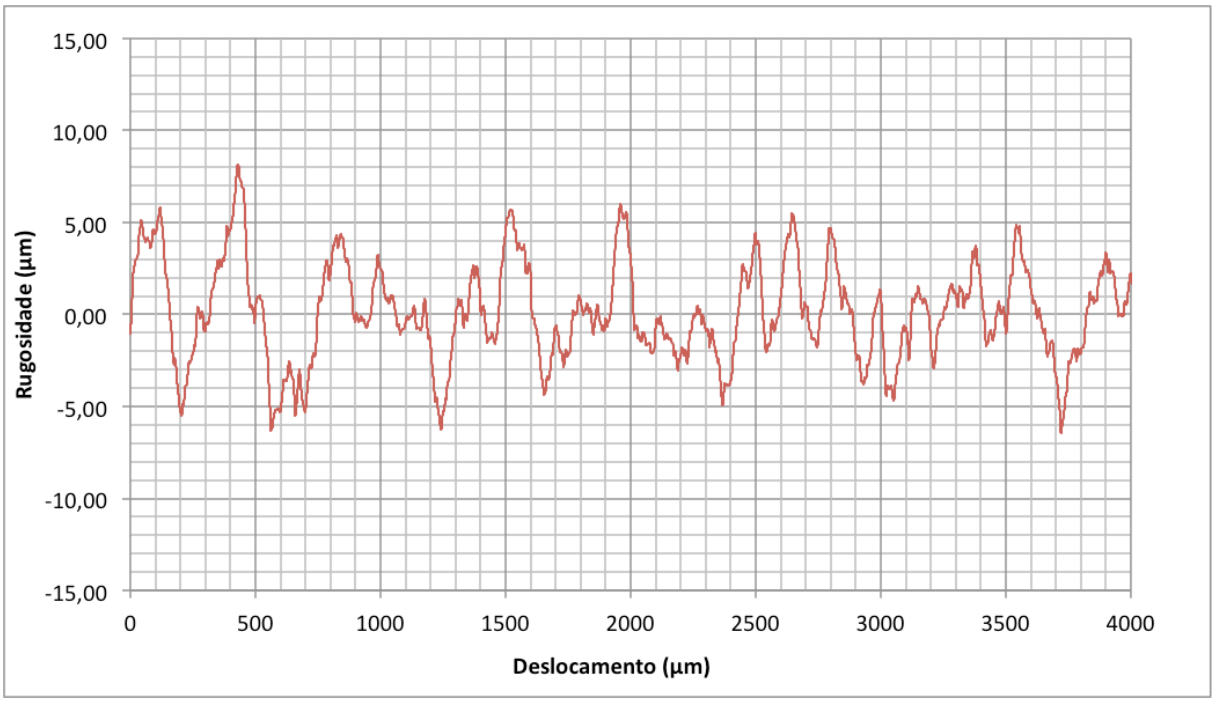
Observações
- Revestimento no chuveiro em junto ao crivo

