DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS

Mestrado Integrado em
Engenharia Metalúrgica e de Materiais

Ligas de alumínio para o fabrico de rodas de bicicletas

Realizado por: Natércia Fernanda Almeida da Silva
Orientado por: Prof. Filomena Viana

Porto, Fevereiro de 2010

FACULDADE DE ENGENHARIA DA UNIVERSIDADE DO PORTO

Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais

Ligas de alumínio para o fabrico de rodas de bicicletas

Natércia Fernanda Almeida da Silva

Mestrado Integrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais

Dissertação realizada sob a supervisão da

Professora Doutora Filomena Viana,

do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais
da Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto

Porto, Fevereiro de 2010

Agradecimentos

No decurso deste trabalho, foram várias as pessoas e respectivas instituições que estiveram envolvidas no acompanhamento desta tese. A todos, expresso o meu sincero agradecimento.

Em particular gostaria de destacar algumas pessoas que contribuíram para a realização deste trabalho.

À Professora Doutora Filomena Viana, do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais (DEMM) da FEUP, pela assistência na orientação do trabalho e na preparação e revisão da tese;

À RODI, na pessoa da Engenheira Cláudia Felgar, pelo desafio que impulsionou este trabalho, pelo acompanhamento do meu curto estágio na RODI, pela cedência dos materiais para a realização deste estudo e pela disponibilidade para discutir os resultados.

À EXTRUSAL, pela cedência de algum material para a maquinação de provetes de tracção.

Ao CINFU, pela amabilidade na maquinação de provetes de tracção.

Ao INETI pela amabilidade na realização dos ensaios de DSC.

Sr. Ramiro Soares pela colaboração de recolha de amostras e para a realização dos ensaios de tracção.

À Engenheira Cláudia Lopes e a Engenheira Sónia Simões pela ajuda ao longo do trabalho.

Os meus amigos que estão sempre do meu lado, em especial ao Daniel Casanova, Pedro Rocha, Liliana Monteiro e Pedro Cardoso.

Miguel Cristóvão, a ti, que ensinaste-me com a tua coragem, a nunca desistir de uma luta por mais dura e cruel que ela seja.

Por fim os meus pais que sempre me apoiaram e estão sempre do meu lado.

A todos, muito obrigada!

Resumo

Este trabalho teve por motivação o desafio lançado pela RODI, empresa portuguesa do sector da metalurgia e metalomecânica, de seleccionar materiais para o fabrico de um par de rodas de bicicleta de peso inferior a 1500g. Assim, este trabalho está dividido em duas partes, na primeira abordam-se os materiais actualmente utilizados na RODI para o fabrico dos aros das rodas, nomeadamente as ligas de alumínio da série 6000, e, na segunda parte, apresenta-se o procedimento de selecção de materiais alternativos que conducente a uma diminuição do peso das rodas.

O estudo das ligas de alumínio da série 6000, especificamente das ligas 6061, 6063 e 6082, teve como objectivo o conhecimento das propriedades mecânicas destas ligas, da sua resposta ao tratamento térmico de envelhecimento e, em particular, da resposta à operação de pintura que envolve aquecimentos a temperaturas elevadas. As propriedades mecânicas foram avaliadas por ensaios de dureza e de tracção, a caracterização estrutural foi efectuada através de observações em microscopia óptica e electrónica de transmissão, a resposta ao tratamento térmico foi avaliada por ensaios de dureza e de calorimetria diferencial de varrimento.

Em resposta ao desafio da RODI, foi efectuado um estudo de selecção de novos materiais para o fabrico de aros e raios, utilizando a base de dados CES EduPack. As ligas de alumínio-lítio da série 2000 e 8000 são as ligas mais indicadas para o fabrico de aros devido à sua alta resistência e baixa densidade. No entanto, para se atingir a redução de peso pretendida, será necessário substituir o material dos raios por ligas de titânio ou de alumínio.

Abstract

This work was motivated by a challenge from RODI, a Portuguese company in the area of metallurgy and metalworking, to select materials for the manufacture of a pair of bicycle wheels weighting less than 1500g.

This work is divided into two parts, the first part presents the characterization of the materials currently used in RODI for producing the rims of the wheels, namely aluminum alloys from 6000 series, and the second part presents the procedure for the selection of alternative materials leading to reduced weight wheels.

The study of the aluminum alloys 6000 series, specifically of alloys 6061, 6063 and 6082, consisted on the characterization of the mechanical properties of these alloys, their response to the aging treatment and, in particular, the response to the paint bake cycle. The mechanical properties were evaluated by tensile and hardness tests, the structural characterization was carried out by optical microscopy and transmission electron microscopy, the response to ageing heat treatment was evaluated by hardness tests and differential scanning calorimetry (DSC). In response to the challenge of RODI, new materials were select for the manufacture of rims and spokes, using the software CES EduPack. The aluminum-lithium alloys of 2000 and 8000 series are suitable for the manufacture of spokes due to its high strength and low density. However, to achieve the desired reduction in weight, it is necessary to replace the material of the spokes by titanium or aluminum alloys.

Índice

Agradecimentos *i*

Resumo ii

Abstract iii

Índice iv

Índice Figuras V

Índice Tabelas Vi

1.Introdução 1

2.Revisão Bibliográfica 3

2.1.Ligas de Alumínio da série 6000 3

3.Materiais e procedimentos 12

3.1. Caracterização estrutural 12

3.2. Caracterização mecânica 15

3.3. Tratamentos térmicos de envelhecimento 18

3.4. Ensaios de calorimetria diferencial de varrimento 19

4.Resultados e Discussão 20

4.1.Caracterização estrutural 20

4.2.Caracterização mecânica 25

4.2.1.Ensaios de durezas 25

4.2.2.Ensaios de tracção 27

4.2.3.Tratamentos térmicos de envelhecimento 32

4.2.4.Ensaios de calorimetria diferencial de varrimento 39

5.Material alternativo 42

6.Conclusões55 55

Referências bibliográficas 57

Índice de figuras

Figura 1: Materiais utilizados nas diferentes componentes das rodas: a) geometria de alguns perfis, b) diferentes tipos de raios, c) cubo. 1

Figura 2: Representação esquemática dos tipos de furação e de enraiamento. 2

Figura3: Diagrama de fases do sistema Al-Mg-Si . 4

Figura 4:Imagem de Tem: a) precipitados ß', b) dispersão de precipitados provenientes de um envelhecimento de 4horas a 175ºC. 7

Figura 5: Representação esquemática do grau de sobressaturação, da cinética de precipitação e da taxa de difusão em função da temperatura. 8

Figura 6: Curvas de envelhecimento (artificial) da liga de alumínio 6061. 9

Figura7: Efeito do pré-envelhecimento nas curvas DSC da liga 6061. 9

Figura 8: Diagrama de um sistema hidráulico de extrusão directa. 10

Figura 9: Etapas envolvidas no processo de extrusão de um perfil de alumínio. 11

Figura 10: Montagem para o ataque electrolítico das amostras de alumínio. 13

Figura 11: Imagem do programa de análise de imagem "ImageJ". 14

Figura 12: Imagem do equipamento de microscopia electrónica de transmissão (TEM). 15

Figura 13: Microscópio electrónico de transmissão (TEM). 15

Figura 14: Imagem das barras extrudidas no estado a) envelhecido e b) após pintura.

Figura 15: Exemplo do cálculo da área da secção transversal das barras da liga 6061 e 6082. 16

Figura 16: Dimensões dos provetes de tracção da liga 6063. 17

Figura 17: Dimensões dos provetes maquinados dos novos perfis. 17

Figura 18: Ciclo térmico do recozimento das ligas de alumínio. 19

Figura 19: Microestruturas da liga 6061 com tratamento T6: a) amostra sem pintura e b) amostra com pintura. 20

Figura 20: Microestruturas da liga 6061 com tratamento T6+T6: a) amostra sem pintura e b) amostra com pintura. 20

Figura 21: Distribuição do tamanho de grão para a liga 6061: a) com o tratamento T6; b) com o tratamento T6 e pintadas; c) com o tratamento T6+T6; d) com o 21

tratamento T6+T6 e pintadas.
Figura 22: Evolução do tamanho de grão médio para diferentes tratamentos térmicos e com e sem pintura na liga 6061. 22
Figura 23: Microestruturas da liga 6063 com tratamento T6: a) amostra sem pintura e b) amostra com pintura. 22
Figura 24: Microestruturas da liga 6063 com tratamento T6+T6: a) amostra sem pintura e b) amostra com pintura. 23
Figura 25: Microestruturas da liga 6063 com tratamento T66: a) amostra sem pintura e b) amostra com pintura. 23
Figura 26: Distribuição do tamanho de grão para a liga 6063: a) com o tratamento T6; b) com o tratamento T6 pintada; c) com o tratamento T6+T6 d) com o tratamento T6+T6 pintada; e) com tratamento T66; f) com tratamento T66 pintada. 24
Figura 27: Evolução do tamanho médio de grão da liga 6063 para diferentes tratamentos térmicos, com e sem pintura. 25
Figura 28: Evolução da microdureza Vickers com a pintura nas ligas no estado T6. 26
Figura 29: Evolução da microdureza Vickers com a pintura das ligas no estado T6+T6. 26
Figura 30: Evolução da microdureza Vickers com a pintura na liga 6063 no estado T66. 27
Figura 31: Evolução das propriedades mecânicas da liga 6061 com a pintura, determinada em barras no estado T6. 28
Figura 32: Evolução das propriedades mecânicas da liga 6082 com a pintura, determinada em barras no estado T6. 28
Figura 33: Evolução das propriedades mecânicas da liga 6063 com a pintura, determinada em provetes maquinados no estado T6. 29
Figura 34: Evolução das propriedades mecânicas da liga 6063 com a pintura, determinada em provetes maquinados no estado T6+T6. 29
Figura 35: Evolução das propriedades mecânicas na liga 6063 com repetição do tratamento de envelhecimento (estados T6 e T6+T6), sem pintura. 30
Figura 36: Evolução das propriedades mecânicas da liga 6063 com repetição do tratamento de envelhecimento (estados T6 e T6+T6) com pintura. 30
Figura 37: Evolução das propriedades mecânicas na liga 6063-T66 com a operação de pintura. 31

Figura 38: Evolução das propriedades mecânicas na liga 6082-T6 com a operação de pintura. 32
Figura 39: Curvas de envelhecimento a 175ºC para a liga 6061: a) tempos de envelhecimento até 10 horas; b) envelhecimento a 175ºC após pré-envelhecimento de 5 horas a 175ºC e um período de repouso de uma semana. 34
Figura 40: Curvas de envelhecimento a 175ºC para a liga 6063: a) tempos de envelhecimento até 10 horas; b) envelhecimento a 175ºC após pré-envelhecimento de 5 horas a 175ºC e um período de repouso de uma semana. 35
Figura 41: Curvas de envelhecimento a 175ºC para a liga 6082: a) tempos de envelhecimento até 10 horas; b) envelhecimento a 175ºC após pré-envelhecimento de 5 horas a 175ºC e um repouso de uma semana. 36
Figura 42: Evolução da dureza com o tratamento de pintura da liga 6061. 37
Figura 43: Evolução da dureza com o tratamento de pintura da liga 6063. 38
Figura 44: Evolução da dureza com o tratamento de pintura da liga 6082. 38
Figura 45: Curvas de DSC da liga 6061 nos estados recozido, solubilizado, T6, T66 e T6+T6. 40
Figura 46: Curvas de DSC da liga 6063 nos estados recozido, solubilizado, T6, T66 e T6+T6. 40
Figura 47: Curvas de DSC da liga 6082 nos estados recozido, solubilizado, T6, T66 e T6+T6. 41
Figura 48: Imagens de TEM da liga 6061 no estado T6+T6. 42
Figura 49: Principais componentes de uma roda de bicicleta: a) aros, b) raios e c) cubo. 43
Figura 50: Tensão de cedência em função da massa específica para diferentes materiais metálicos. 45
Figura 51: Tensão de cedência em função da massa específica para as ligas de magnésio e alumínio (fabricadas por deformação plástica), para o titânio e os aços inoxidáveis AISI 304. 46
Figura 52: Módulo de Young em função da massa específica para as ligas de magnésio, alumínio (fabricadas por deformação plástica), para as ligas de titânio e os aços inoxidáveis AISI 304. 47
Figura 53: Resistência à fadiga em função da massa específica para as ligas de magnésio e alumínio (fabricadas por deformação plástica), para as ligas de titânio e para os aços inoxidáveis AISI 304. 48

Figura 54: Tenacidade à fractura em função da massa específica para as ligas de alumínio e magnésio (fabricadas por deformação plástica), para as ligas de titânio e para os aços inoxidáveis AISI 304. **49**

Figura 55: Gráfico do módulo de Young específico versus tensão de cedência específica, para as ligas de alumínio e titânio (cor roxa) e os aços AISI 304 (cor verde). **50**

Figura 56: Gráfico de tenacidade à fractura específico versus resistência à fadiga específica, para as ligas de alumínio e titânio (cor roxa) e os aços AISI 304 (cor verde). **50**

Figura 57: Preço de diferentes ligas. **51**

Índice de tabelas

Tabela I: Séries de ligas de alumínio para trabalho mecânico. **3**

Tabela II: Composição química das ligas de alumínio 6061, 6063 e 6082. **12**

Tabela III: Diferentes estados estruturais das ligas 6061, 6063 e 6082. **12**

Tabela IV: Estados estruturais das ligas para caracterização estrutural **13**

Tabela V: Estados estruturais das barras ensaiadas à tracção. **16**

Tabela VI: Ligas e estados estruturais dos provetes maquinados. **18**

Tabela VII: Descrição dos tratamentos térmicos efectuados laboratorialmente. **18**

Tabela VIII: Propriedades mecânicas e densidade típicas das ligas de alumínio 6061, 6063 e 6082 e dos aços AISI 304. **44**

Tabela IX: Ligas de alumínio e titânio propostas para o fabrico de aros e raios respectivamente. **52**

Tabela X: Peso dos aros nas ligas seleccionadas. **52**

Tabela XI: Peso dos raios nas ligas seleccionadas 53

Tabela XII: Composição química e propriedades das ligas de alumínio. **54**

Tabela XIII: Composição química e propriedades das ligas de titânio. **54**

1. Introdução

Este trabalho surgiu por solicitação da **RODI-Sinks & Ideias,** com o objectivo de seleccionar materiais que conduzam ao fabrico de pares de rodas de bicicleta com peso inferior a 1500g.

A Rodi- Sinks & Ideias, SA é uma empresa portuguesa, situada no norte do país, do sector da metalurgia e metalomecânica. O seu principal objectivo é o fabrico de produtos especializados de alta qualidade, com uma grande focalização do ramo do ciclismo, nomeadamente em aros e rodas em alumínio. A empresa fabrica os aros das rodas a partir de perfis extrudidos de ligas de alumínio da série 6000, especificamente das ligas 6061, 6063 e 6082, endurecidas por precipitação (no estado de máximo endurecimento ou estado T6) e em compósitos de fibras de carbono reforçados com alumínio ao longo das arestas. Os raios são produzidos em aço inoxidável AISI 304 e podem apresentar variadas formas. Podem ter secção paralelepipédica ou circular e terminar numa cabeça redonda ou curva (zona de ligação ao cubo) como se observa na figura 1.

Os cubos, que são utilizados para a união entre os raios e os aros, são fabricados na liga de alumínio 7075 e não são produzidos pela RODI.

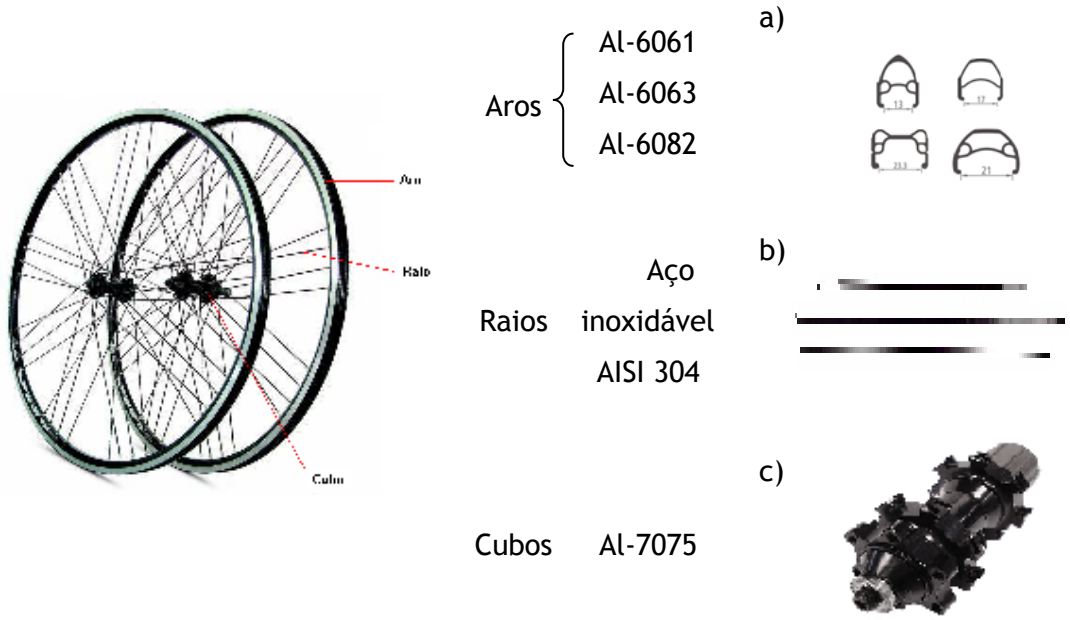


Figura 1: Materiais utilizados nas diferentes componentes das rodas: a) geometria de alguns perfis, b) diferentes tipos de raios, c) cubo.

As etapas do processo de fabrico de rodas iniciam-se pela recepção dos perfis já extrudidos. Os perfis são cortados e passam por um processo de calandragem, operação em

que o perfil é deformado para adquirir a forma circular. Após a calandragem efectua-se o fecho do aro, que pode ser feito através de um processo de soldadura ou através de peças que encaixam à pressão no perfil fechando a roda. Segue-se a furação dos aros e a aplicação de ilhoses nesses furos, para a posterior ligação dos raios. A furação pode ser uniforme, 2 a 2 ou 4 a 4, correspondendo a uma distribuição dos furos pelo aro, em grupos de 2 ou em grupos de 4, respectivamente. Os raios são ligados aos cubos e posteriormente aos aros, esta ligação, designada por enraiamento, diz-se que tem 0, 2 ou 3 cruzes de acordo com o número de cruzamentos por raio. A distribuição dos raios em cada roda depende do tipo de furação de enraiamento, na figura 2 estão representados os diferentes tipos de enraiamento utilizados na RODI.

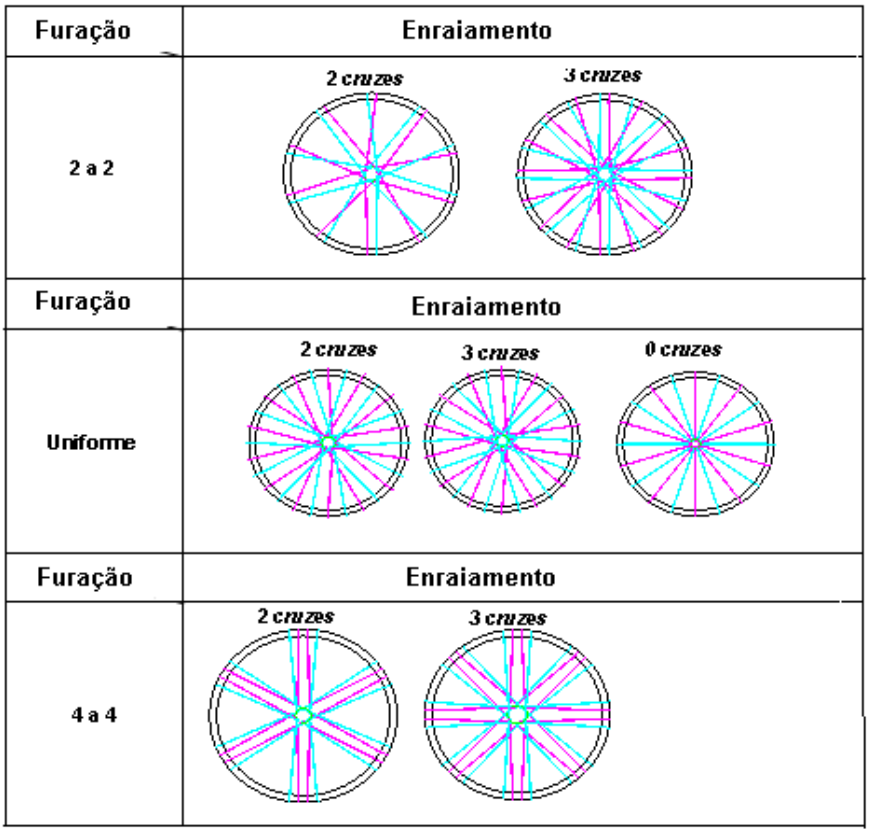


Figura 2: Representação esquemática dos tipos de furação e de enraiamento.

A decoração é a última operação de fabrico das rodas, pode ser feita através da aplicação de autocolantes ou por pintura. As rodas pintadas, sofrem uma operação de cozedura da pintura numa estufa a 210ºC durante 30 minutos.

2. Revisão Bibliográfica

Na sua forma pura o alumínio é macio e dúctil, quando ligado a outros elementos a resistência pode ser cinquenta vezes mais elevada que na sua forma pura. A maioria dos elementos metálicos formam ligas com o alumínio, mas apenas uma pequena percentagem destas é de interesse comercial. As ligas de alumínio podem dividir-se em ligas para fundição e em ligas para trabalho mecânico, podendo ou não ser tratadas termicamente.

As ligas de alumínio para trabalho mecânico são classificadas de acordo com a sua composição, usando uma designação de quatro dígitos. O primeiro dígito indica o principal elemento de liga, sendo o dígito 1 reservado ao alumínio não ligado, tal como indicado na tabela I. Os dois últimos dígitos indicam a liga de alumínio ou, para o alumínio puro, o grau de pureza. O segundo dígito indica as modificações de composição da liga original ou limites de impurezas. As ligas da série 2xxx,6xxx e 7xxx são as ligas de alumínio tratáveis termicamente [1].

Tabela I: Séries de ligas de alumínio para trabalho mecânico [1].

Principais elementos de liga	Série
Alumínio, 99,0% mínimo	1xxx
Cobre	2xxx
Manganês	3xxx
Silício	4xxx
Magnésio	5xxx
Magnésio e silício	6xxx
Zinco	7xxx
Outros elementos	8xxx
Série livre	9xxx

Este trabalho foca-se nas ligas de alumínio da série 6000, especificamente nas ligas 6061, 6063 e 6082, cujos elementos principais são o magnésio e o silício.

2.1. Ligas de Alumínio da série 6000

As ligas da série 6000 têm como principal elemento de liga o magnésio e o silício que se combinam para dar origem ao composto intermetálico, Mg_2Si, cuja precipitação provoca o endurecimento das ligas deste grupo.

O objectivo do endurecimento por precipitação destas ligas, é de promover a formação de uma dispersão, densa e fina, de partículas de precipitados de Mg e Si numa matriz deformável de alumínio. As partículas de precipitado são responsáveis pelo aumento de resistência destas ligas [1,2,3].

De forma a auxiliar a compreensão da resposta das ligas da família Al-Mg-Si aos tratamentos térmicos, é uma ajuda referimo-nos as curvas de estabilidade referidas na figura 3.

Esta figura enfatiza o papel das deslocações na nucleação de zonas GP e que é necessária uma elevada sobressaturação em soluto para que ocorra a nucleação homogénea das zonas GP.

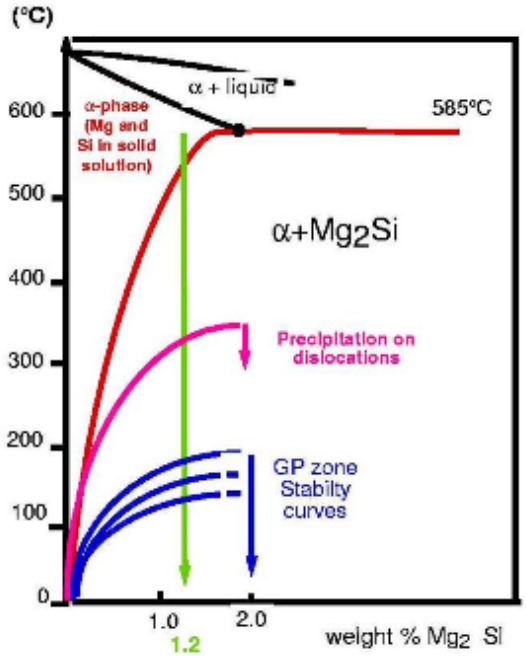


Figura 3: Diagrama de fases do sistema Al-Mg-Si [4].

As ligas de alumínio da serie 6000 são usualmente utilizadas na forma extrudida. Apesar da fase intermetálica Mg_2Si ser o principal precipitado destas ligas, durante a solidificação podem formar-se outras fases.

O ferro está presente em todas as ligas comerciais desta série na forma de impureza, podendo formar vários precipitados intermetálicos Al-Fe e Al-Fe-Si durante a solidificação.

O silício que não é incorporado na matriz α-Al ou nas fases intermetálicas Al-Fe-Si, combina-se com o magnésio para formar Mg_2Si, durante a solidificação e arrefecimento à temperatura ambiente [5].

Tratamentos térmicos

O objectivo do tratamento térmico de envelhecimento é o de promover a formação de uma dispersão fina e densa de precipitados numa matriz metálica deformável, as partículas dos precipitados actuam como obstáculos ao movimento das deslocações e, como consequência, a resistência e a dureza aumentam. Este tratamento térmico envolve três etapas:

- Solubilização;
- Arrefecimento rápido;
- Envelhecimento.

A solubilização é efectuada a altas temperaturas para maximizar a dissolução dos precipitados, seguindo-se um arrefecimento rápido para a obtenção de uma solução sólida sobressaturada, à temperatura ambiente.

Após o arrefecimento rápido segue-se o tratamento de envelhecimento. As condições deste tratamento devem ser seleccionadas de forma maximizar o endurecimento proporcionado pela formação dos precipitados; quando conduzido à temperatura ambiente é denominado envelhecimento natural e quando conduzido a alta temperatura é denominado envelhecimento artificial [1,2]

Solubilização

Como já foi referido, a primeira etapa do tratamento térmico de endurecimento por precipitação é a solubilização, que tem como objectivo a formação de uma solução sólida. Este tratamento é projectado para maximizar a solubilidade dos elementos que participam no envelhecimento, que no caso das ligas de alumínio da séria 6000 são o Mg e o Si. A liga é aquecida a uma temperatura elevada, superior à da linha de *solvus,* para que ocorra a dissolução dos constituintes intermetálicos; a solubilização é mais eficaz perto da temperatura eutética onde a solubilidade é máxima e a difusão atómica é mais rápida. No caso das ligas de alumínio da série 6000, a temperatura de solubilização deve ser superior a 500°C [2].

Arrefecimento rápido

O arrefecimento rápido é a segunda etapa do tratamento térmico de envelhecimento por precipitação. Esta etapa tem como objectivo obter à temperatura

ambiente uma solução sólida sobressaturada (SSS). O arrefecimento rápido impede a difusão dos elementos dissolvidos e a formação de precipitados.

A estrutura da liga, após o arrefecimento, consiste numa solução sólida sobressaturada, ou seja, é uma solução que se encontra a um nível de energia elevado e é relativamente instável. A liga tende a passar para um estado de menor energia através da decomposição espontânea da solução sólida sobressaturada em fases metaestáveis [3,6,7].

Envelhecimento

O envelhecimento propriamente dito é a última etapa do processo de envelhecimento por precipitação e consiste na formação controlada de precipitados, que pode ocorrer à temperatura ambiente ou a temperaturas elevadas, normalmente numa gama de temperaturas de 120 a 180°C [2].

O envelhecimento da liga, depois de solubilizada e arrefecida, é necessário para que se possam formar precipitados finamente dispersos, que constituem o objectivo do processo. São estes precipitados que impedem o movimento das deslocações durante a deformação, ficando a liga com uma maior resistência mecânica.

A sequência de precipitação nas ligas de alumínio da série 6000 é:

Solução sólida sobressaturada (SSS) → Zonas GP-I → Zonas GP-II (fase ß'') → Fase ß' → Fase de equilíbrio ß(Mg_2Si).

Quando a solução sólida sobressaturada é envelhecida a uma temperatura relativamente baixa, à qual apenas uma pequena quantidade de energia de activação está disponível, formam-se aglomerados de átomos de silício e magnésio. Uma vez que o Mg tem uma maior solubilidade no alumínio e os átomos de Si são os primeiros a sair da solução sólida sobressaturada e a formar aglomerados. Com o aumento da temperatura, os átomos de Mg difundem-se para os aglomerados já existentes, levando à formação de fases Mg-Si onde o rácio Mg/Si aumenta com o tempo a uma dada temperatura [8,9,4].

As primeiras fases a precipitar a partir destes aglomerados são as zonas *Guinier Preston* ou zonas GP. As zonas GP-I consistem em precipitados muito finos coerentes com a matriz, com forma esférica e diâmetros com cerca de 2,5 nm. Observa-se uma elevada densidade de partículas de dimensões muito reduzidas. As zonas GP-II (precipitados ß'') apresentam uma morfologia em forma de agulhas com dimensões de 15 nm de comprimento e 4 nm de diâmetro alinhadas na direcção <100> Al. Estes precipitados são coerentes com a matriz, sendo apenas visíveis devido a campos de tensões perpendiculares aos eixos das agulhas dos precipitados [8,9].

Como os átomos de silício e magnésio tem um diâmetro inferior ao diâmetro dos átomos de alumínio e ocupam posições de rede da matriz, a formação das zonas GP provoca deformações na rede cristalina.

Com o aumento do tempo forma-se por nucleação heterogénea, especialmente nas deslocações, a fase ß' que é semicoerente com a matriz, esta fase tem uma estrutura cristalina hexagonal compacta [8,9].

As agulhas dos precipitados das zonas GP-II (precipitados ß'') transformam-se, com o tratamento de envelhecimento, em precipitados com uma forma de tubos com dimensões aproximadas de 5-7,5 nm de diâmetro e 50 nm de comprimento, a fase metaestável ß'. Estes precipitados formam-se (figura 4) alinhados segundo a direcção <100> Al [10].

A fase ß' é considerada como um precipitado de transição, apresentando um rácio de Mg/Si menor que a fase de equilíbrio, ß.

Na fase final a liga amacia devido à formação da fase de equilíbrio ß que apresenta uma estrutura cúbica de faces centradas e tem a composição de Mg_2Si, que é completamente incoerente com a matriz [8,9].

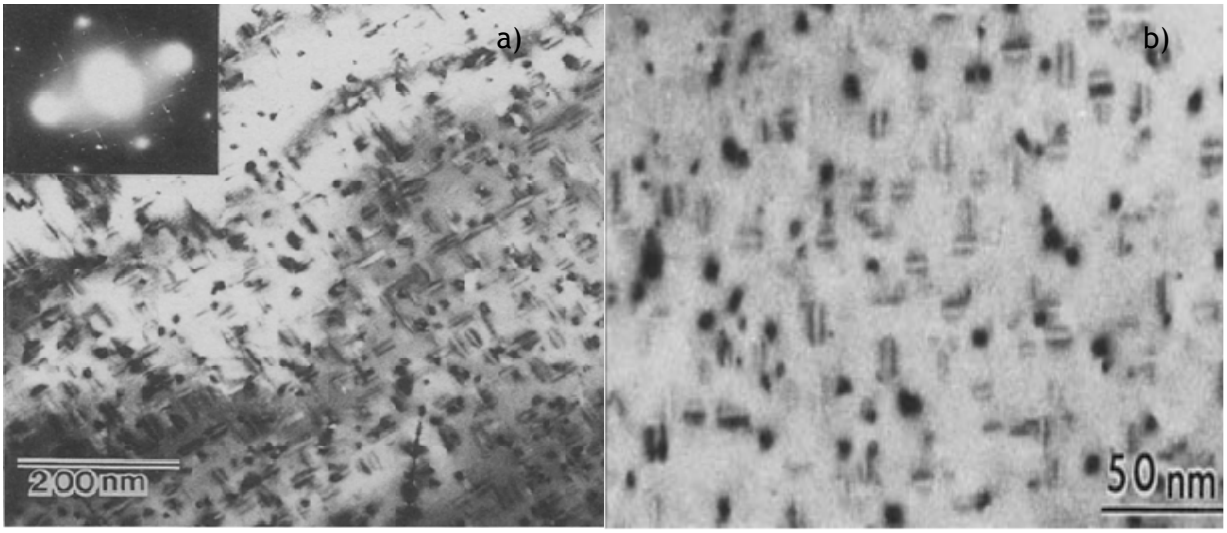


Figura 4:**Imagem de TEM: a) precipitados ß', b) dispersão de precipitados provenientes de um envelhecimento de 4horas a175ºC [8, 10].**

O endurecimento da liga é um resultado da coerência dos precipitados com a matriz, ao provocar distorções na mesma, devido a diferenças do parâmetro de rede, gera campos de tensões que dificultam a movimentação de deslocações [2].

Se o envelhecimento for realizado por longos períodos e/ou a altas temperaturas, os precipitados coalescem e crescem aumentando o espaçamento entre as partículas. A liga sobreenvelhece e torna-se menos resistente em comparação com o ponto de envelhecimento máximo [2].

O endurecimento por precipitação é um processo controlado pela difusão, o aumento da temperatura provoca um aumento da velocidade de difusão e da cinética de precipitação.

Como é possível verificar na figura 5, quando a sobressaturação após solubilização (S) ou a taxa de difusão (D) diminuem, a cinética de precipitação também diminui. Para temperaturas intermédias a taxa de precipitação é elevada [3,7,11,12].

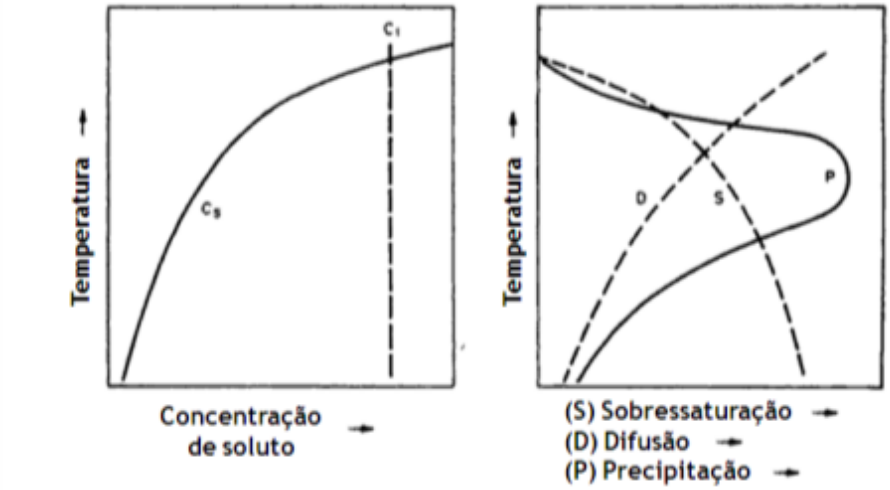


Figura 5: Representação esquemática do grau de sobressaturação, da cinética de precipitação e da taxa de difusão em função da temperatura [12].

O efeito do tempo de envelhecimento na resistência mecânica, é avaliado normalmente através de uma curva de envelhecimento. A curva de envelhecimento é uma representação gráfica da evolução da resistência mecânica ou da dureza com o tempo de envelhecimento a uma determinada temperatura [2].

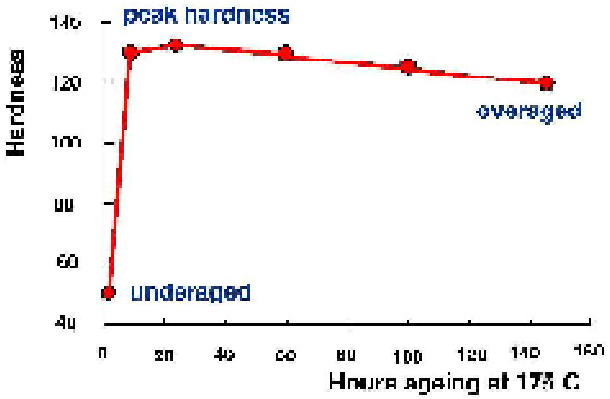


Figura 6: Curvas de envelhecimento (artificial) da liga de alumínio 6061 [4].

Na figura 6, está representado uma curva do envelhecimento da liga 6061, solubilizada a 530°C seguidamente arrefecida rapidamente e envelhecida à temperatura de 175°C. Pela observação da figura pode-se concluir que ao fim de 24 horas é atingido o máximo de dureza, que corresponde à formação da fase ß', a partir deste máximo a dureza diminui para tempos mais elevados, uma vez que a liga subreenvelhece [4].

Na figura 7 estão representadas 3 curvas de calorimetria diferencial de varrimento, DSC, da liga 6061, a curva a preto diz respeito a amostra solubilizada e arrefecida rapidamente, S+Q, as outras curvas dizem respeito a amostras que sofreram um pré-envelhecimento a temperaturas de 25ºC (a cinzento) e 40°C (a cinzento claro).

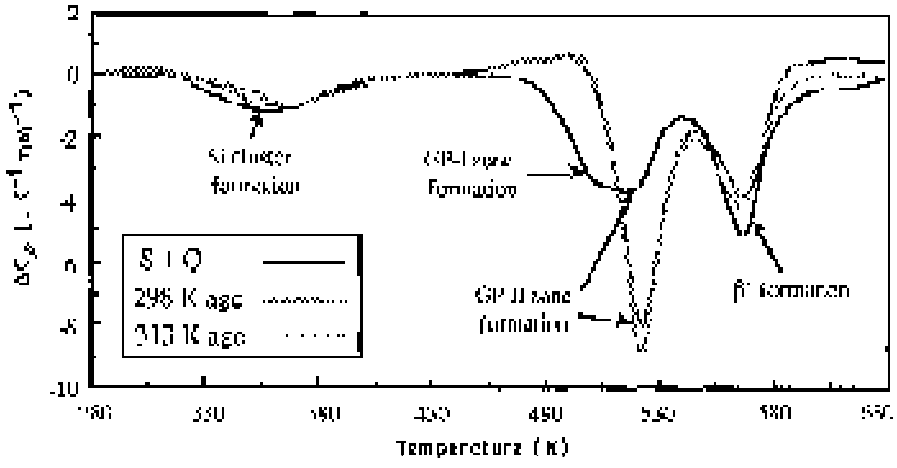


Figura 7: Efeito do pré-envelhecimento nas curvas DSC da liga 6061 [10].

Duas características são notáveis nestas curvas: a primeira diz respeito ao pico exotérmico de formação de aglomerados de átomos de silício que se mantém nas três curvas; a segunda diz respeito à formação de zonas GP, o pico referente às zonas GP-I desaparece enquanto a formação das zonas GP-II formam um pico exotérmico mais alargado a temperaturas mais elevadas, nas curvas das amostras pré-envelhecidas. Estes

resultados indicam que o pré-envelhecimento facilita a formação das zonas GP-II directamente a partir dos aglomerados de átomos de silício, sem passar pela formação intermédia das zonas GP-I. Após um tempo relativamente curto, o pré-envelhecimento provoca a formação das zonas GP-II em forma de agulhas directamente a partir do aglomerado de átomos. Logo, é possível afirmar que nas curvas de DSC se podem observar picos referentes à aglomeração de átomos assim como à formação das zonas GP [10].

Processo de Extrusão

Neste ponto faz-se uma breve descrição do processo de extrusão das ligas de alumínio, uma vez que as ligas de alumínio utilizadas para fabricar os aros das rodas das bicicletas são fornecidas na forma de perfis extrudidos.

O processo de extrusão do alumínio inicia-se com o projecto do processo, isto é, são as especificações do produto final que determinam os parâmetros de produção. A maquinabilidade, o acabamento e o ambiente no qual o produto será utilizado conduzem à escolha das ligas a serem extrudidas. A aplicação determina a geometria final do perfil, sendo necessário o projecto da matriz responsável por lhe conferir essa forma.

Uma vez executado o projecto, o processo de extrusão inicia-se com billet, a massa de alumínio a partir da qual os perfis são extrudidos. O billet é aquecido e colocado na câmara da prensa de extrusão, representada na figura 8, uma haste empurra o êmbolo pressionando o metal contra a matriz de extrusão e forçando a sua passagem através da matriz [2,13].

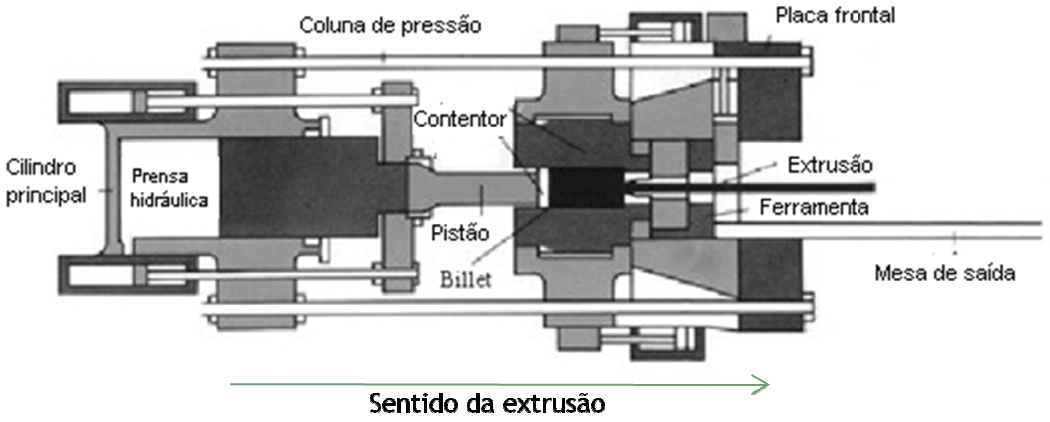


Figura 8: Diagrama de um sistema hidráulico de extrusão directa [13].

Existem dois tipos de extrusão, a extrusão directa e a extrusão indirecta. No processo de extrusão directa, a matriz é fixa e a haste força o metal através das aberturas

na matriz, este é o processo mais utilizado. No processo indirecto, a matriz está contida dentro da haste oca, que se move em direcção ao billet fixo, forçando o metal a fluir dentro da haste, adquirindo a forma da matriz.

O tratamento térmico de envelhecimento das ligas de alumínio produzidas por extrusão sobrepõe-se parcialmente ao processo de extrusão. Na figura 9 estão representadas as etapas envolvidas no processo de extrusão de um perfil de alumínio de uma liga tratável termicamente.



Figura 9: Etapas envolvidas no processo de extrusão de um perfil de alumínio [13].

O billet, após sair do forno, é colocado na prensa que se encontra a uma temperatura elevada. Durante a extrusão, o atrito entre a liga de alumínio e a matriz provoca um aumento suplementar da sua temperatura. A temperatura e a deformação plástica, a que as ligas são submetidas durante a extrusão são suficientes para provocar a dissolução dos precipitados, substituindo o tratamento de solubilização.

Um arrefecimento rápido a partir da temperatura de extrusão permite obter uma solução sólida sobressaturada à temperatura ambiente. À saída da matriz, o perfil é arrefecido rapidamente num túnel de arrefecimento, com ar forçado ou com spray de água. No final do túnel de arrefecimento, o perfil é traccionado por uma prensa, ao longo de uma pista que é arrefecida por ventoinhas, e é cortado [2,13].

Após o corte, o perfil entra num forno para o tratamento de envelhecimento. As temperaturas e tempos de envelhecimento variam consoante o tipo e dimensões do perfil, da liga e do nível de endurecimento desejado.

3. Materiais e procedimentos

Neste trabalho foram caracterizadas as ligas 6061, 6063 e 6082 (composição química apresentada na tabela II), nos estados estruturais utilizados na RODI e indicados na tabela III. Uma vez que, em alguns casos, os aros são submetidos a um processo de pintura durante o qual a liga é aquecida a 210ºC, as ligas foram também caracterizadas após a pintura. O envelhecimento destas ligas foi também estudado através de tratamentos térmicos realizados em laboratório, cujas condições são indicadas no ponto 3.3.

Tabela II: Composição química das ligas de alumínio 6061, 6063 e 6082 [2].

Composição (%)	Al-6061	Al-6063	Al-6082
Mg	1	0,7	**0,9**
Si	0,6	0,4	**1**
Cu	0,6	-	**-**
Cr	0,6	-	**-**
Mn	-	-	**0,7**

Tabela III: Diferentes estados estruturais das ligas 6061, 6063 e 6082.

Estados estruturais	Tratamento
T6	Envelhecimento à temperatura de 175°C, durante 5h.
T66	Envelhecimento à temperatura de 175°C, durante 10h.
T6+T6	Envelhecimento à temperatura de 175°C, durante 5h seguido de repouso de uma semana e um novo envelhecimento à mesma temperatura durante 5h.

A caracterização mecânica foi efectuada através de ensaios de tracção e durezas. A caracterização estrutural em microscopia óptica consistiu na determinação do tamanho de grão. O estado de precipitação foi avaliado por ensaios de calorimetria diferencial de varrimento, DSC e microscopia electrónica de transmissão.

3.1. Caracterização estrutural

A caracterização estrutural por microscopia óptica consistiu na observação e medição do tamanho de grão de amostras das ligas nos estados estruturais indicados na tabela IV. As amostras foram fornecidas em forma de barras pela RODI (3 barras para cada estado), envelhecidas e após o processo de pintura.

Tabela IV: Estados estruturais das ligas para caracterização estrutural

Ligas	Estados
6061	T6, T6+T6
6063	T6, T6+T6, T66*
6082	T6, T6+T6

* Amostras retiradas de apenas uma barra

A preparação metalográfica das amostras para observação em microscopia óptica foi efectuada por polimento mecânico. Para tal foi necessário proceder à montagem das amostras em resina epóxi, devido às suas dimensões reduzidas. O polimento foi automático e foi realizado com lixas até uma granulometria de 1000 mesh; seguidamente procedeu-se a fase de acabamento em panos impregnados com pós de diamante de 6 e 1 μm; por fim, realizou-se um polimento manual em panos impregnados com suspensão de sílica coloidal. Para minimizar a contaminação, as amostras foram lavadas em água corrente e com acetona, em ultra-sons, após cada fase de polimento.

Para evidenciar a microestrutura e visualizar o respectivo tamanho de grão procedeu-se ao ataque electrolítico. Na figura 10 apresenta-se a montagem utilizada para o ataque das amostras numa solução de 50 ml H_3PO_4 e 50 ml de H_2O, utilizando uma tensão de 30 V e um cátodo de alumínio. O gobelé com a solução atrás descrita foi introduzido num outro recipiente com água e gelo de forma a arrefecer a solução. A lavagem das amostras foi realizada em água e álcool.

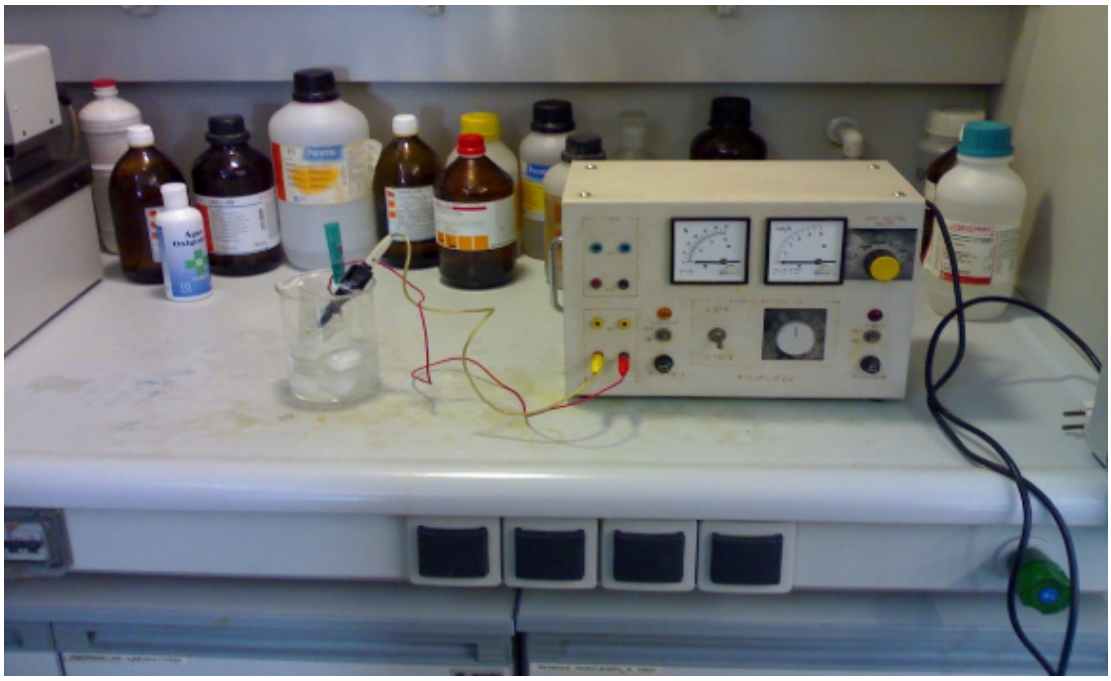


Figura 10: Montagem para o ataque electrolítico das amostras de alumínio.