Peso Final

Anexo F: Medição de rugosidade

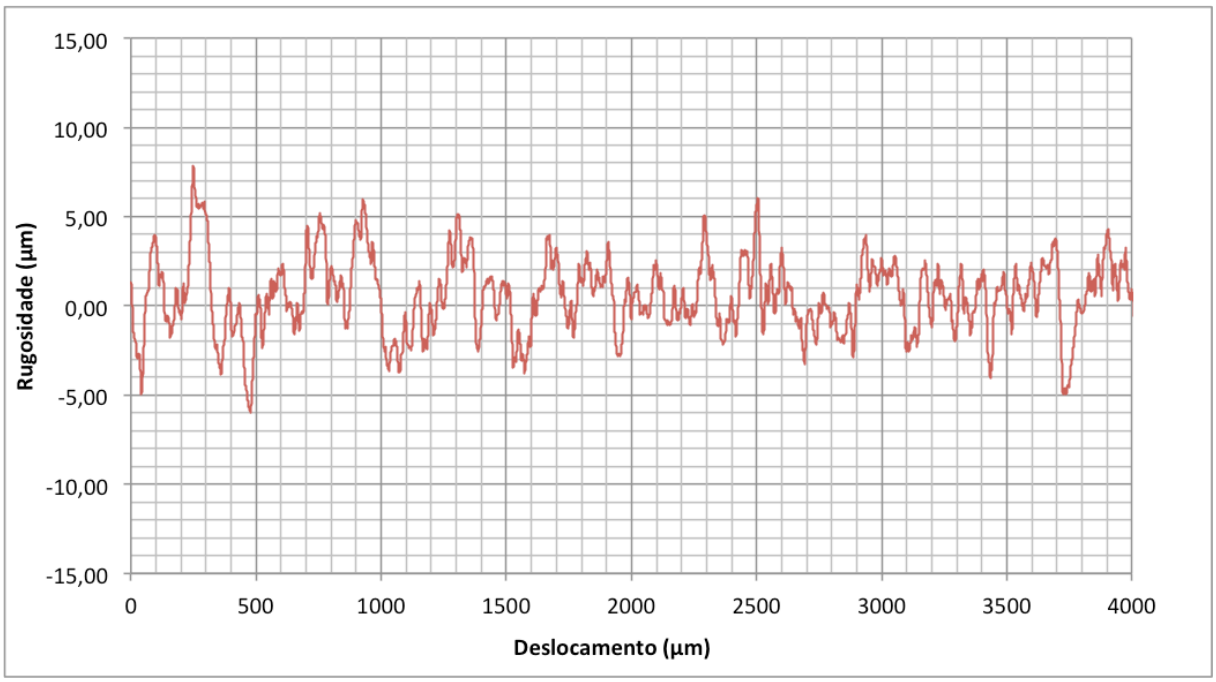


a)

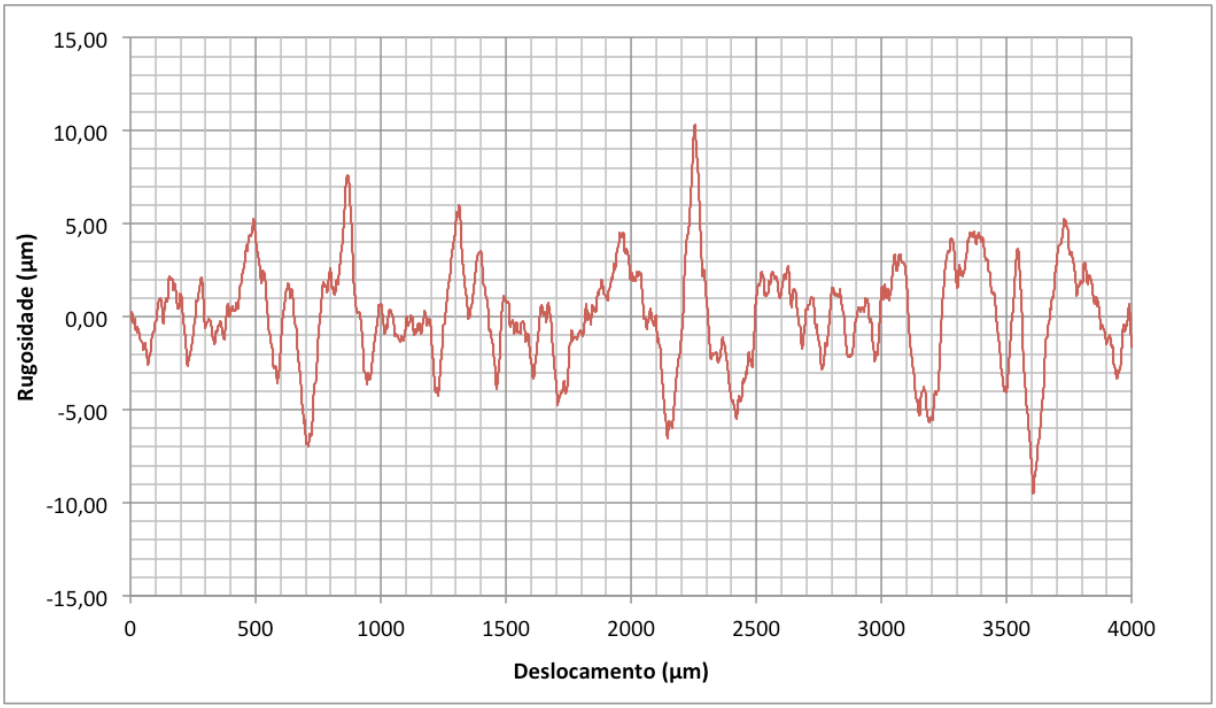


b)