Após ataque, as amostras foram observadas ao microscópico óptico. Esta técnica permitiu a observação da microestrutura das ligas 6061 e 6063 no estado T6 e T6+T6 antes e após pintura e do respectivo tamanho de grão. Para cada uma das amostras foram medidos pelo menos 100 grãos com a excepção da liga 6063 no estado T66 (90 grãos). A medição do tamanho de grão foi efectuada como programa de quantificação do tamanho de grão foi utilizado o programa de análise de imagem "ImageJ" (figura 11).

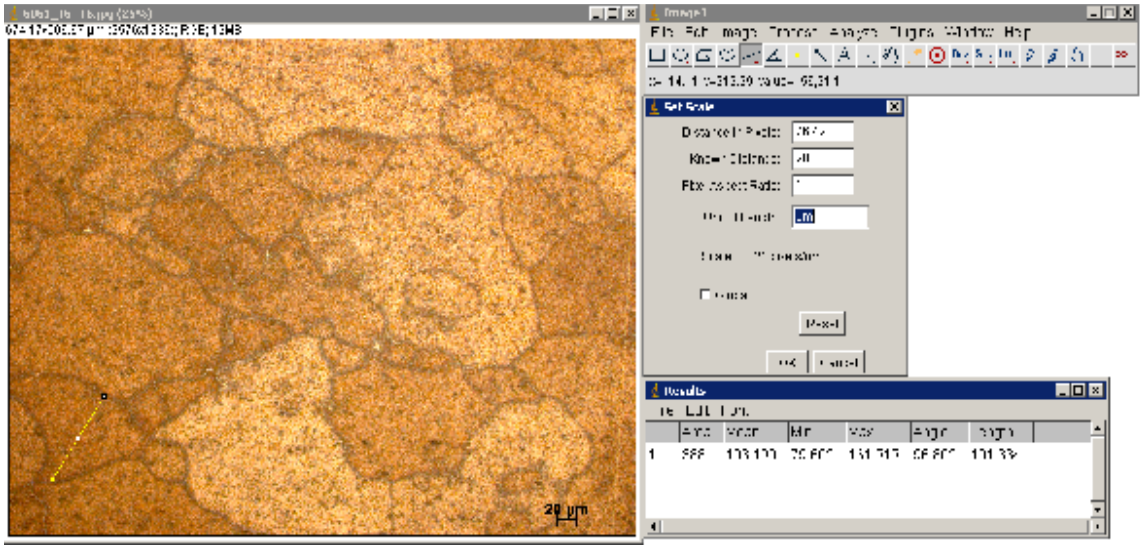


Figura 11: Imagem do programa de análise de imagem "ImageJ".

Não foi possível observar e quantificar o tamanho de grão das amostras da liga 6082, devido à dificuldade no ataque das amostras.

As amostras para microscopia electrónica de transmissão TEM, devem ser transparentes ao feixe de electrões.

A preparação das lâminas finas para TEM (figura 12), de amostras de alumínio (6061-T6 e 6061-T6+T6), iniciou-se com o polimento mecânico numa sequência de lixas até uma granulometria de 1000 mesh de ambos os lados até se atingir uma espessura de 100µm, seguindo-se um acabamento em panos impregnados com pós de diamante de 6 e 1µm. A preparação das lâminas finas termina com o polimento electrolítico final numa solução de 25% de ácido nítrico em metanol, com uma intensidade de corrente de 0,2 Amperes e uma tensão de 10V. O equipamento de polimento electrolítico, representado na figura 13, é uma célula de polimento de lâminas finas por jacto duplo, equipado com uma célula fotoeléctrica para detenção do furo.

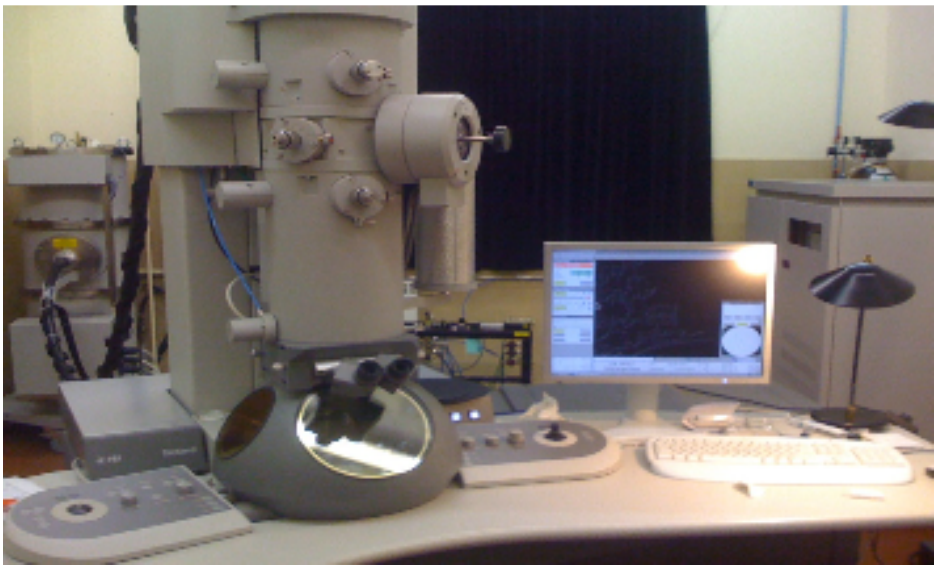


Figura 12: Microscópio electrónico de transmissão (TEM).



Figura 13: Imagem do equipamento utilizado no polimento electrolítico nas amostras para TEM.

3.2. Caracterização mecânica

A caracterização mecânica das ligas em estudo, no estado envelhecido e após pintura, consistiu na determinação da dureza e das propriedades em tracção.

A determinação de dureza foi realizada nas amostras montadas utilizadas para a caracterização estrutural, na secção transversal dos perfis fornecidos. Os ensaios foram

realizados num microdurímetro, com indentador Vickers (pirâmide de diamante), aplicando uma carga de 490 mN durante 15 segundos. Foram realizados três ensaios em cada amostra.

Após os tratamentos térmicos (T6, T66 e T6+T6) efectuados laboratorialmente foram realizados ensaios de dureza, utilizando um macrodurímetro com indentador Brinell de diâmetro 2,5 mm (esfera de aço temperado) e uma carga de 613 Kgf, de forma a satisfazer a relação 0,102F/D2=10, referida ela norma NP106 para os ensaios de dureza Brinell das ligas de alumínio.

Os ensaios de tracção foram realizados numa máquina de tracção universal, com uma célula de carga de 250 KN e com uma velocidade de 10 mm/minuto. Foi utilizado um extensómetro com comprimento de referência de 50 mm.

Os ensaios de tracção foram realizados em três etapas. Numa primeira etapa, os ensaios de tracção forma realizados em barras finas, não maquinadas, retiradas de perfis extrudidos (figura 14) de comprimento total de 190 mm, fornecidas pela RODI, nos estados estruturais referidos na tabela V. Realizaram-se três ensaios para cada estado estrutural.

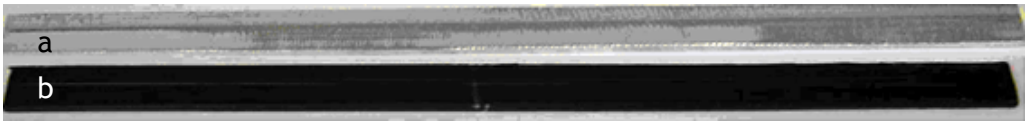
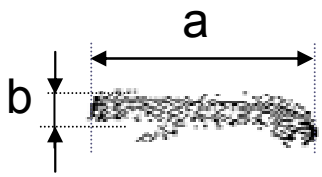


Figura 14 : Imagem das barras extrudidas no estado a) envelhecido e b) após pintura.

Tabela V: Estados estruturais das barras ensaiadas à tracção.

Ligas	Estados
6061	T6 solubilizado e após pintura
6082	T6- solubilizado e após pintura

A irregularidade dimensional das barras, ao longo do seu comprimento e a impossibilidade de maquinar provetes a partir das mesmas, devido à reduzida espessura, não permitiu determinar com rigor a secção transversal. A área foi determinada através do produto da largura pela espessura da zona mais fina da secção, tal como está esquematizado na figura 15. Nesta figura a imagem da secção transversal das barras foi obtida a partir da impressão por decalque. Assim, os valores utilizados na determinação da resistência mecânica são valores aproximados e, em consequência, os resultados são meramente indicativos.



Exemplo do cálculo das áreas das barras:

Área = a x b

Figura 15: Exemplo do cálculo da área da secção transversal das barras da liga 6061 e 6082.

Posteriormente, numa segunda etapa, foram fornecidas novas amostras retiradas de três barras diferentes da liga 6063 nos estados T6 e T6+T6, envelhecidas e após pintura. Foram maquinados provetes com as dimensões representadas na figura 16. Foram ensaiados três provetes para cada estado estrutural.

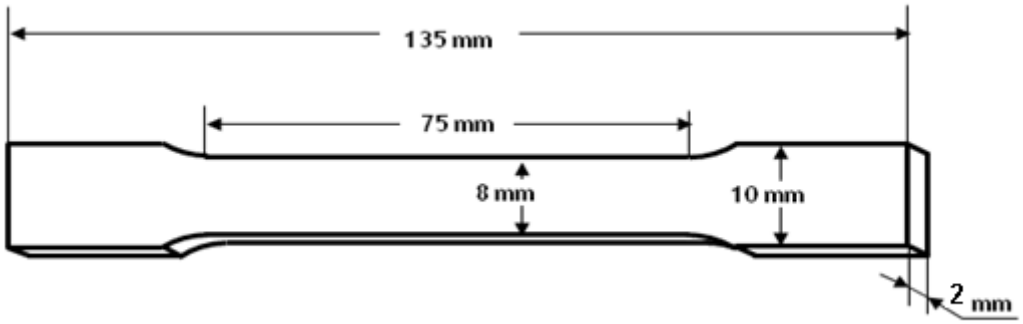


Figura 16: Dimensões dos provetes de tracção da liga 6063.

Na terceira etapa, o material ensaiado foi gentilmente cedido pela EXTRUSAL na forma de perfis com uma espessura superior à dos perfis utilizados pela RODI. Foram fornecidos perfis das ligas 6063-T66 e 6082-T6+T6, indicados na tabela VI. Foram maquinados provetes com dimensões representadas na figura 17.

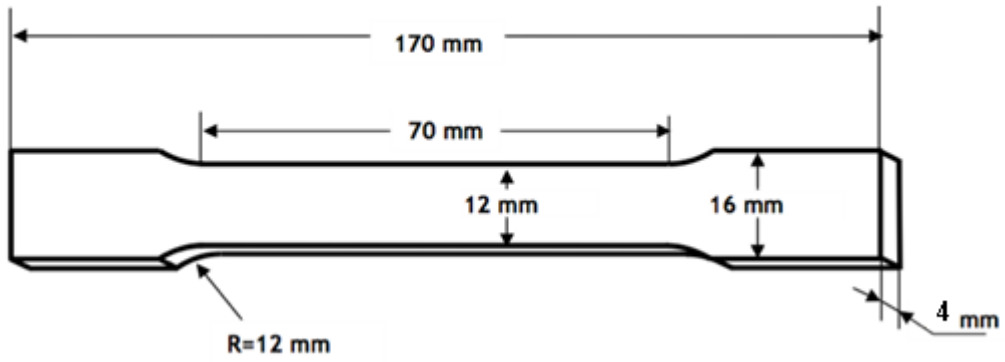


Figura 17: Dimensões dos provetes maquinados dos novos perfis.

Tabela VI: Ligas e estados estruturais dos provetes maquinados.

Ligas	Estados
6063	T66
6082	T6+T6

Uma vez que estas barras não foram fornecidos pela RODI, foi necessário simular o processo de pintura. Para tal, os provetes foram aquecidos a uma temperatura de 210°C durante 30 minutos. Foram ensaiados três provetes da liga 6082-T6+T6 sem pintura e pintados, para a liga 6063-T66 foram ensaiados três provetes sem pintura e dois pintados.

3.3. Tratamentos térmicos de envelhecimento

Foram realizados tratamentos térmicos laboratoriais de solubilização à temperatura de 530°C, com duração de 60 minutos, em amostras das três ligas em estudo (6061, 6063 e 6082).

Após o tratamento de solubilização, as amostras foram arrefecidas rapidamente em água com gelo; em seguida foram transferidas para um congelador à temperatura de -18°C, de modo a evitar o envelhecimento natural. Os tratamentos de envelhecimento artificial foram realizados num banho termoestático de óleo de silicone à temperatura de 175°C durante os tempos referidos na tabela VII. Algumas das amostras envelhecidas artificialmente foram aquecidas à temperatura de 210°C durante 30 minutos para simulação do processo de pintura.

Tabela VII: Descrição dos tratamentos térmicos efectuados laboratorialmente.

Temperatura (°C)	Tempo (horas)	Estados estruturais
175	0,25	
	0,5	
	1	
	2	
	5	T6
	7,5	
	10	T66
Repouso uma semana		
175	1	
	2,5	
	5	T6+T6

3.4. Ensaios de calorimetria diferencial de varrimento

Os ensaios calorimetria diferencial de varrimento, DSC, foram conduzidos sob atmosfera de árgon para evitar a oxidação, em amostras das três ligas de alumínio nos estados recozido (ciclo térmico representado na figura 18), solubilizado, T6, T66 e T6+T6. Os ensaios consistiram em aquecimento das amostras em cadinhos de platina até 600ºCa uma taxa de aquecimento de 10ºC/minuto arrefecimento, à taxa de 10ºC/min. As curvas de DSC foram obtidas tendo em conta uma linha de base que é automaticamente subtraída aos valores obtidos.

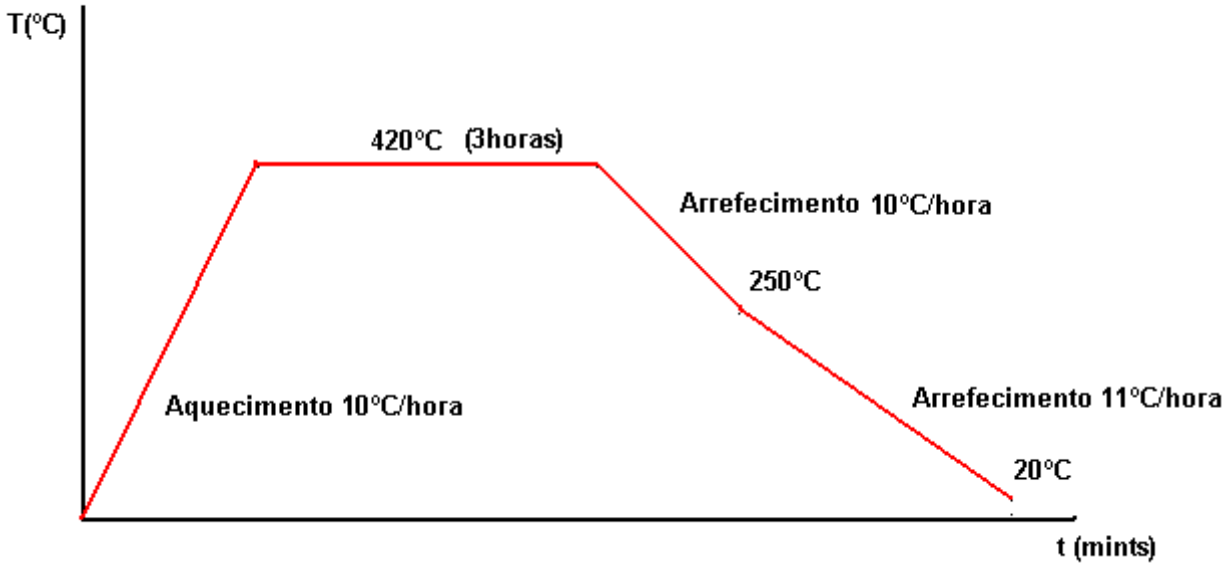


Figura 18: Ciclo térmico do recozimento das ligas de alumínio.

4. Resultados e Discussão

4.1. Caracterização estrutural

A caracterização estrutural das ligas de alumínio é fundamental para conhecer a microestrutura de cada liga e a influência da pintura no tamanho de grão. Das ligas em estudo apenas foi possível observar a microestrutura das ligas 6061 e 6063. Nas figuras 19 e 20 é possível observar a microestrutura para a liga 6061 no estado T6 e T6+T6, antes e depois da pintura. Não é possível observar diferenças significativas entre as amostras sem pintura e pintadas. Observam-se precipitados na matriz de alumínio (pontos escuros), estes precipitados encontram-se em maior concentração nas fronteiras de grão. Segundo a bibliografia os precipitados podem ser Mg_2Si ou outras fases tais como AlFeSi [14].

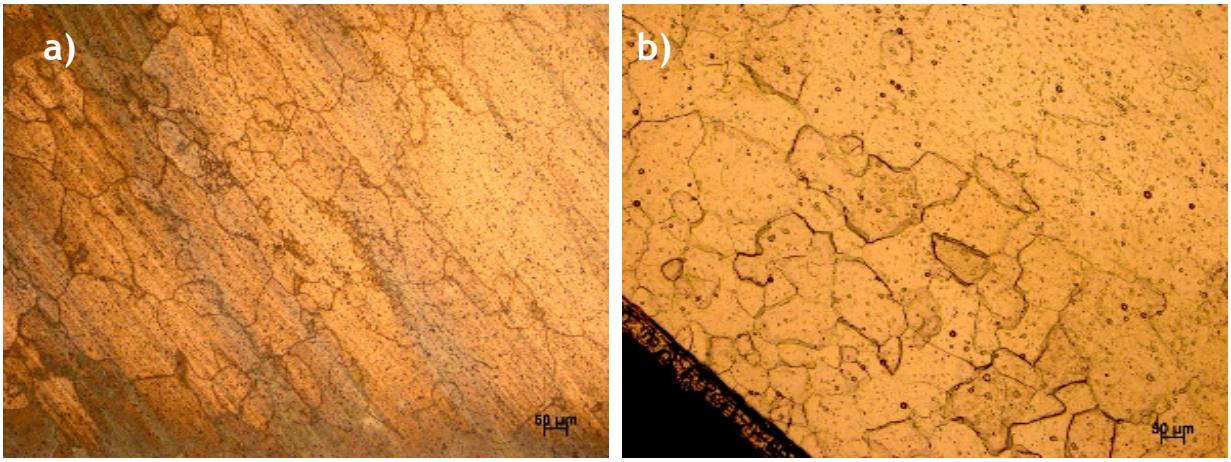


Figura 19: Microestruturas da liga 6061 com tratamento T6: a) amostra sem pintura e b) amostra com pintura.

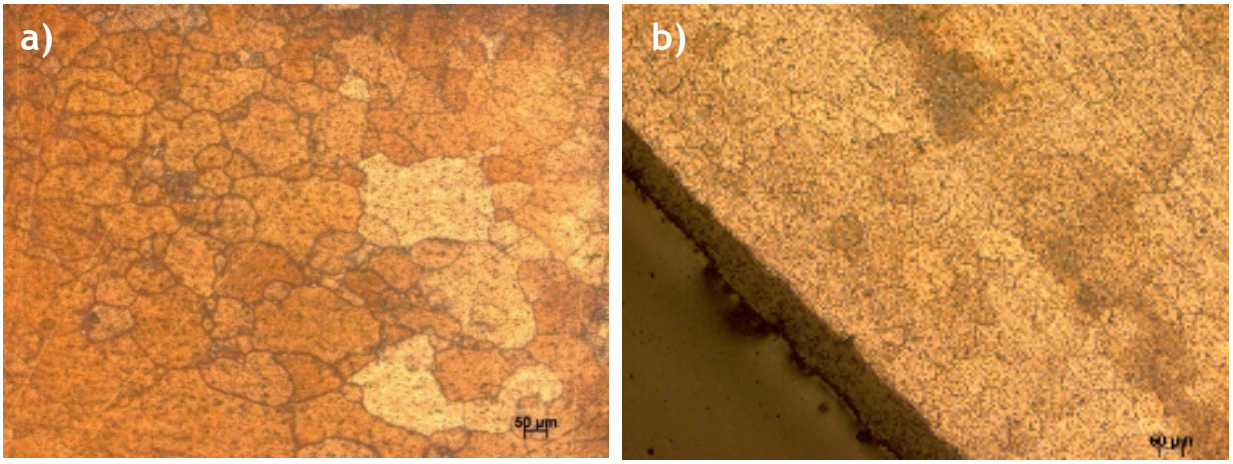


Figura 20: Microestruturas da liga 6061 com tratamento T6+T6: a) amostra sem pintura e b) amostra com pintura

Na figura 21 é possível observar as distribuições de tamanho de grão da liga 6061. Em cada gráfico está representado o histograma do tamanho de grão, a média, o desvio padrão e o número de grãos medidos. Com estas distribuições verifica-se que as amostras apresentam uma grande variação de tamanhos de grão desde os 10 μm até aos 380 μm. Esta variação é mais acentuada para as amostras sem pintura.

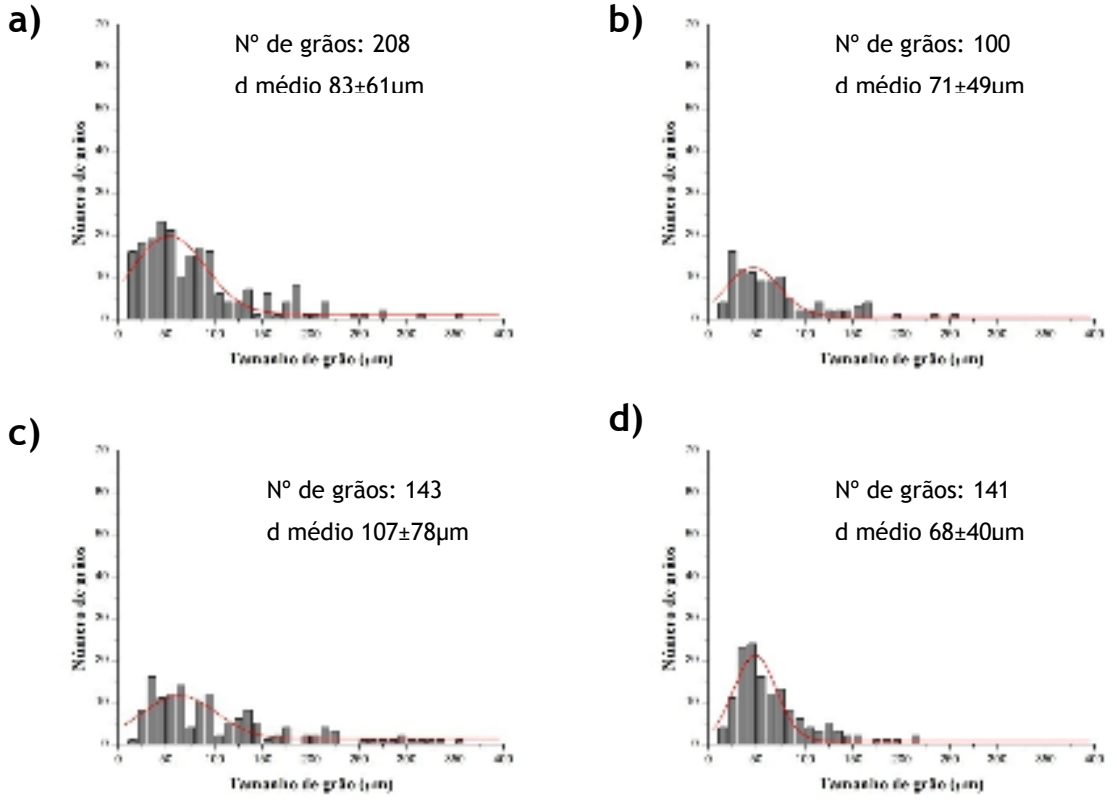


Figura 21: Distribuição do tamanho de grão para a liga 6061: a) com o tratamento T6; b) com o tratamento T6 e pintadas; c) com o tratamento T6+T6; d) com o tratamento T6+T6 e pintadas.

A evolução do tamanho médio de grão da liga 6061 pode observar-se na figura 22.

Este gráfico mostra que a repetição do tratamento T6 aumenta o tamanho de grão de 83 para 107μm. Uma vez que, com a repetição do tratamento T6, estamos a aumentar o tempo de envelhecimento de 5 horas para 10 horas e que segundo a bibliografia, a formação dos precipitados Mg_2Si deveria evitar o crescimento excessivo do grão, o ligeiro aumento do tamanho não deveria ter ocorrido [10]. Por outro lado, a pintura diminui o tamanho de grão de 83 para 71μm no caso do estado T6 e de 107 para 68 μm no estado T6+T6, o que contraria o esperado. Estas variações têm de ser encaradas com cuidado pois o desvio padrão é bastante elevado e o número de grãos medidos é reduzido.