Figura 149 – Perfis das rugosidades das alhetas para a turbina 1 a) Antes de maquinagem quimica b) Depois de maquinagem quimica durante 30 minutos

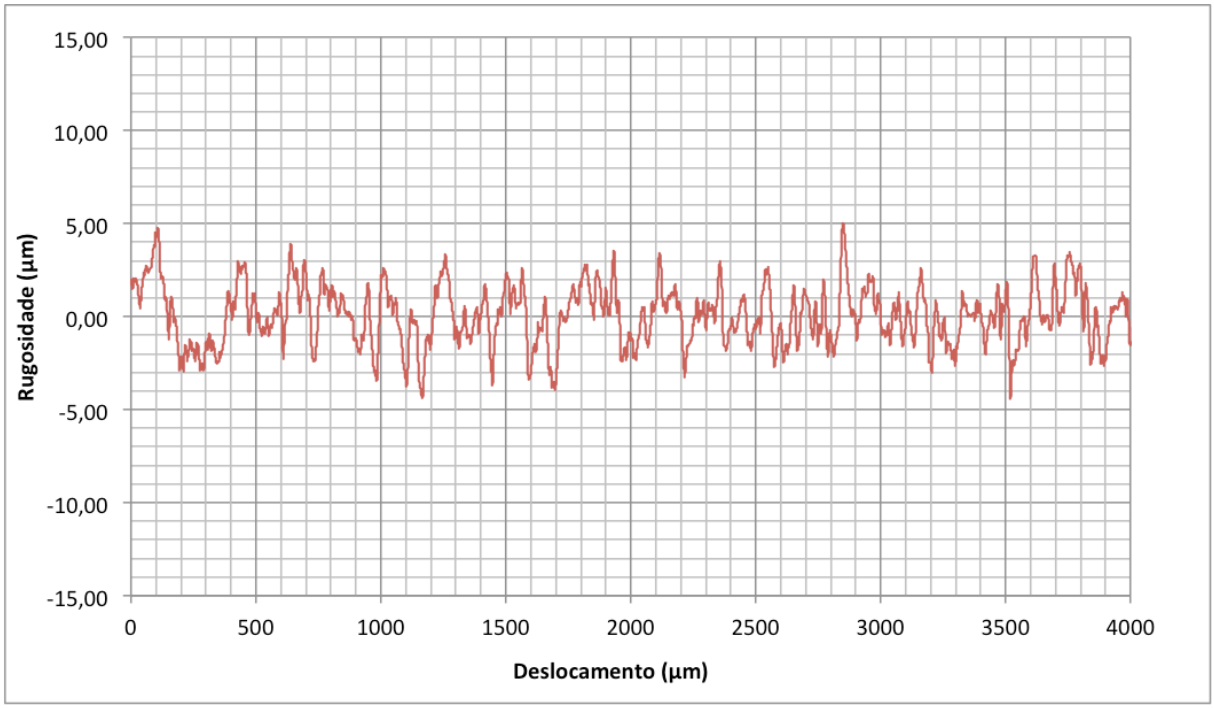


a)

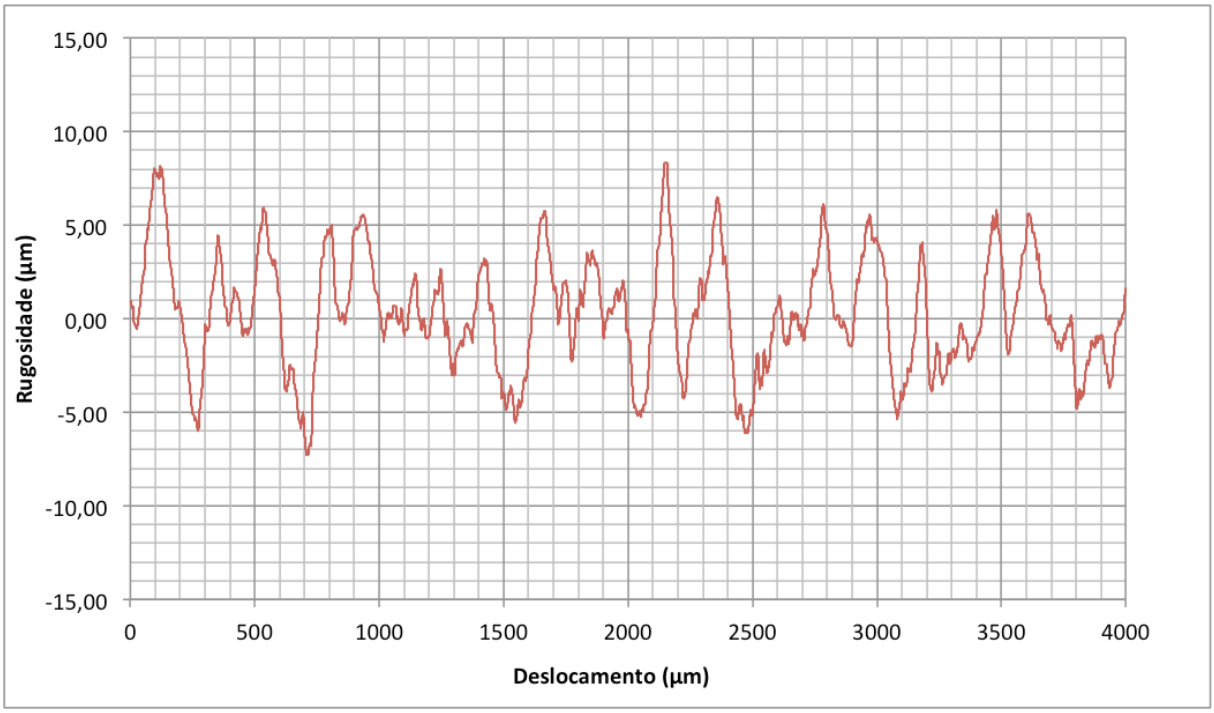


b)

Figura 150 – Perfis das rugosidades das alhetas para a turbina 2 a) Antes de maquinagem quimica b) Depois de maquinagem quimica durante 30 minutos