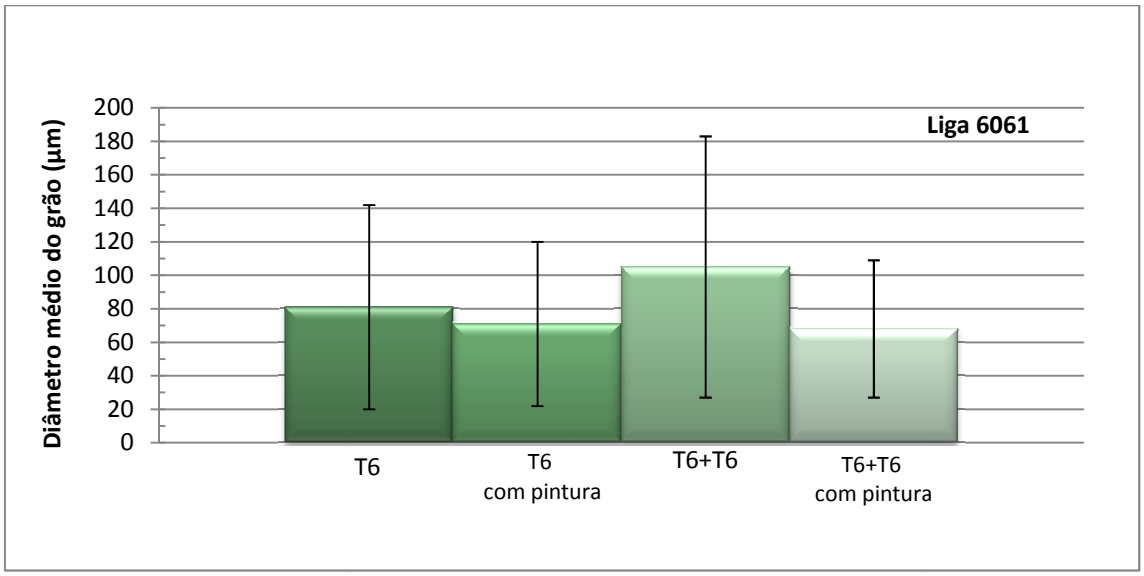


Figura 22: Evolução do tamanho de grão médio para diferentes tratamentos térmicos e com e sem pintura na liga 6061.

Nas figuras 23, 24 e 25 estão apresentadas as microestruturas para a liga 6063 com diferentes tratamentos térmicos, antes e após a operação da pintura. Para esta liga também não se observam diferenças significativas na microestrutura das amostras com e sem pintura para os diferentes tratamentos térmicos. É também possível observar, tal como na liga 6061, uma maior concentração de precipitados nas das fronteiras de grão.

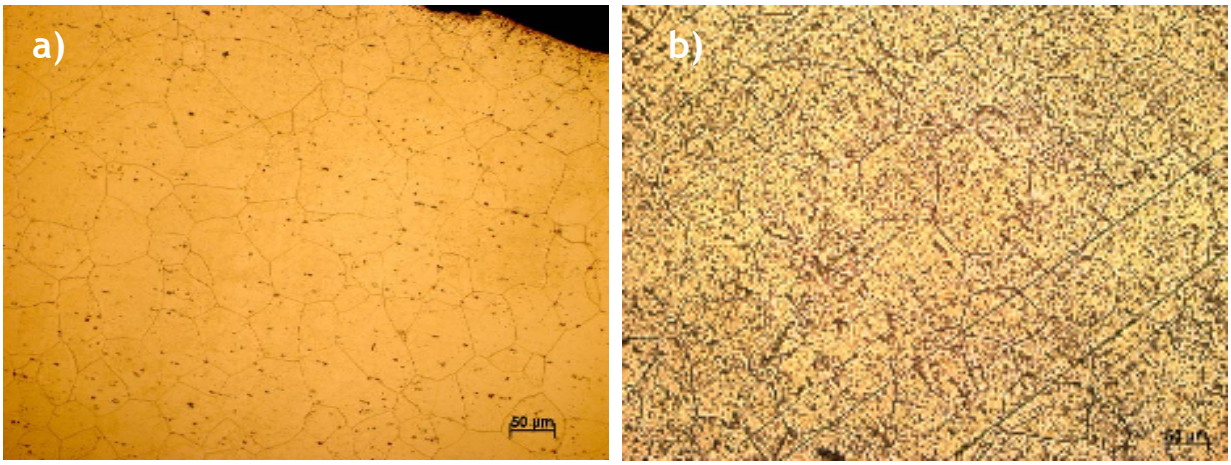


Figura 23: Microestruturas da liga 6063 com tratamento T6: a) amostra sem pintura e b) amostra com pintura.

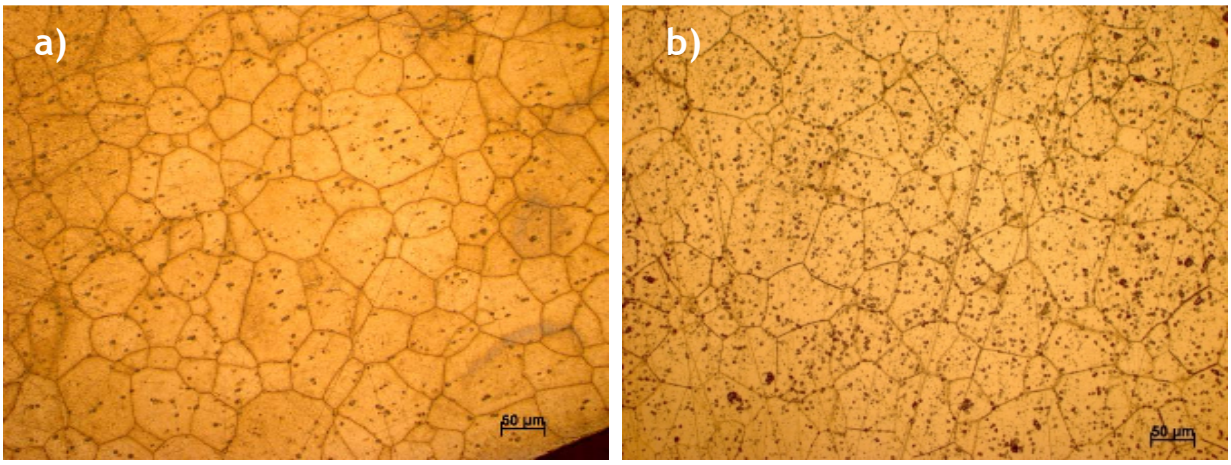


Figura 24: Microestruturas da liga 6063 com tratamento T6+T6: a) amostra sem pintura e b) amostra com pintura.

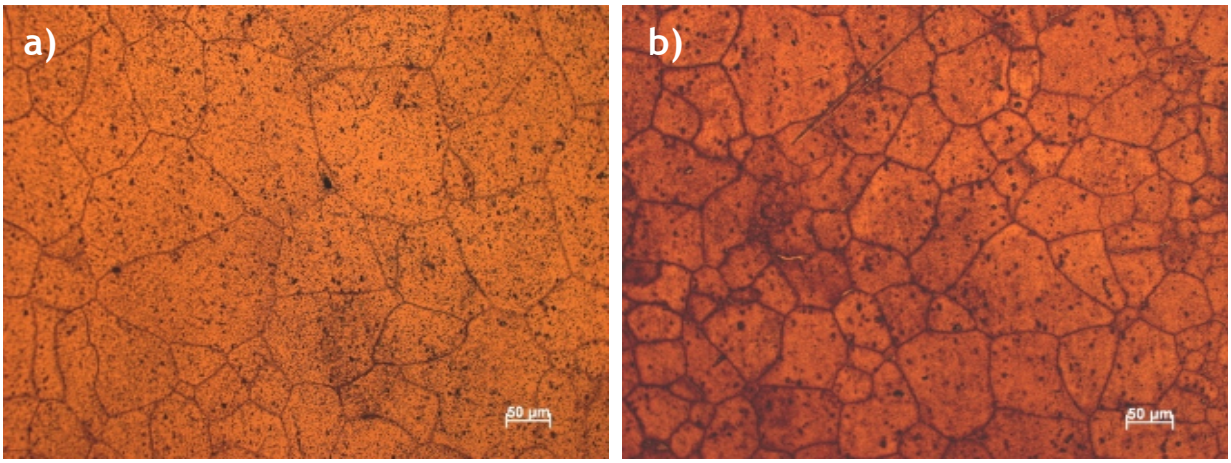


Figura 25: Microestruturas da liga 6063 com tratamento T66: a) amostra sem pintura e b) amostra com pintura.

Nos gráficos da figura 26 é possível observar as distribuições de tamanho de grão para esta liga. Nesta distribuição verifica-se que esta liga não apresenta uma variação de tamanhos de grão tão grande como a da liga 6061. Pode-se observar que as amostras apresentam um valor médio de tamanho de grão de aproximadamente 50 µm, com a excepção do estado T66 que apresenta um tamanho médio de grão de 73 µm sem pintura e de 22 µm após a pintura.

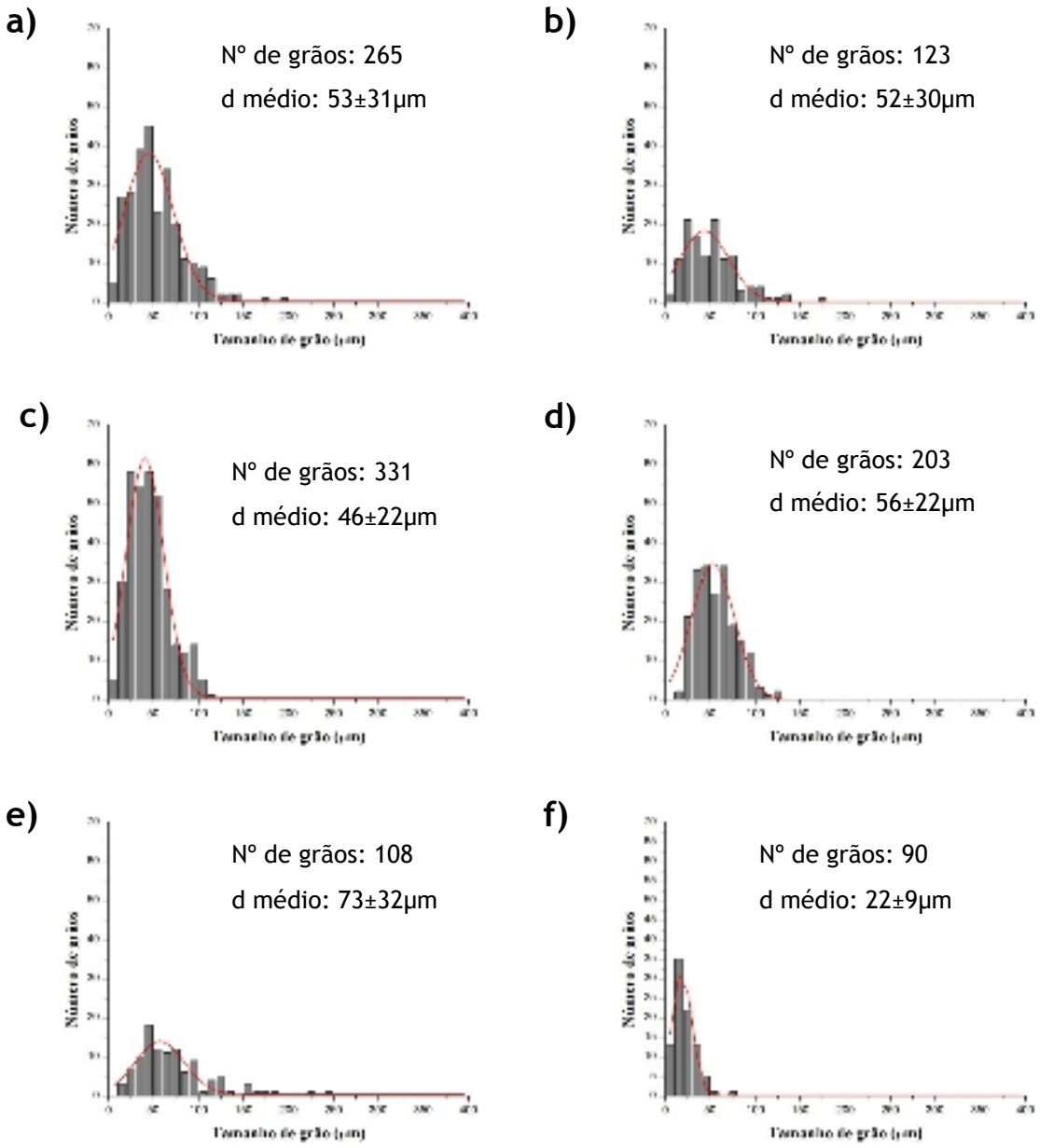


Figura 26: Distribuição do tamanho de grão para a liga 6063: a) com o tratamento T6; b) com o tratamento T6 pintada; c) com o tratamento T6+T6 d) com o tratamento T6+T6 pintada; e) com tratamento T66; f) com tratamento T66 pintada.

A evolução do tamanho médio de grão para esta liga, para diferentes tratamentos térmicos, com e sem pintura pode-se observar no gráfico da figura 27. Pode-se observar que as amostras pintadas apresentam um tamanho de grão menor, tal como no caso da liga 6061, excepto para a liga no estado T6+T6. No entanto, e tal como foi referido, os tamanhos de grão são todos muito semelhantes e o desvio padrão é bastante elevado pelo que estes resultados devem ser considerados com algum cuidado.

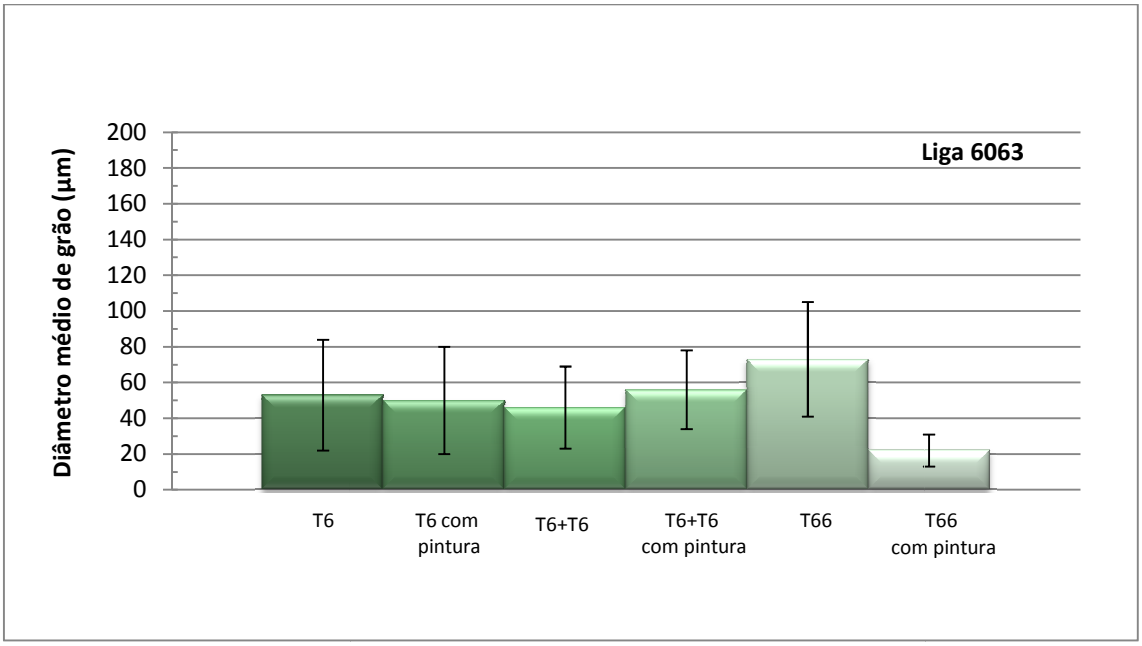


Figura 27: Evolução do tamanho médio de grão da liga 6063 para diferentes tratamentos térmicos, com e sem pintura.

Não foi possível quantificar o tamanho de grão da liga 6082 em nenhum dos estados estruturais, devido à dificuldade em executar o ataque químico a esta liga.

Observa-se que a liga 6061 apresenta tamanho médio de grão mais elevado. Em ambas as ligas o tamanho de grão diminui das amostras naturais comparativamente com as amostras pintadas, com a excepção da liga 6063 no estado T6+T6, no entanto o aumento de tamanho de grão que se verifica nesta liga não é muito elevado.

Na liga 6063, a variação de tamanho de grão é menor do que na liga 6061, apresentando o tamanho de grão mais elevado no tratamento T66 natural que apenas foi analisado nesta liga.

Estes resultados não permitem detectar uma influência clara da operação de pintura no tamanho de grão, para as ligas 6061 e 6063.

4.2. Caracterização mecânica

4.2.1. Ensaios de durezas

Nas figuras 28, 29 e 30 podem observar-se os valores obtidos para a dureza das três ligas. O valor de dureza das três ligas com diferentes estados estruturais é muito semelhante, a variação determinada é por vezes inferior à variação na mesma amostra. Por exemplo para o estado T6 a variação da dureza média entra ligas é de 32 HV0,5, entre

amostras da mesma liga e estado medem-se diferenças de 17 HV0,5. Para as ligas 6061 e 6082 verifica-se uma diminuição de dureza com a pintura. A dureza na liga 6063 não sofre a mesma evolução das outras ligas no estado T6 e T6+T6, a dureza aumenta com a pintura de 88 para 93 HV0,5 (T6) e de 93 para 94 HV0,5 (T6+T6).

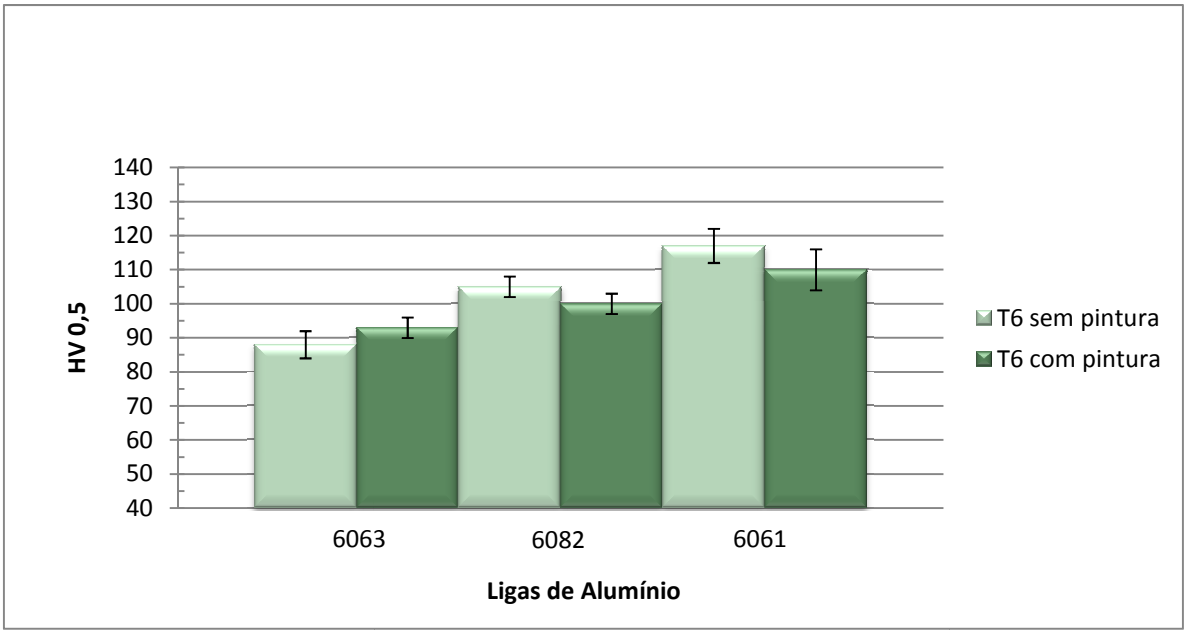


Figura 28: Evolução da microdureza Vickers com a pintura nas ligas no estado T6.

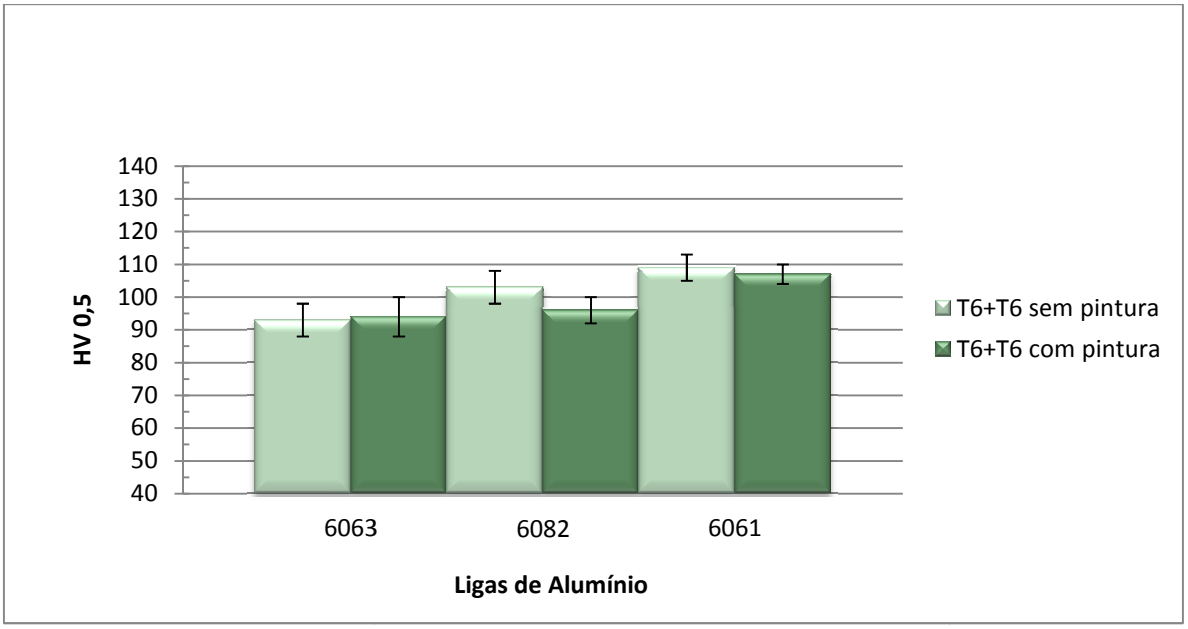


Figura 29: Evolução da microdureza Vickers com a pintura das ligas no estado T6+T6.

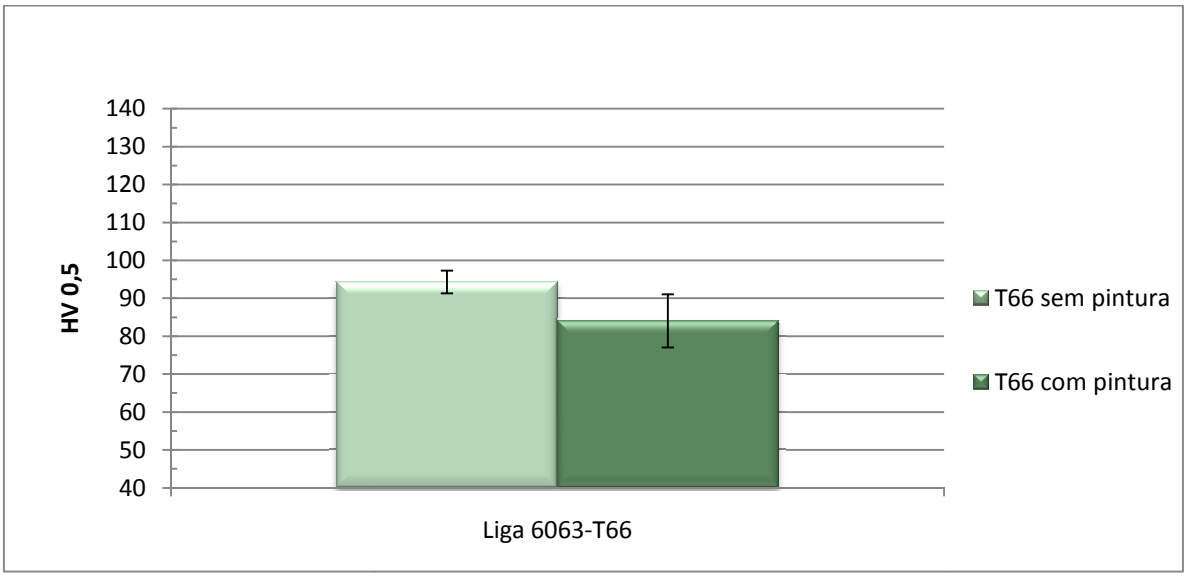


Figura 30: Evolução da microdureza Vickers com a pintura na liga 6063 no estado T66.

Através da análise das microdurezas Vickers observa-se que a liga que apresenta uma dureza mais elevada é a liga 6061, seguindo-se a liga 6082 e 6063 independentemente do estado estrutural. A repetição do tratamento de envelhecimento (T6+T6) apenas apresenta um pequeno aumento de cerca de 2% na liga 6082, na liga 6063 e 6061 verifica-se uma diminuição de dureza de 5,4% e 6,9% respectivamente. O tratamento T66 foi apenas caracterizado para a liga 6063.

4.2.2. Ensaios de tracção

A resistência mecânica das ligas foi determinada através dos ensaios de tracção realizados a 6 barras das ligas 6061 e 6082 no estado T6 com e sem pintura. Os resultados destes ensaios podem observar-se nas figuras 31 e 32.

Observa-se uma diminuição da resistência mecânica nas amostras que foram sujeitas a pintura relativamente às naturais em concordância com os resultados dos ensaios de dureza. Para a liga 6061-T6, os valores de Rm e de Rp0,2 diminuem 25% e 23%, respectivamente, como se pode ver na figura 31. Para a liga 6082-T6 (figura 32) também se observa uma diminuição, de 16% para o Rm e 14% para Rp0,2. Em termos de extensão após rotura, as ligas no estado T6 não apresentam variações com a pintura, na liga 6082 verifica-se uma pequena diminuição com a pintura.

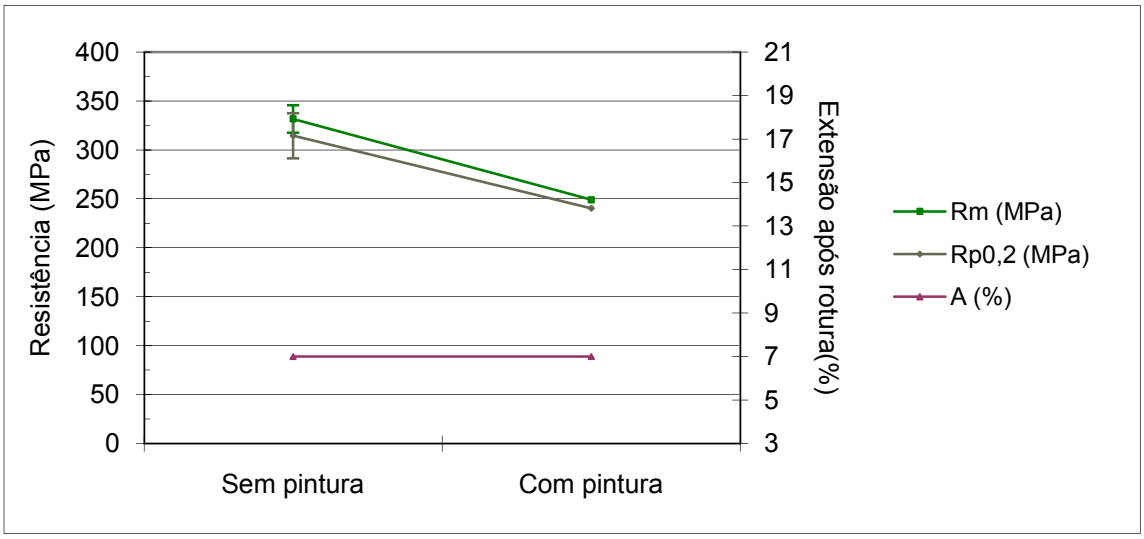


Figura 31: Evolução das propriedades mecânicas da liga 6061 com a pintura, determinada em barras no estado T6.

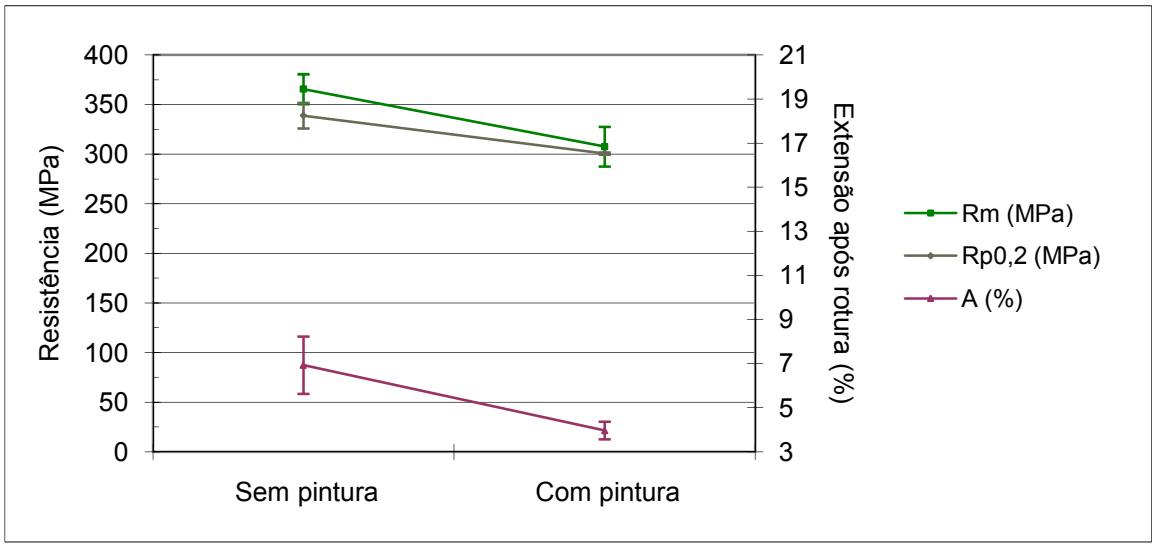


Figura 32: Evolução das propriedades mecânicas da liga 6082 com a pintura, determinada em barras no estado T6.

A liga 6063, no estado T6 e T6+T6, foi fornecida sob a forma de perfil, a partir do qual foram maquinados provetes de fina espessura. Os resultados referentes a estes ensaios estão representados nas figuras 33 e 34. Para esta liga a pintura provocou um ligeiro aumento da resistência mecânica da liga no estado T6, de 6% no valor do Rm e 10,5% no Rp0,2. Para o estado T6+T6 a resistência mantém-se constante. Para ambos os tratamentos ocorre uma diminuição da extensão após rotura com a pintura. Estes resultados também estão em concordância com os resultados dos ensaios de dureza, confirmando que a liga 6063 tem uma resposta diferente ao tratamento de cozimento da pintura.

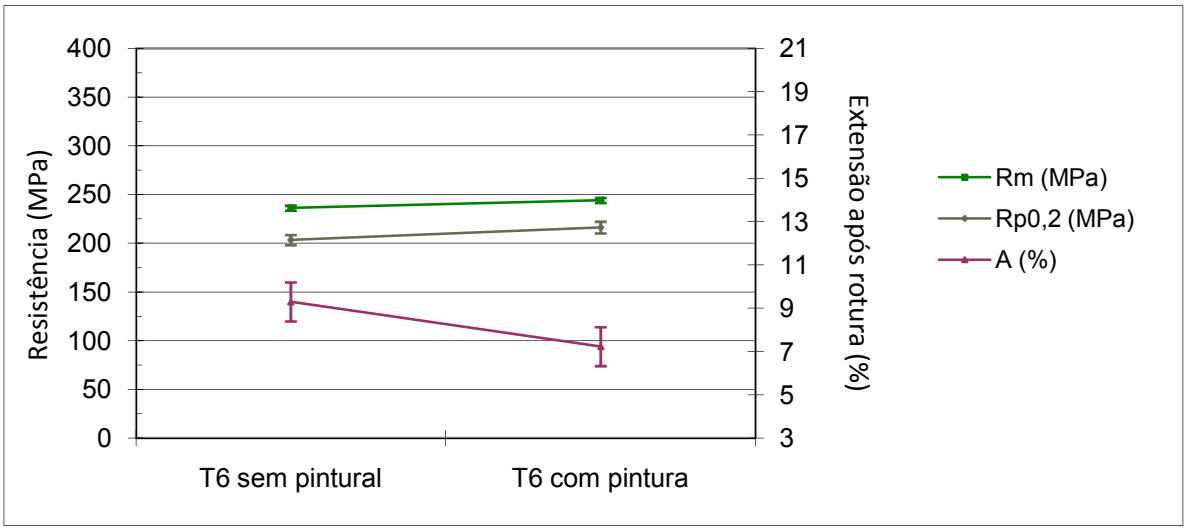


Figura 33: Evolução das propriedades mecânicas da liga 6063 com a pintura, determinada em provetes maquinados no estado T6.

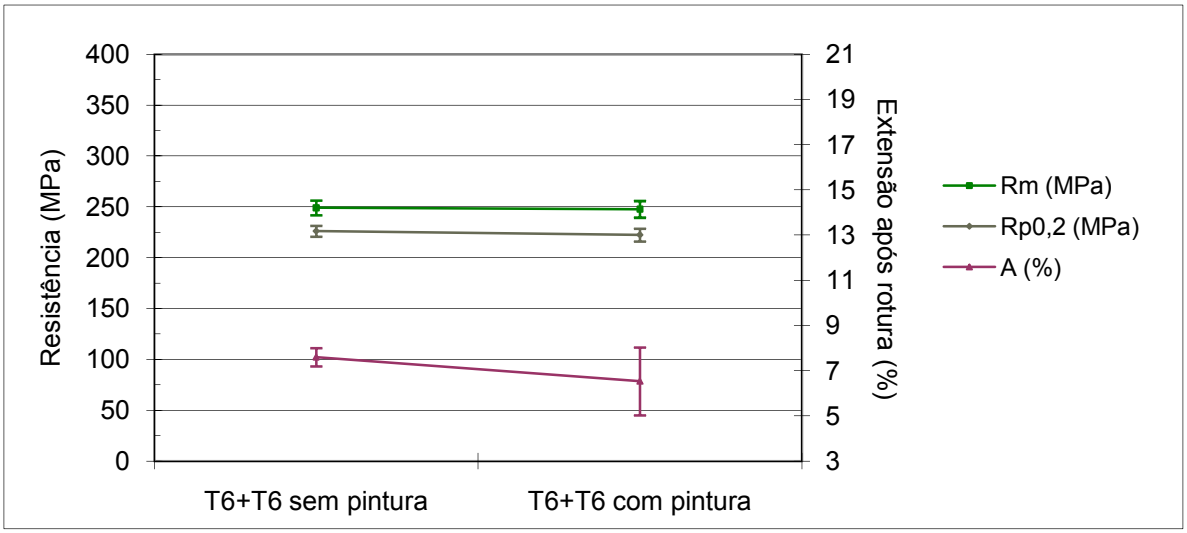


Figura 34: Evolução das propriedades mecânicas da liga 6063 com a pintura, determinada em provetes maquinados no estado T6+T6.

Os gráficos da figura 35 e 36 mostram a evolução da resistência e da extensão após rotura com o aumento do tempo de envelhecimento (T6 e T6+T6) para a liga 6063; a repetição do tratamento T6 provoca um pequeno aumento da resistência e uma diminuição da extensão após rotura.

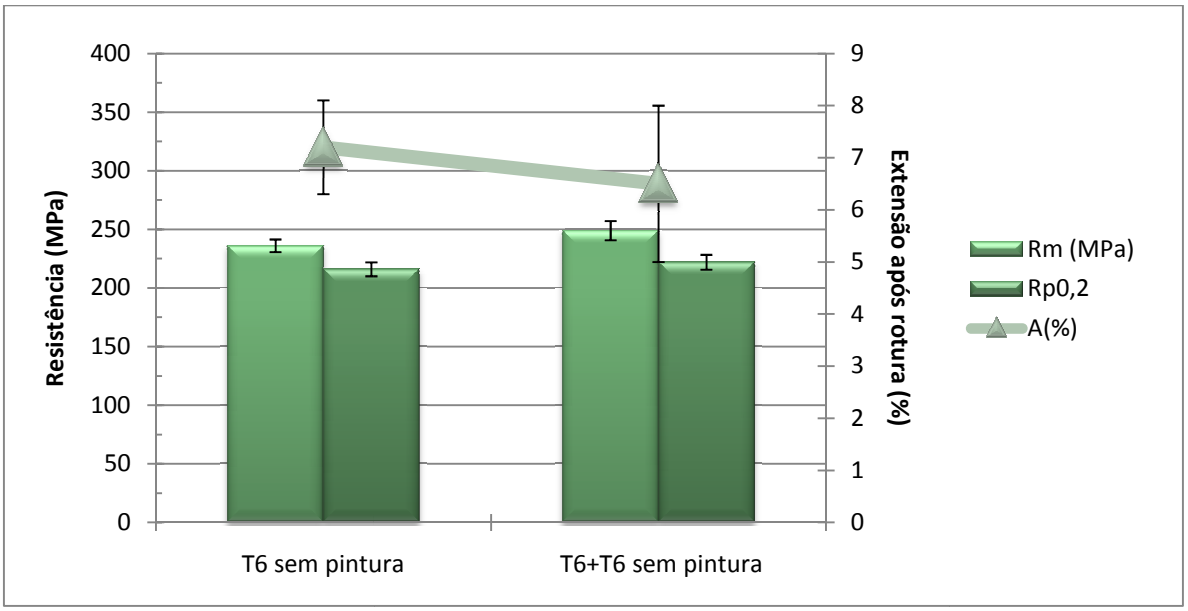


Figura 35: Evolução das propriedades mecânicas na liga 6063 com repetição do tratamento de envelhecimento (estados T6 e T6+T6), sem pintura.

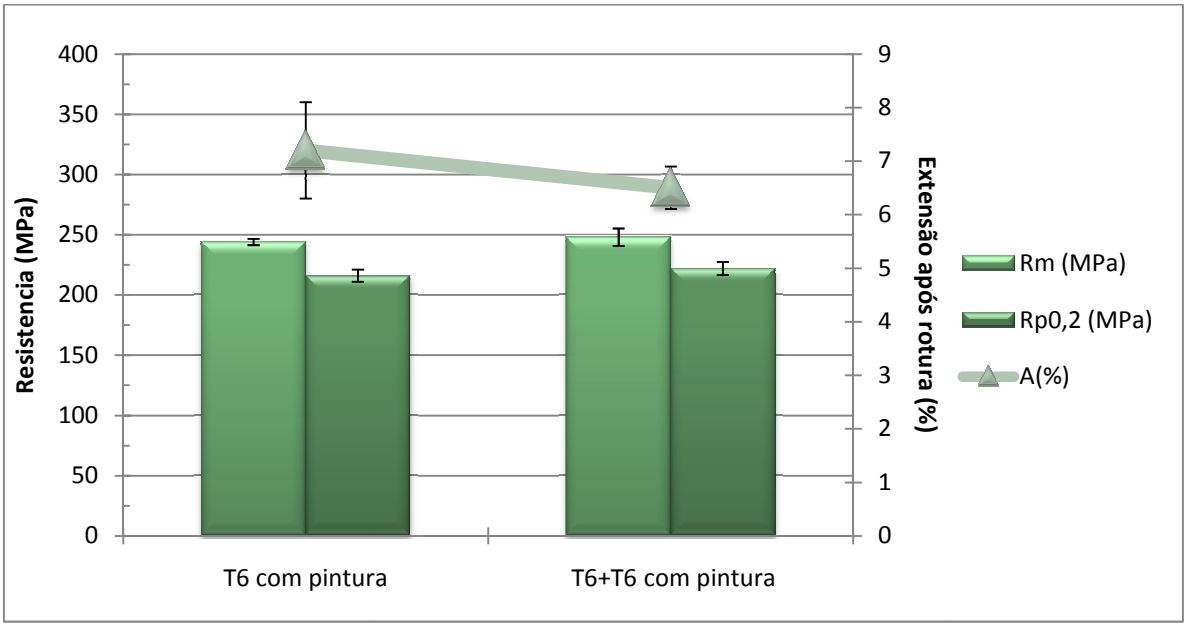


Figura 36: Evolução das propriedades mecânicas da liga 6063 com repetição do tratamento de envelhecimento (estados T6 e T6+T6) com pintura.

Nas figuras 37 e 38 estão representados os resultados dos ensaios de tracção da liga 6063-T66 e 6082-T6, realizados em provetes maquinados com dimensões superiores aos realizados anteriormente.

Nos resultados referentes aos ensaios realizados em provetes da liga 6063 com tratamento T66 (figura 37) observa-se que a pintura provocou uma ligeira diminuição da resistência mecânica, de 9,1% no valor do Rm e 5,5% no Rp0,2 mais uma vez em concordância com os resultados dos ensaios de dureza. No que diz respeito à extensão após rotura, verifica-se que os valores são baixos cerca de 6%, e que a pintura provoca uma diminuição.

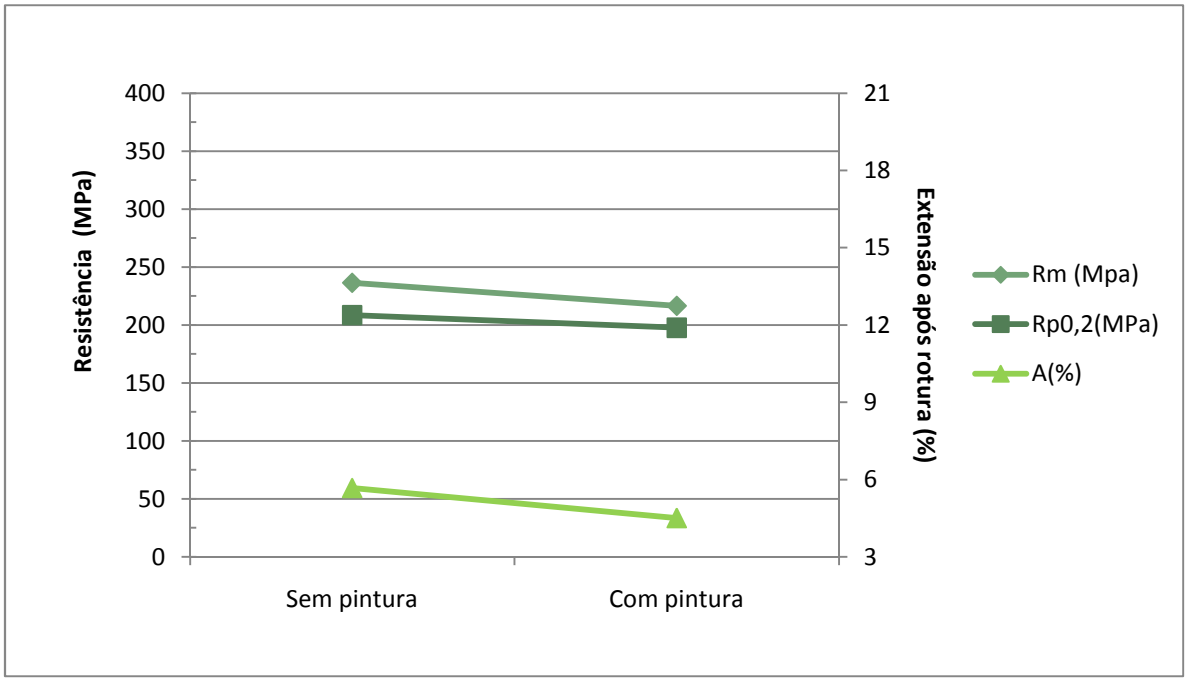


Figura 37: Evolução das propriedades mecânicas na liga 6063-T66 com a operação de pintura.

Na figura 38, estão representados os resultados referentes aos ensaios realizados em provetes da liga 6082 com tratamento T6. Observa-se uma diminuição da resistência mecânica da liga 6062-T6 de 24,8% no valor do Rm e 19,2% no Rp0,2 com a pintura. No que diz respeito à extensão após rotura verifica-se que apresentam valores um pouco baixos, cerca de 5%, no entanto não se verifica uma variação significativa entre a amostra natural comparativamente à pintada.

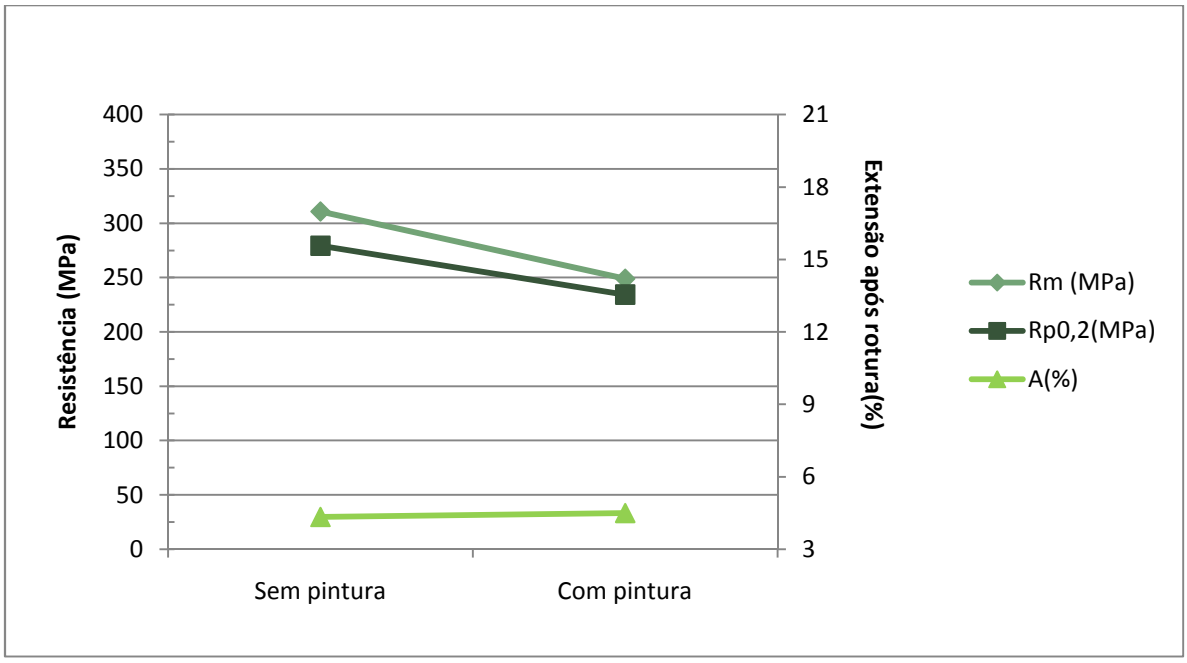


Figura 38: Evolução das propriedades mecânicas na liga 6082-T6 com a operação de pintura.

Os ensaios de tracção realizados sobre as barras conduziram a valores das propriedades mecânicas superiores aos valores consultados na bibliografia e aos determinados nos ensaios de provetes. Os ensaios realizados em provetes apresentam valores mais próximos e concordantes com os valores bibliográficos [15]. A disparidade dos resultados dos ensaios das barras é, certamente, resultado da falta de rigor na medição da área da secção transversal.

Através dos ensaios de tracção, verifica-se uma diminuição das propriedades mecânicas das ligas 6061 e 6082, nomeadamente no valor de Rm e do Rp0,2, nas amostras que foram sujeitas ao processo de pintura. A diminuição das propriedades mecânicas mais acentuada verifica-se na liga 6061-T6 onde a resistência mecânica diminui cerca de 25 % nas amostras pintadas.

A resistência da liga 6063 tem uma evolução diferente com a operação de pintura. A resistência aumenta com a pintura para o estado T6 e T6+T6 enquanto para o estado T66 diminui.

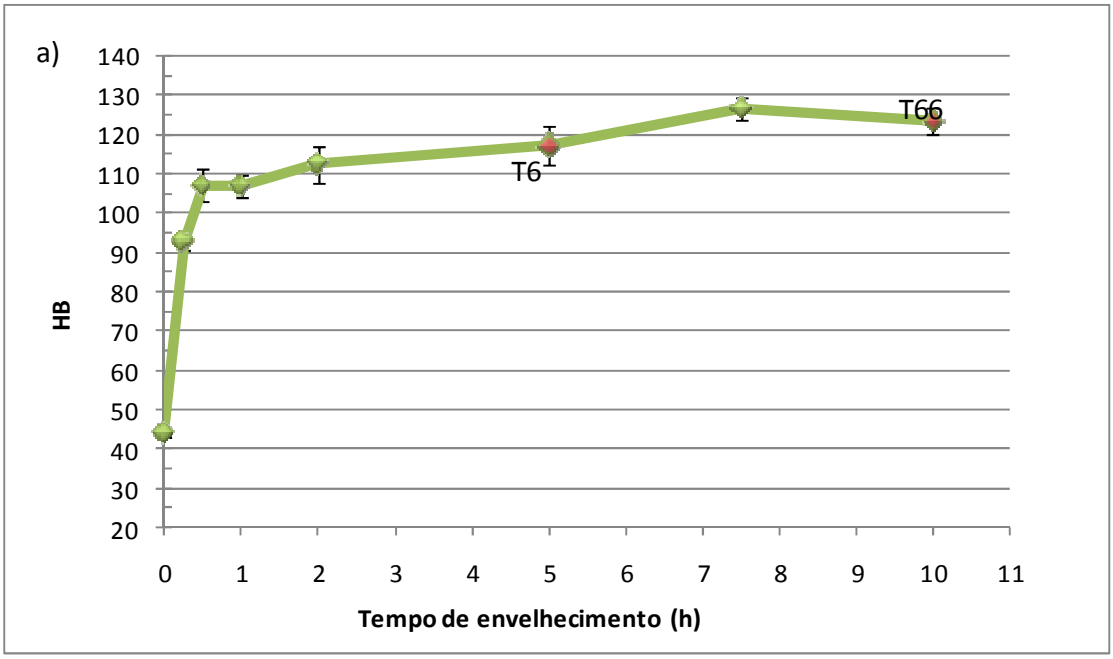
4.2.3. Tratamentos térmicos de envelhecimento

Na figura 39, estão representadas as curvas de envelhecimento a 175ºC (dureza Brinell em função do tempo de envelhecimento) da liga 6061. Os envelhecimentos foram conduzidos após solubilização (figura 39.a) a 175ºC, Durante tempos crescentes.