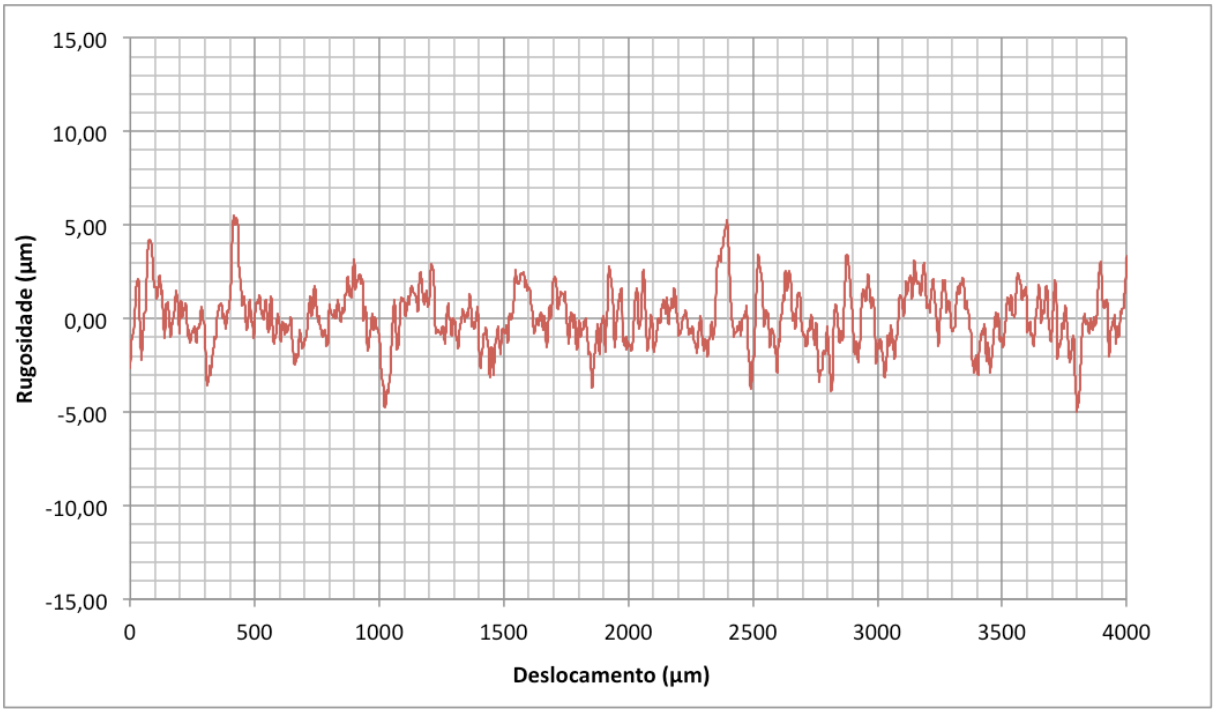


a)

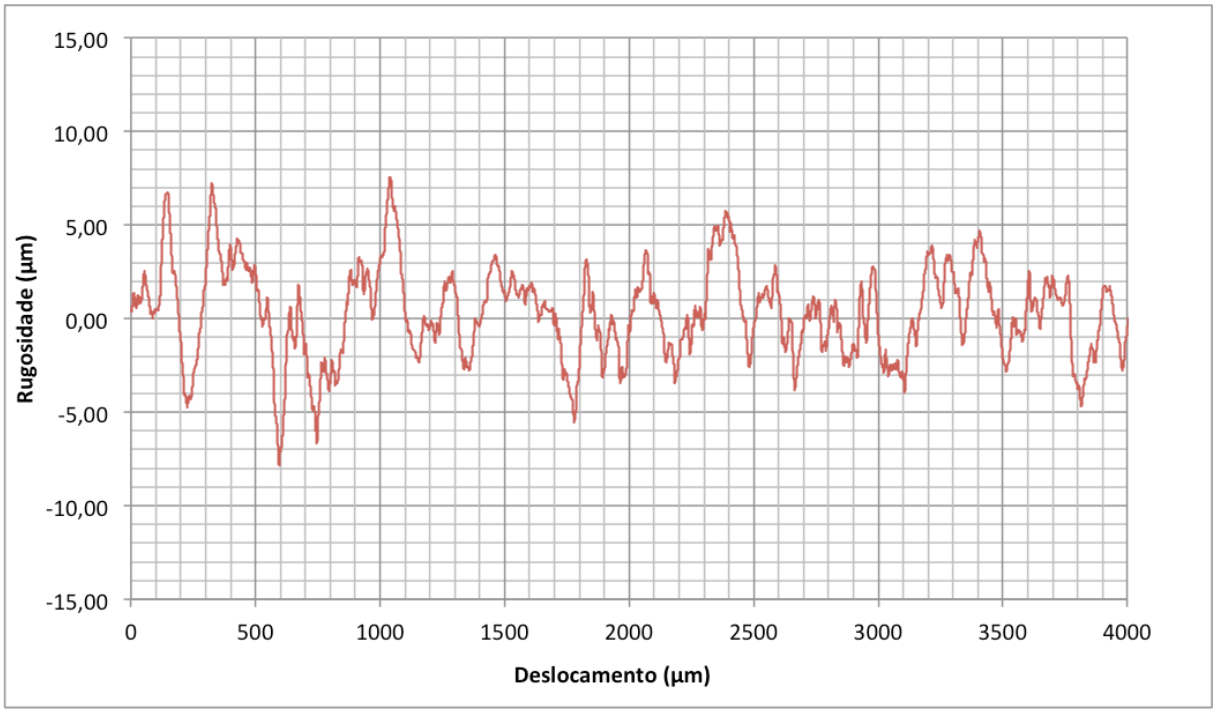


b)

Figura 151 – Perfis das rugosidades das alhetas para a turbina 3 a) Antes de maquinagem quimica b) Depois de maquinagem quimica durante 40 minutos



a)



b)

Figura 152 – Perfis das rugosidades das alhetas para a turbina 4 a) Antes de maquinagem quimica b) Depois de maquinagem quimica durante 40 minutos