Para tempos curtos de envelhecimento verifica-se uma subida acentuada dos valores de dureza, após 30 minutos a dureza aumenta aumento 58,5% relativamente à amostra solubilizada, que apresenta uma dureza de 44,4HB. Após 5 horas de envelhecimento, o valor de dureza medido foi de 118HB, a que corresponde o estado T6, valor este que se encontra dentro da gama de valores pesquisada na bibliografia [2,15]. O pico máximo de dureza observa-se para as 7,5 horas de tratamento com um valor de 127 HB. Com o prolongamento do tratamento até 10 horas, correspondente ao estado T66, verifica-se uma diminuição de dureza para 123HB.

As amostras no estado T6 (5 horas a 175ºC) foram submetidas a um novo envelhecimento à mesma temperatura, após um período de repouso de uma semana.

Durante este tratamento térmico, não se observa uma variação significativa da dureza como tempo de envelhecimento. Após 5 horas de envelhecimento, correspondente ao estado T6+T6, a dureza atinge valores de 118HB (mesmo valor da amostra no estado T6).



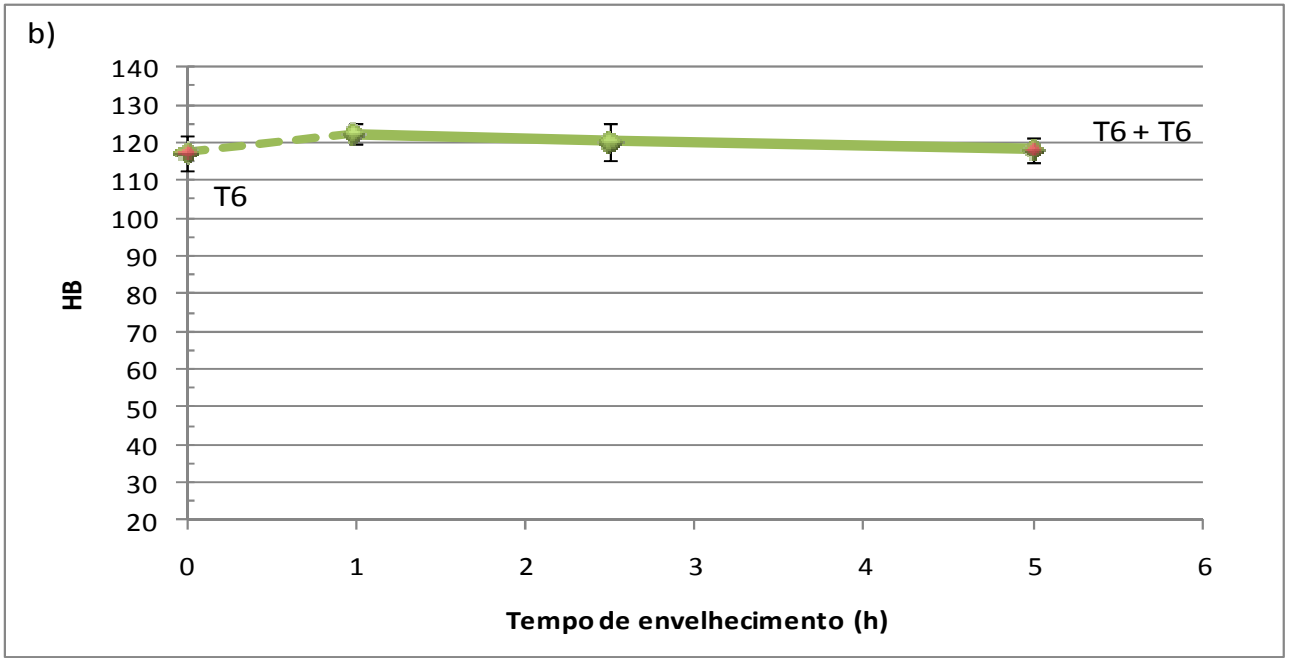


Figura 39: Curvas de envelhecimento a 175ºC para a liga 6061: a) tempos de envelhecimento até 10 horas; b) envelhecimento a 175ºC após pré-envelhecimento de 5 horas a 175ºC e um período de repouso de uma semana.

Para a liga 6063, a evolução da curva de envelhecimento não é igual à da liga 6061 como se pode verificar na figura 40. Inicialmente, a evolução não é tão acentuada como na liga 6061, para tempos curtos de envelhecimento após solubilização a liga apresenta uma dureza de 34,3HB.

Após 5 horas de tratamento (estado T6) a dureza é de 83 HB, que se encontra dentro da gama de valores da bibliografia (73-89 HB) [2,15].

O prolongamento do tempo de envelhecimento até 10 horas, correspondente ao estado T66, não conduz a aumento significativo do valor de dureza (88HB).

Após o tratamento T6, e da interrupção de uma semana, verifica-se que a dureza se mantém relativamente constante com o tempo de envelhecimento. Para o tratamento T6+T6 é possível observar-se um aumento de 1,4 % de dureza relativamente ao tratamento T6, mas uma diminuição de 4,4 % comparativamente ao tratamento de 10 horas contínuas.

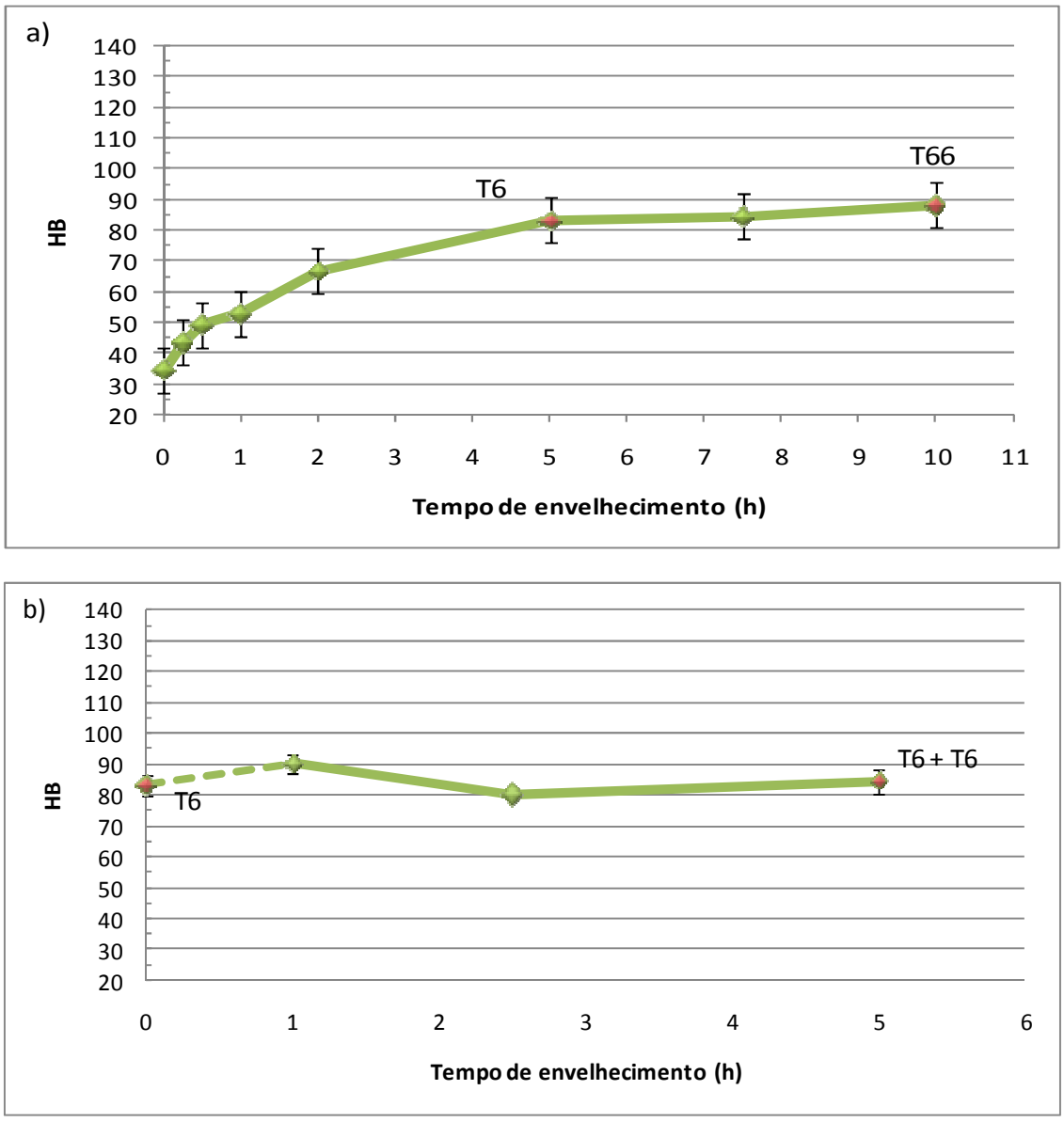


Figura 40: Curvas de envelhecimento a 175°C para a liga 6063: a) tempos de envelhecimento até 10 horas; b) envelhecimento a 175°C após pré-envelhecimento de 5 horas a 175°C e um período de repouso de uma semana.

Na figura 41 observa-se a curva de envelhecimento da liga 6082, que após solubilização apresenta uma dureza de 44,4HB. Esta liga apresenta um comportamento idêntico ao da liga 6061 no que diz respeito ao elevado aumento da dureza durante os primeiros minutos de envelhecimento, ao fim de 30 minutos a dureza aumenta para 97HB. Para o tratamento T6, a dureza (109HB) obtida também se encontra dentro dos valores pesquisados na bibliografia [2,15].

Com o prolongamento do tempo de envelhecimento até 10 horas, estado T66, a dureza mantém-se aproximadamente, 112HB.

O envelhecimento das amostras no estado T6, após um período de repouso de uma semana, não altera o valor de dureza, 108HB para o estado T6+T6.

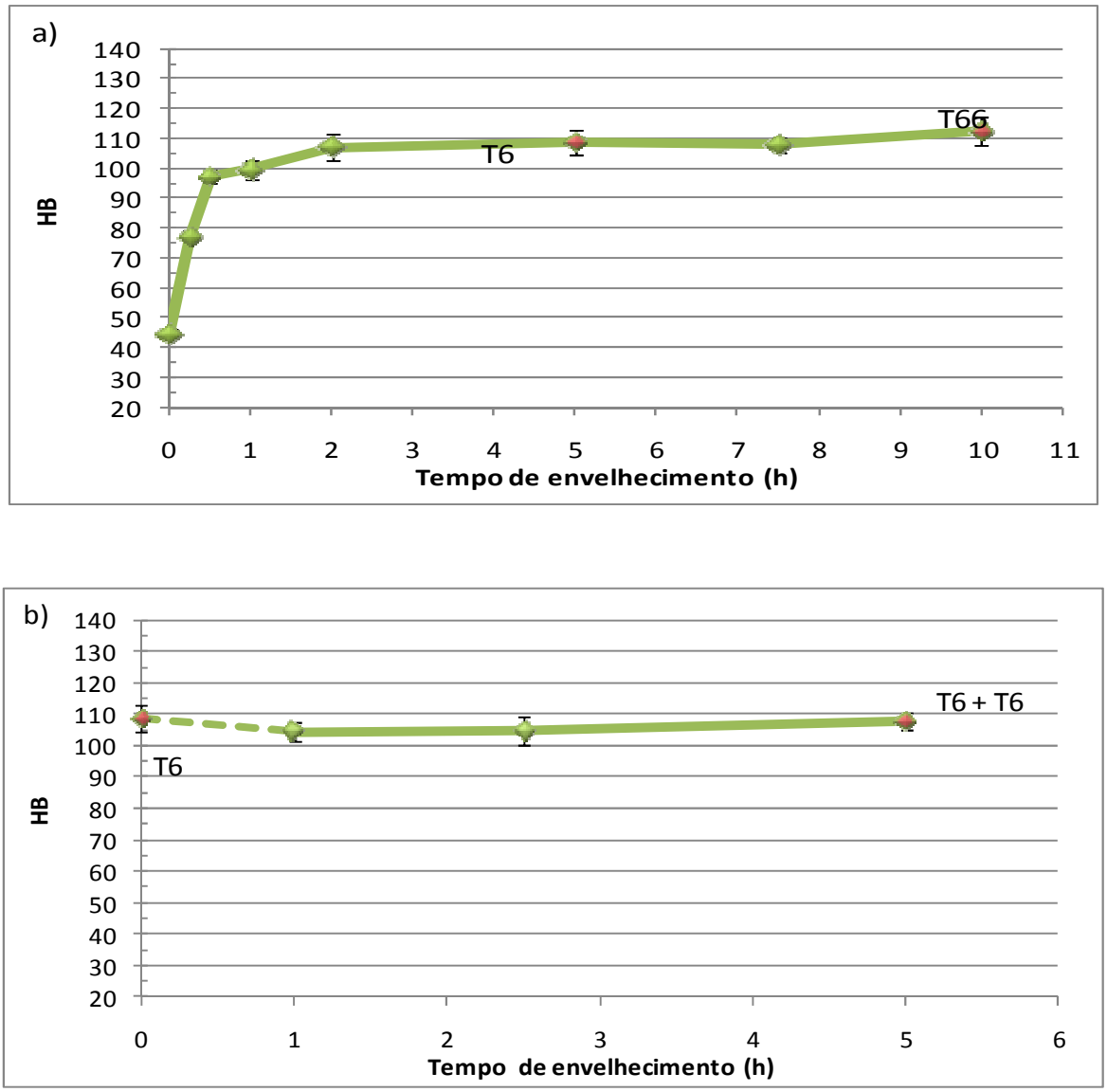


Figura 41: Curvas de envelhecimento a 175°C para a liga 6082: a) tempos de envelhecimento até 10 horas; b) envelhecimento a 175°C após pré-envelhecimento de 5 horas a 175°C e um período de repouso de uma semana.

As curvas de envelhecimento determinadas em laboratório permitem constatar diferentes comportamentos nas ligas estudadas.

A dureza aumenta significativamente no inicio do envelhecimento devido à rápida formação de zonas GP. Com o prolongamento do envelhecimento a velocidade de

endurecimento diminui, o ponto máximo é atingido ao fim de 7,5 horas na liga 6061, após repouso de uma semana e uma hora de envelhecimento na liga 6063 e ao fim de 10 horas na liga 6082, atingindo valores de 127, 90 e 108HB respectivamente. O pico máximo de dureza corresponde à resistência mecânica mais elevada estando normalmente associada à formação das zonas GP-II (precipitado β'') [1, 2, 3,].

A evolução da dureza da liga 6061 com o tratamento de pintura está representada na figura 42, pode-se verificar que a operação de pintura conduz a uma diminuição de dureza para qualquer dos estados estruturais testados. A maior redução de dureza é observada para o tratamento T66, a dureza diminui de 123 HB para 110HB com o tratamento de pintura.

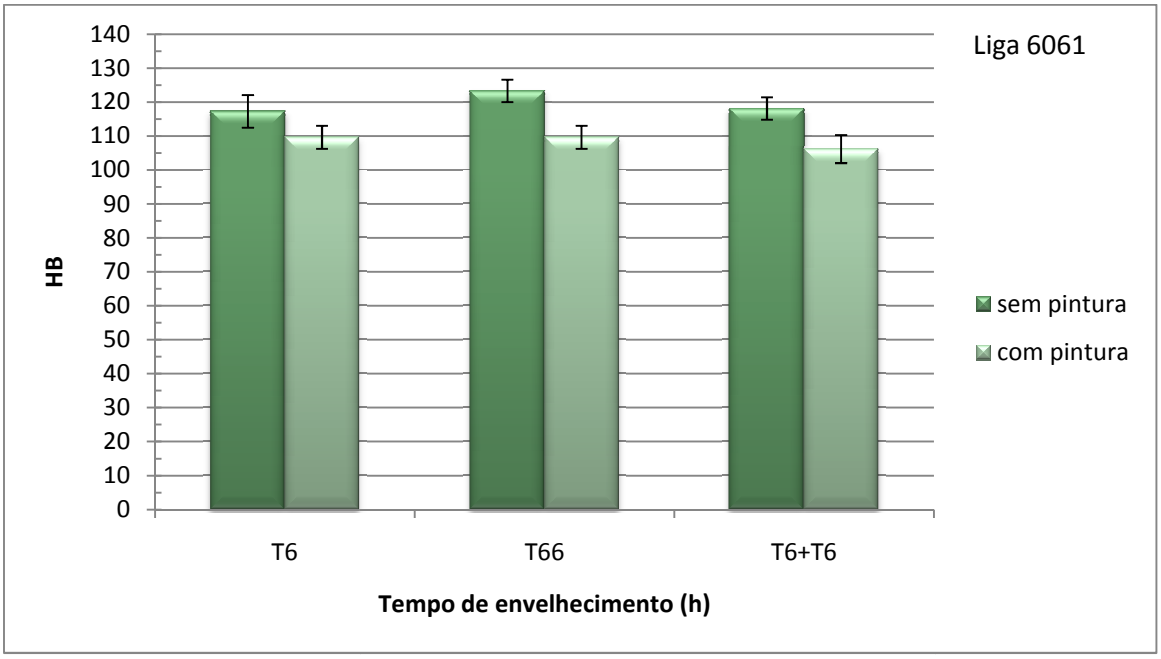


Figura 42: Evolução da dureza com o tratamento de pintura da liga 6061.

Na figura 43, está representada a evolução dos valores de dureza da liga 6063, com a operação de pintura. A diminuição de dureza é superior à da liga 6061 25% para o estado T6+T6.

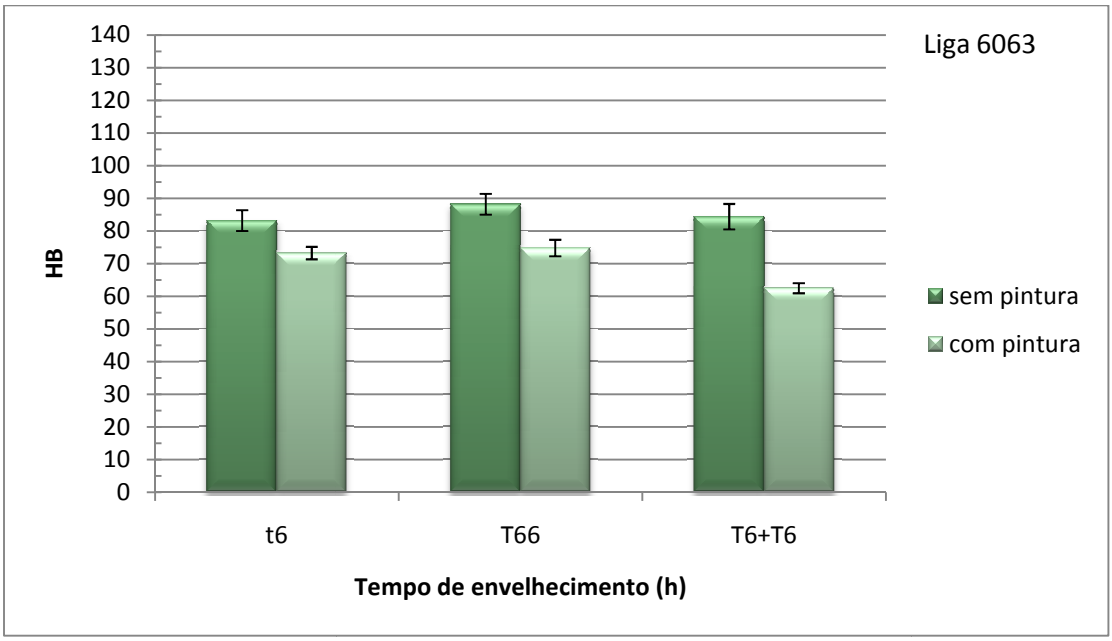


Figura 43: Evolução da dureza com o tratamento de pintura da liga 6063.

A liga 6082 é a que apresenta uma maior sensibilidade à operação de pintura como se pode verificar na figura 44. Para o tratamento T6 a dureza diminui cerca de 29% com a pintura, seguindo-se o tratamento T66 com uma diminuição de 28% e o T6+T6 com uma diminuição de 23%.

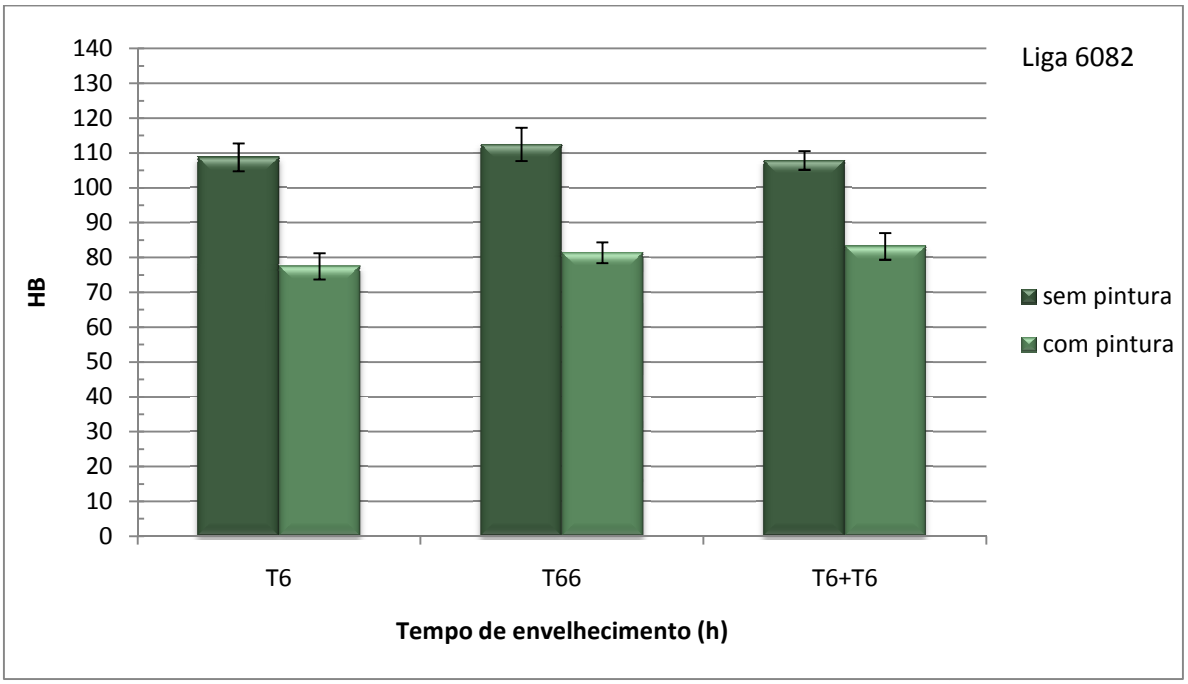


Figura 44: Evolução da dureza com o tratamento de pintura da liga 6082.

Em termos da influência da pintura na dureza destas ligas, verifica-se uma diminuição de dureza na ordem dos 11% para a liga 6061, de 25% para a liga 6063 e de 28% na liga 6082. Uma vez que na pintura as amostras são sujeitas a um aquecimento a temperaturas elevadas, 210ºC, a diminuição da dureza pode se atribuída ao sobreenvelhecimento das ligas; a formação e crescimento dos precipitados metaestáveis ß', e de equilíbrio ß tornam as ligas menos duras e resistentes [1,2,3].

4.2.4. Ensaios de calorimetria diferencial de varrimento

As curvas DSC da liga 6061 estão representados na figura 45 para os estados recozido, solubilizado, T6, T66 e T6+T6. Os picos e as temperaturas dos picos são bastante idênticos aos referidos na bibliografia [8,10]. O primeiro pico observa-se a uma temperatura de aproximadamente 252ºC na liga solubilizada (pico a da figura 45), este pico é exotérmico e é atribuído à formação das zonas GP-II (precipitados ß'') na bibliografia, que são, precipitados com forma de agulhas semi-coerentes com a matriz [8,11].

Para os estados T6, T66 e T6+T6, o primeiro pico surge a 288ºC e também é exotérmico (picos b, c e d). Segundo a bibliografia corresponde à formação dos precipitados ß' que são precipitados metaestáveis [8,10]. Este pico também pode ser observado na curva da liga solubilizada (pico a1) embora com muito fraca intensidade. As curvas da liga envelhecida são muito semelhantes, para os três estados estruturais estudados, o que indica que a quantidade e natureza dos precipitados formados são semelhantes.

À temperatura de 545ºC observam-se picos endotérmicos (a_2, b_1, c_1 e d_1) para os quatro estados estruturais. A elevada temperatura e a forma alargada destes picos sugere que se trata do pico correspondente à dissolução de todos os precipitados [8,12].

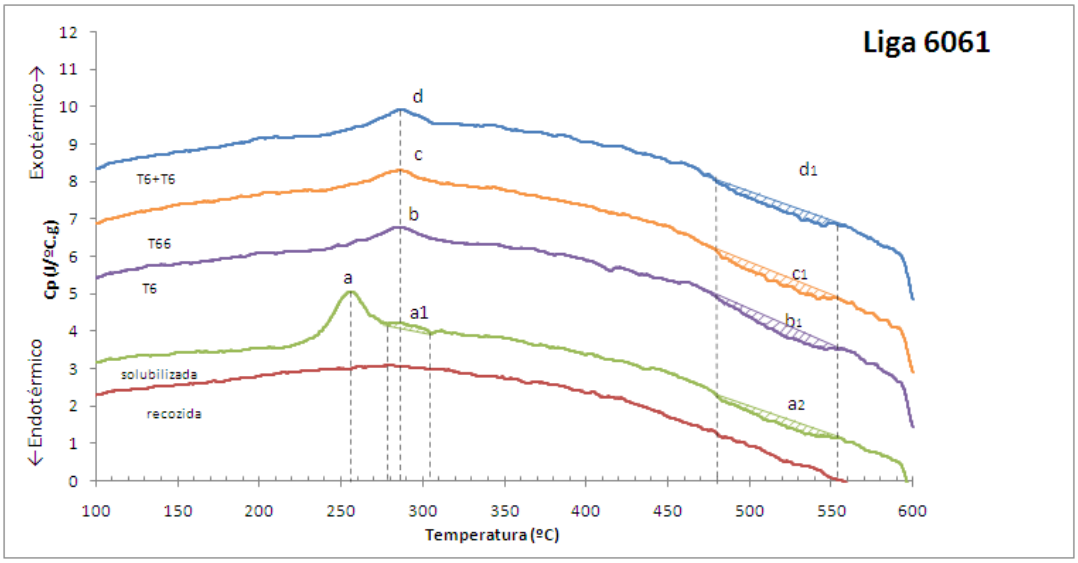


Figura 45: Curvas de DSC da liga 6061 nos estados recozido, solubilizado, T6, T66 e T6+T6.

Na figura 46 estão representadas as curvas DSC referentes à liga 6063 nos estados: recozido, solubilizado, T6,T66 e T6+T6.

O primeiro pico exotérmico (a) verifica-se a uma temperatura de 262ºC na liga no estado solubilizado, a esta temperatura o pico é atribuído à formação das zonas GP-II (precipitados ß''), tal como acontece para a liga 6061 [11,16].

Tendo em conta que a sequência de precipitação e a resposta ao tratamento de envelhecimento são semelhantes nestas ligas, os picos exotérmicos observados à temperatura de 295ºC (b, c e d) devem corresponder à formação dos precipitados ß'. O precipitado de equilíbrio ß (Mg2Si) tem um pico de formação na gama de temperatura de 395ºC-455ºC (a_1,b_1,c_1 e d_1) este precipitado é responsável pelo sobreenvelhecimento das ligas [8, 11, 16].

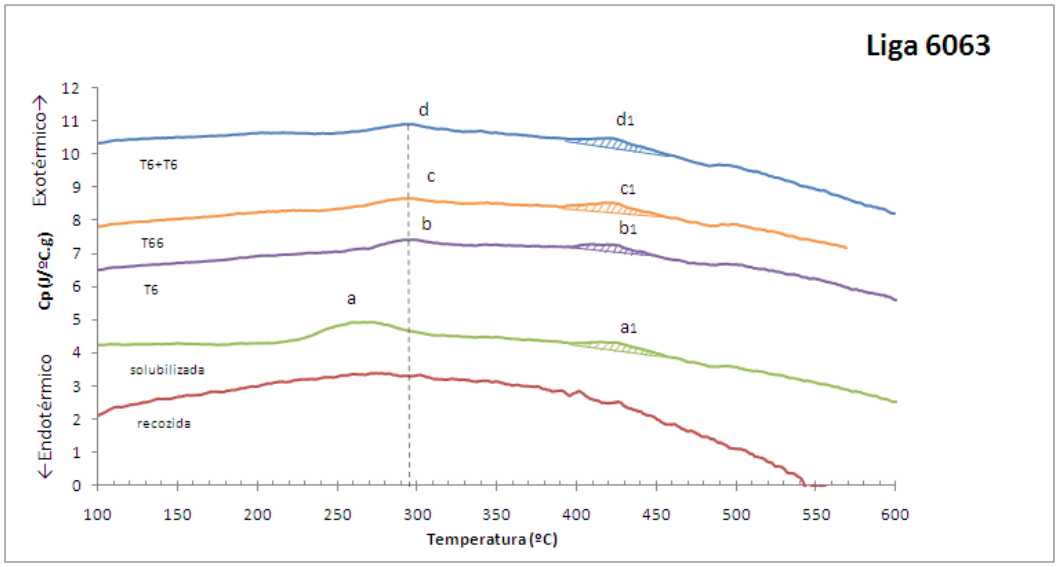


Figura 46: Curvas de DSC da liga 6063 nos estados recozido, solubilizado, T6, T66 e T6+T6.

Na figura 47, estão representadas as curvas DSC para a liga 6082, nos mesmos estados estruturais das ligas anteriores. Estas curvas são semelhantes às da liga 6061, para os mesmos estados estruturais e os picos correspondem às mesmas transformações.

O primeiro pico exotérmico observado para uma temperatura de 252ºC (a) na liga no estado solubilizado deve-se á formação das zonas GP-II (precipitando ß''). Os picos b, c e d observados numa gama de temperaturas de 240ºC-319ºC são referentes à formação do precipitado de transição ß'[17]. Na liga solubilizada numa gama de temperaturas de 482ºC-540ºC observa-se um pico endotérmico referente à dissolução de precipitados, a intensidade deste pico é bastante baixa [17].

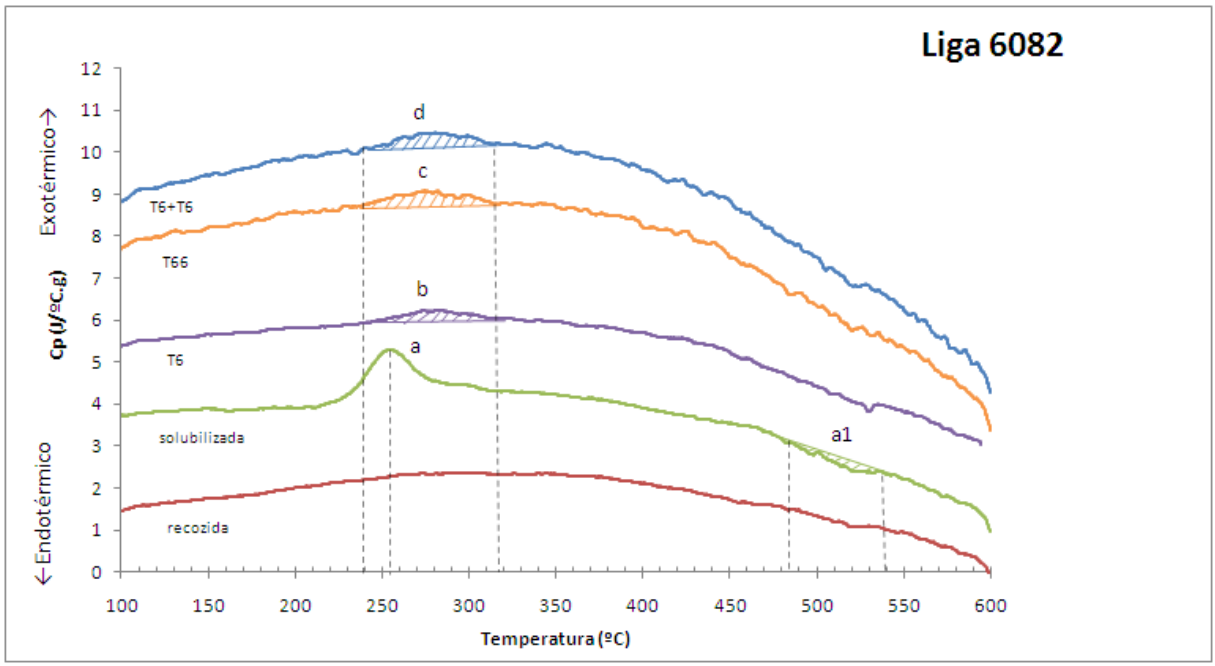


Figura 47: Curvas de DSC da liga 6082 nos estados recozido, solubilizado, T6, T66 e T6+T6.

Nas três ligas analisadas, as curvas referentes ao estado recozido não apresentam qualquer pico, nem mesmo o pico de dissolução do precipitado de equilíbrio a alta temperatura.

A sua inclusão nas figuras deve-se ao facto de facilitar, por comparação, a detenção dos picos nas curvas correspondentes aos outros estados estruturais.

As curvas de DSC obtidas com amostras com diferentes tratamentos térmicos de envelhecimento são muito semelhantes, pelo que se pode concluir que os estados de precipitação, natureza e quantidade de precipitados, também são semelhante.

As curvas de DSC das ligas envelhecidas levam à conclusão que o precipitado responsável pelo endurecimento é essencialmente o ß''. Como este precipitado já existe

nas ligas envelhecidas, o pico correspondente à sua formação não é detectado nas curvas DSC.

Na figura 48 estão representadas as imagens de TEM referentes a liga 6061-T6+T6, onde é possível visualizar a presença de precipitados (escuro) dispersos na matriz metálica. De acordo com a bibliografia [10] as zonas GP-II têm a forma de agulhas e o precipitado ß' a forma de tubos. Assim, e com base na morfologia, os precipitados apresentam uma morfologia mais próxima da tubular que a de agulhas, ou seja, estes precipitados segundo a bibliografia são os precipitados ß'. Estes resultados mostram que podem existir alguns precipitados ß' na liga 6061 no estado T6+T6 para além das zonas GP-II (precipitado ß'). Embora seja necessário mais analise detalhada e profunda para identificar de forma inequívoca estes precipitados.

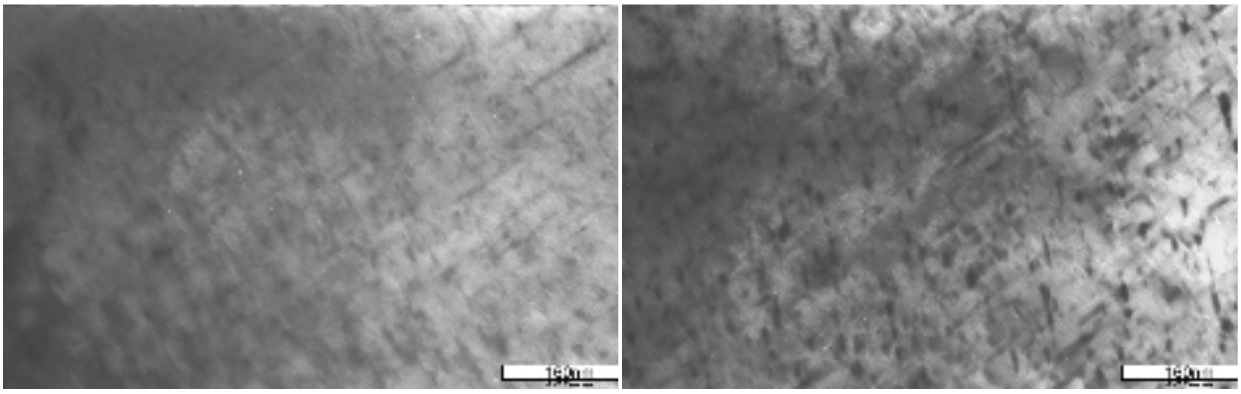


Figura 48: Imagens de TEM da liga 6061 no estado T6+T6.

5. Material alternativo

Uma das vertentes deste trabalho teve por objectivo a selecção de materiais alternativos aos utilizados pela RODI no fabrico de rodas de bicicleta, de forma a atingir um peso inferior a 1500 g por par de rodas.

Os componentes das rodas são, essencialmente, os aros, os raios e os cubos. Na figura 49 estão representados exemplos destes componentes.

Os materiais utilizados dependem do componente. Os aros produzidos pela RODI são de ligas de alumínio da série 6000, especificamente 6061, 6063 e 6082. Os cubos são os componentes centrais das rodas, as rodas produzidas na RODI utilizam cubos fornecidos pelos clientes e, como tal, não podem ser alterados. Os raios estabelecem a ligação entre o cubo e os aros das rodas, o material utilizado nos raios é o aço inoxidável AISI 304. Os raios são classificados segundo a sua forma, podendo ter secção circular ou plana e

possuírem uma cabeça redonda ou curva (parte do raio que estabelece a ligação com o cubo), na figura 49-b) estão representados exemplos dos raios.

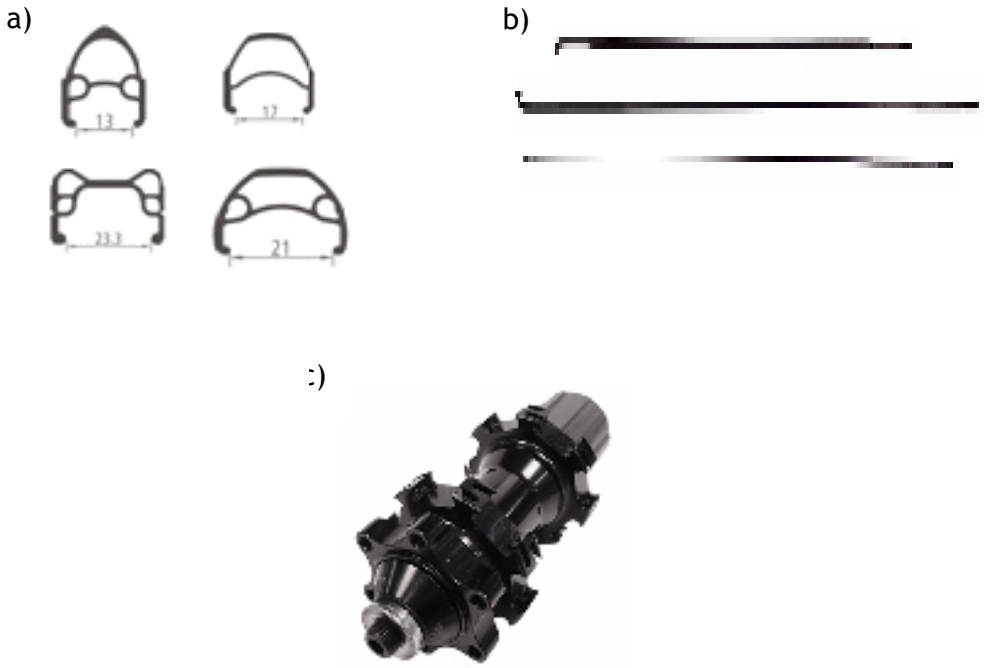


Figura 49: Principais componentes de uma roda de bicicleta: a) aros, b) raios e c) cubo.

Não tendo tido acesso às especificações para os materiais dos aros, nomeadamente o nível das propriedades mecânicas exigidas e os esforços típicos a que estes componentes estão sujeitos, a selecção baseou-se nas características dos materiais actualmente utilizadas na RODI. Assim, para todos os materiais e em todas as etapas da selecção, as propriedades das ligas de alumínio 6061, 6063 e 6082 no estado de máximo endurecimento, T6, são utilizadas como padrão para a selecção do material para os aros, enquanto o aço inoxidável AISI 304 é utilizado como padrão para o material dos raios. As propriedades mecânicas típicas dessas ligas de alumínio e do aço AISI 304, consideradas mais relevantes para o desempenho dos materiais dos aros, são apresentadas na tabela VIII.

Tabela VIII: Propriedades mecânicas e densidade típicas das ligas de alumínio 6061, 6063 e 6082 e dos aços AISI 304 [15].

Liga	Densidade	Módulo de Young (GPa)	Dureza (HV)	Tensão de cedência (MPa)	Resistência à fadiga* (Mpa)	Tenacidade à fractura (MPa.m$^{1/2}$)
6061-T6	2,67-2,73	68-74	95-105	193-290	90-100	33-35
6063-T6	2,66-2,73	69,5-73	76-84	200-221	83-85,8	33-35
6082-T6	2,66-2,7	70-74	95-105	240-290	90-100	33-35
Aço AISI 304	7,8-8,01	191-205	170-210	190-310	262-290	74-200

*para 10^7 ciclos.

Todo o trabalho de selecção foi desenvolvido utilizando a base de dados sobre materiais "CES EduPack 2008" [15].

Sendo a diminuição do peso dos aros o objectivo desta selecção, foram apenas consideradas as ligas metálicas fabricadas por deformação plástica com massa específica inferior a 5000kg/m^3: ligas de alumínio, magnésio e titânio. Para o fabrico dos aros é necessário utilizar um material que possa ser produzido por extrusão, devido à fina espessura e intrincada forma do perfil. As ligas de titânio não podem ser produzidas por extrusão e, por isso, não são consideradas alternativa ao material dos aros, devido à sua baixa densidade e elevada resistência é um material possível para a substituição do aço inoxidável no fabrico dos raios.

O gráfico da figura 50 apresenta a tensão de cedência em função da massa específica para diferentes materiais metálicos. As ligas leves são as ligas representadas a roxo no gráfico. Foram apenas consideradas as ligas com uma massa específica inferior a 5000Kg/m^3. Uma vez as fibras, vidros, esponjas e cerâmicos técnicos não podem ser utilizados para o fabrico de rodas e raios vão ser consideradas neste estudo, as ligas de alumínio, magnésio e titânio.

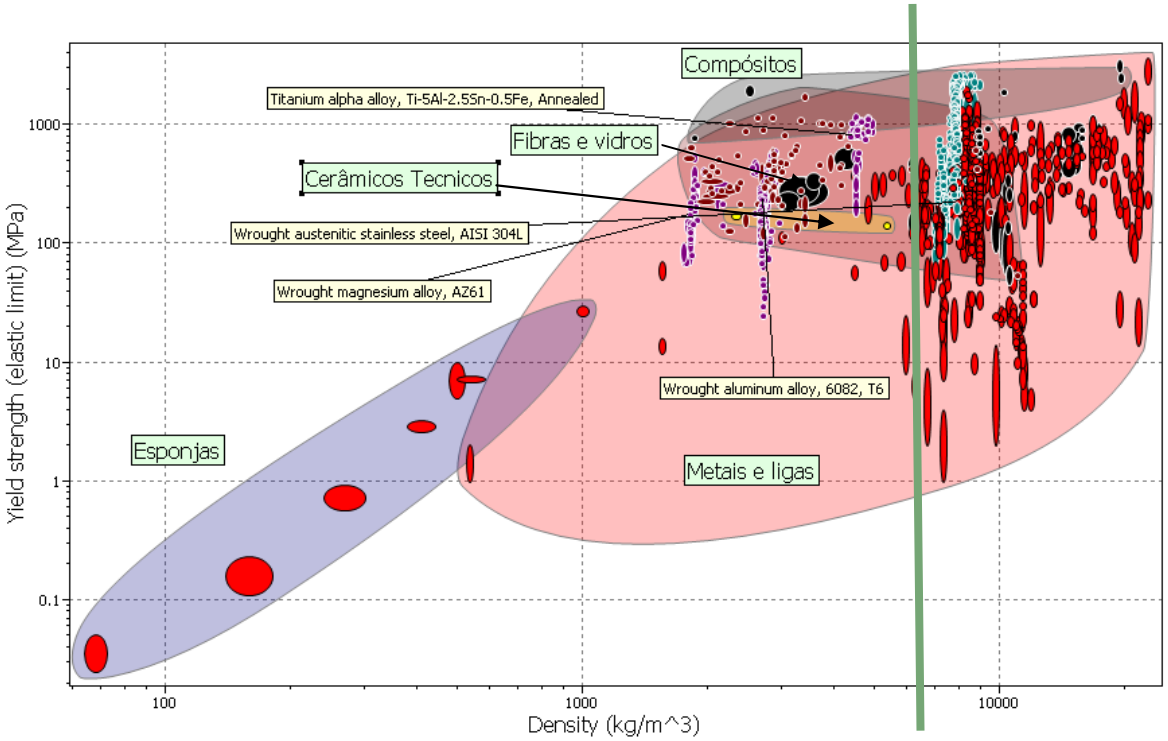


Figura 50: Tensão de cedência em função da massa específica para diferentes materiais metálicos [15].

Considerando só as ligas metálicas leves, podemos verificar no gráfico da figura 51 que as ligas de magnésio são as mais leves, com uma massa específica de cerca de 1700-1800 kg/m^{3,} e têm uma tensão de cedência muito semelhante à das ligas de alumínio da serie 6000, com valores de cerca de 150 a 290 MPa. A substituição das ligas de alumínio pelas ligas de magnésio permitiria uma redução de peso de 44% no peso dos aros.

As ligas de alumínio Al-Li da série 2000 e 8000 (indicadas na figura) têm uma massa específica que varia entre 2520 e 2610 kg/m^3, inferior em 5% à das ligas da série 6000 que varia entre 2660 a 2730 kg/m^3. A tensão de cedência destas ligas, da ordem de 360 a 450MPa, é superior em 1,5% à das ligas da série 6000 (190 a 300MPa). Com base na diminuição de massa específica, a substituição das ligas da série 6000 pelas ligas Al-Li permitiria uma diminuição de 5% no peso dos aros. Com base no aumento da tensão de cedência, poderia diminuir-se a secção do perfil em cerca de 67%. No entanto, a espessura da parede dos perfis utilizados pela RODI já é muito baixa, nos perfis mais finos a espessura é cerca de 1,04 mm, e 1mm é a espessura extrusão mínima para as ligas de alumínio, o que poderá impedir a redução da secção indicada.

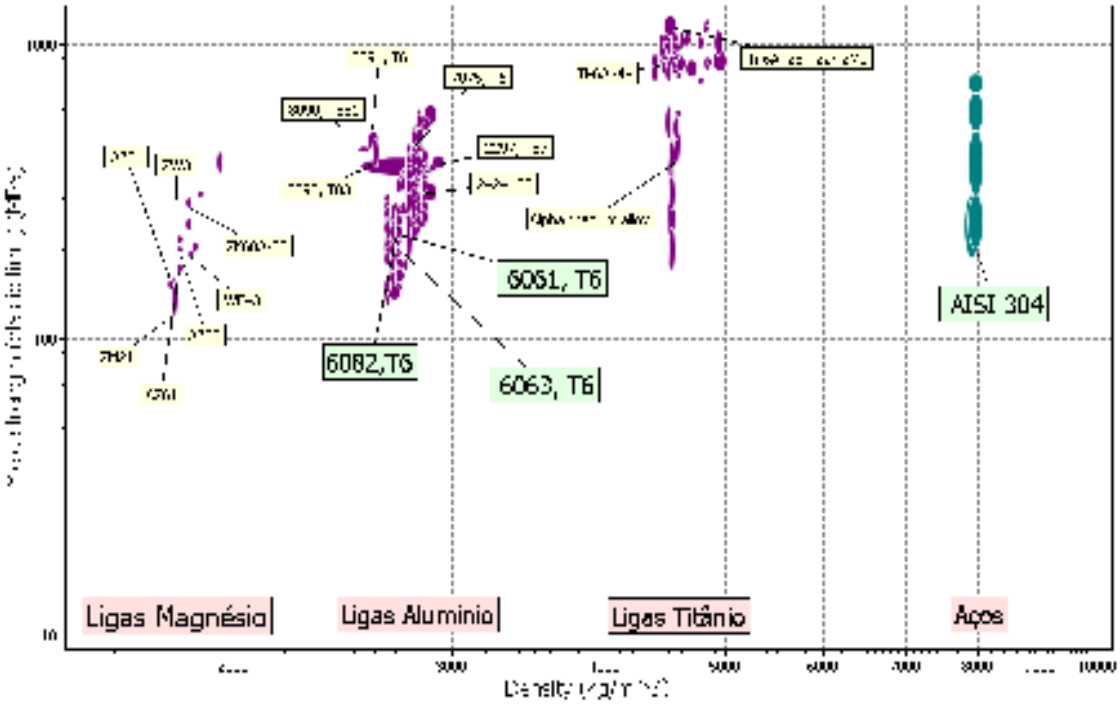


Figura 51: Tensão de cedência em função da massa específica para as ligas de magnésio e alumínio (fabricadas por deformação plástica), para o titânio e os aços inoxidáveis AISI 304 [15].

As ligas de titânio são as mais densas, com massa específica de 4400 a 4900 kg/m^3, aproximadamente o dobro da densidade das ligas de alumínio e metade da densidade do aço AISI 304, que é cerca de 8000 kg/m^3. Contudo, estas ligas apresentam as resistências mais elevadas, em particular as ligas alfa+beta e beta que apresentam tensões de cedência que variam entre 900 e 1300 MPa, ou seja, valores superiores aos dos aços inoxidáveis (190-800 MPa). Assim, com base na tensão de cedência, as ligas de titânio podem ser consideradas adequadas para o fabrico dos raios: a diminuição do valor da massa específica permitiria uma diminuição de cerca de 44% no peso dos raios; como a tensão de cedência das ligas de titânio é superior à do aço, poder-se-ia atingir uma maior diminuição de peso com a diminuição da secção dos raios, de cerca de 50%.

As ligas de alumínio de alta resistência, Al-Li e Al-Zn, poderão também ser uma alternativa ao aço inoxidável. Estas ligas apresentam uma tensão de cedência comparável à do aço e uma densidade inferior em cerca de 34%, o que permitiria uma redução de 66% no peso dos raios.

No gráfico da figura 52 é apresentada a relação entre o módulo de Young e a massa específica para as ligas de titânio, de magnésio e de alumínio e para os aços AISI 304. As ligas de magnésio apresentam o módulo de Young mais baixo, na ordem de 44 a 46 GPa e as ligas de titânio o mais alto, cerca de 90-120 GPa, a grande diferença surge quando se comparam estes valores com os dos aços que é 200 GPa. No que diz respeito às ligas de

alumínio, as ligas Al-Li (séries 2000 e 8000) apresentam menor densidade e um módulo de Young com valores muito próximos, aos valores de módulo de Young das ligas 6061, 6063 e 6082 no estado T6 [15]. As ligas de magnésio apresentam, valores de módulo de Young inferiores em cerca de 62% comparativamente com as ligas de alumínio da série 6000.

Este gráfico demonstra que as ligas de Al-Li e Al-Zn, contrariamente ao que se constatou na tensão de cedência, não apresentam valores de módulo de Young comparáveis aos valores do aço AISI 304. As ligas de titânio também apresentam valores de Young inferiores, cerca de 54% do valor dos aços AISI 304 [15].

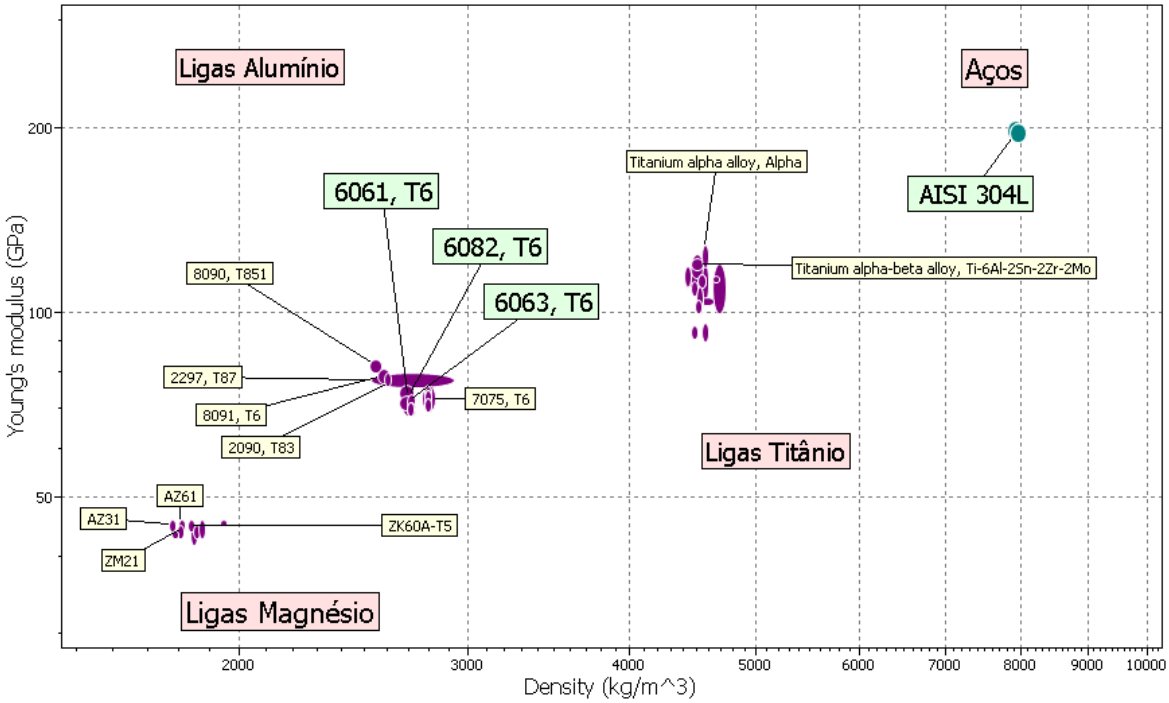


Figura 52: Módulo de Young em função da massa específica para as ligas de magnésio, alumínio (fabricadas por deformação plástica), para as ligas de titânio e os aços inoxidáveis AISI 304 [15].

A resistência à fadiga das ligas de alumínio da série 6000 varia entre 83 e 100 MPa como se observa na figura 53. As ligas de magnésio e das ligas de Al-Li e Al-Zn apresentam valores superiores às ligas de alumínio da série 6000, na ordem de 150-210 MPa; a liga de alumínio 2090 tem uma resistência à fadiga que é, sensivelmente, o dobro da das ligas da série 6000, tendo em conta estes valores podemos admitir uma diminuição de secção dos perfis dos aros em cerca de 48%.

As ligas de titânio alfa+beta e beta possuem valores dentro da mesma gama dos aços inoxidáveis, cerca de 500 a 700 MPa. Uma vez que a massa específica destas ligas é inferior à dos aços AISI 304 (7800-8010 Kg/m^3), essa redução permitiria uma diminuição de peso de 67%, como já foi referido para o caso da tensão de cedência. A resistência à fadiga

das ligas de Al-Li é cerca de 72% da resistência dos aços AISI 304, não sendo por isso uma boa opção para a substituição dos raios [15].

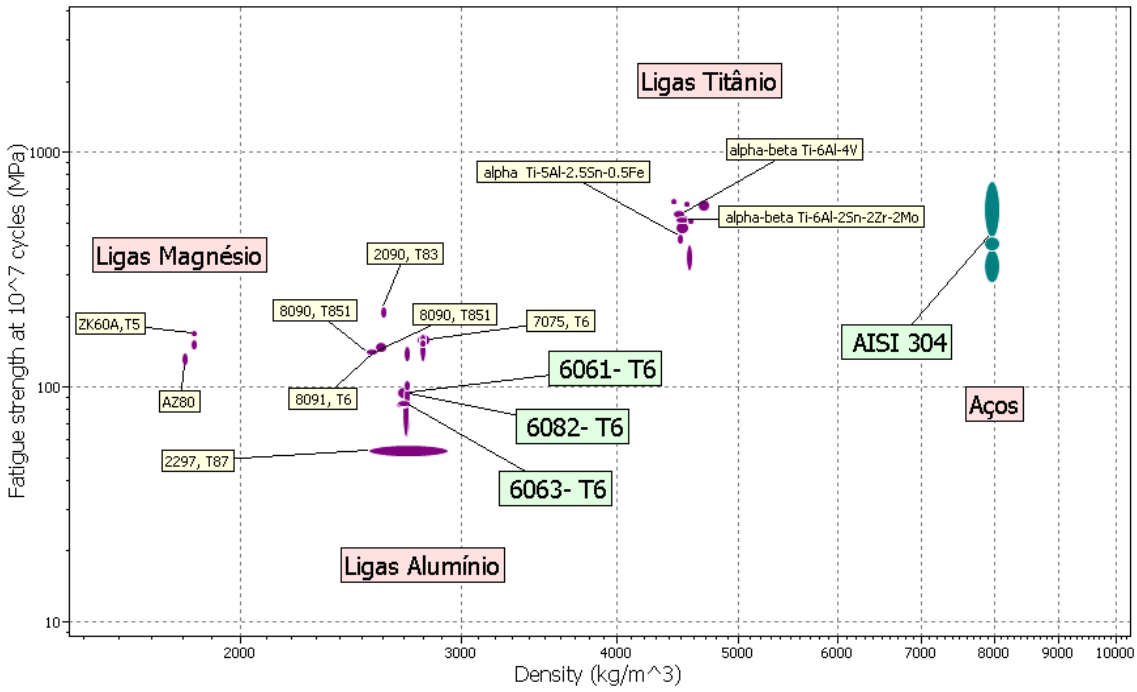


Figura 53: Resistência à fadiga em função da massa específica para as ligas de magnésio e alumínio (fabricadas por deformação plástica), para as ligas de titânio e para os aços inoxidáveis AISI 304 [15].

No gráfico da figura 54 está representada a tenacidade à fractura em função da massa específica para as diferentes ligas em estudo. As ligas de magnésio apresentam valores um pouco baixos (inferiores a 20 $MPa.m^{1/2}$); as ligas de Al-Li e Al-Zn apresentam valores da mesma ordem de grandeza dos da liga 6000. A maior parte das ligas de titânio apresentam valores de tenacidade que variam entre 40 e 110 $MPa.m^{1/2}$, superiores aos das outras ligas leves e muito próximos dos aços inoxidáveis (80 a 200 $MPa.m^{1/2}$); as ligas alfa+beta apresentam uma tenacidade elevada e comparável à do aço, cerca de 100 $MPa.m^{1/2}$, o que possibilitava uma diminuição de secção de cerca de 22%.As ligas de alumínio de alta resistência, nomeadamente as ligas Al-Li apresentam valores de tenacidade à fractura de cerca 82,5% inferiores as aços AISI 304. [15].

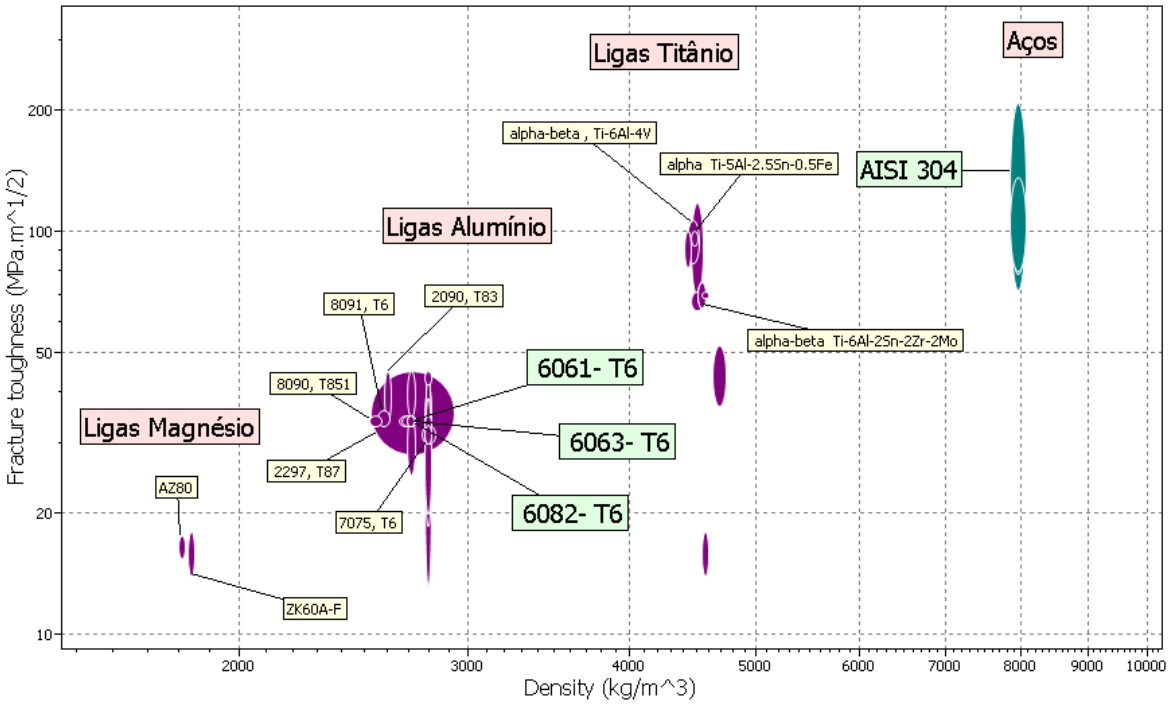


Figura 54: Tenacidade à fractura em função da massa específica para as ligas de alumínio e magnésio (fabricadas por deformação plástica), para as ligas de titânio e para os aços inoxidáveis AISI 304 [15].

Tendo em conta as propriedades analisadas nos gráficos anteriores, verifica-se que à excepção do módulo de Young e da tenacidade à fractura, as ligas de alumínio de alta resistência (Al-Li e Al-Zn) nomeadamente as ligas 2090-T83, 2297-T87,7075-T6, 8090-T851 e 8091-T6 e as ligas de titânio alfa+beta apresentam valores elevados de resistência à fractura e tenção de cedência. Uma vez que estas ligas apresentam propriedades elevadas vai ser realizado um estudo das propriedades específicas, tendo por objectivo, analisar as propriedades mecânicas destas ligas em termos de massa.

Na figura 55, está representado o módulo de Young específico vs a tensão de cedência específica. Resumidamente, as ligas de alumínio de alta resistência Al-Li (série 2000 e 8000) apresentam valores relativamente superiores aos das ligas da série 6000 de resistência e rigidez por unidade de massa, uma vez que estas propriedades estão relacionadas directamente com a massa, para um mesmo nível de valores de resistência e rigidez das ligas já utilizadas da série 6000 e dos aços inoxidáveis, é possível uma pequena diminuição de peso com a utilização destas ligas. As ligas de titânio alfa+beta apresentam valores de módulo de Young específico e de tenção de cedência específico na mesma ordem de valores dos aços.

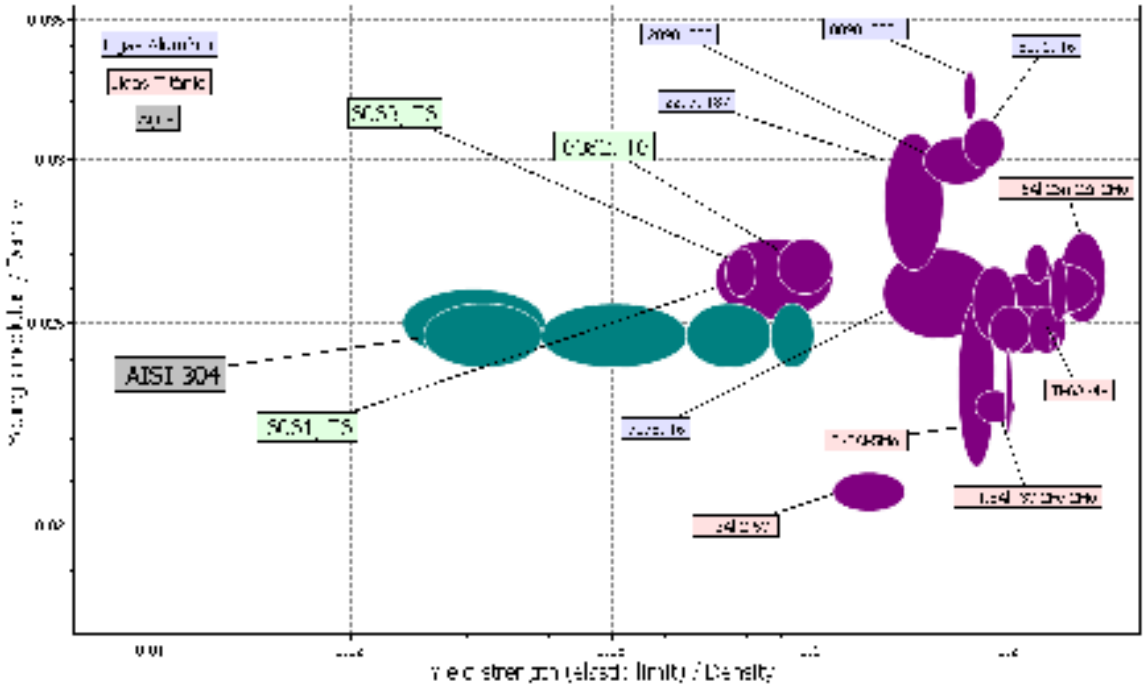


Figura 55: Gráfico do módulo de Young específico versus tensão de cedência específica, para as ligas de alumínio e titânio (cor roxa) e os aços AISI 304 (cor verde) [15].

Na figura 56, onde está representada a tenacidade à fractura específica e a resistência à fadiga específica, verifica-se novamente que as ligas de titânio e de alumínio-lítio (série 2000 e 8000) e de alumínio-zinco (Al-7075) apresentam valores superiores aos das ligas da série 6000 e valores da mesma grandeza que aos dos aços AISI 304.

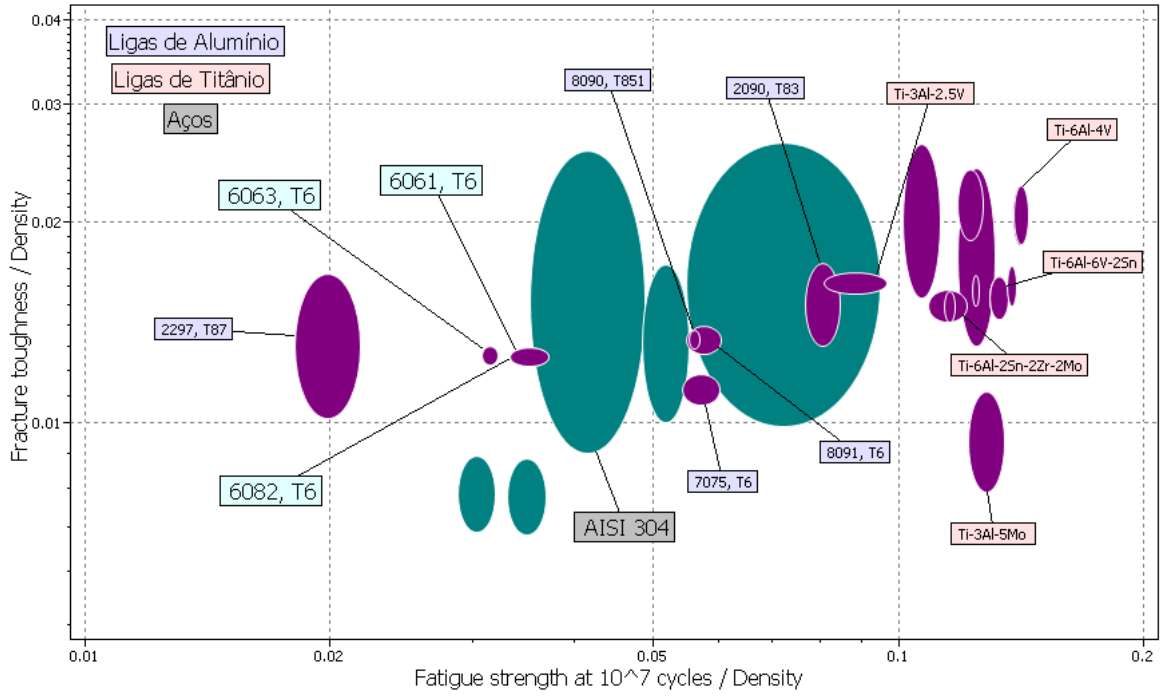


Figura 56: Gráfico de tenacidade à fractura específico versus resistência à fadiga específica, para as ligas de alumínio e titânio (cor roxa) e os aços AISI 304 (cor verde) [15].

Outro factor a ter em conta, na selecção do material alternativo para o fabrico de rodas de bicicleta, é o preço dos materiais. Como se pode observar na figura 57, as ligas de alumínio das séries 2000 e 8000 apresentam preços, aproximadamente, dez vezes superiores aos das ligas da série 6000. As ligas de titânio são as ligas com preço mais elevado, cerca de quarenta vezes superior ao preço das ligas de alumínio da série 6000. Apenas as ligas de magnésio apresentam preços inferiores aos das ligas já utilizadas.

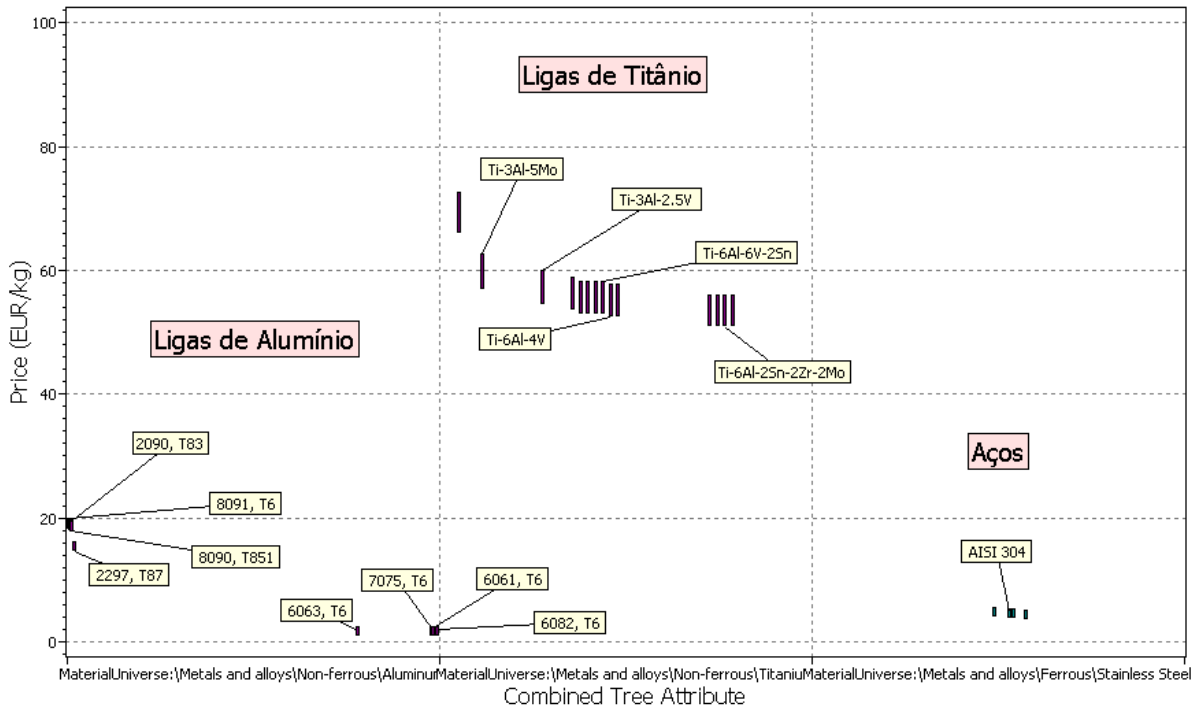


Figura 57: Preço de diferentes ligas [15].

Tendo em conta as propriedades referidas e analisadas, as ligas alternativas para o fabrico de aros e raios estão descritas na tabela IX, sendo que as ligas seleccionadas para o fabrico de aros sejam ligas de alumínio das séries 2000 e 8000, uma vez que as ligas de magnésio tendo por vezes propriedades um pouco superiores às ligas de alumínio da série 6000.

No entanto, como já foi referido, as ligas de titânios apresentam propriedades elevadas, nomeadamente tenção de cedência, tenacidade à fractura, resistência à fadiga e módulo de Young e próximas dos aços inoxidáveis assim como as ligas de alumínio-lítio e alumínio-zinco com a excepção do módulo de Young e da tenacidade à fractura. Tendo em conta a sua densidade são uma opção para o fabrico de raios diminuindo desta forma o peso final dos raios.

Tabela IX: Ligas de alumínio e titânio propostas para o fabrico de aros e raios respectivamente [15].

Alumínio	Titânio
2090-T83	Alfa (Ti-5Al-2,5Sn)
8901-T851	Alfa-Beta (Ti-6Al-2Sn-2Zr-2Mo)
8091-T6	Alfa-Beta (Ti-6Al-4V)

Tendo como exemplo a roda "Stylus I - LS", que é uma roda de estrada com um perfil duplo e com 2 a 2 furação e um enraiamento de 2 cruzes. Estas rodas possuem um peso final por par de rodas de 1806g, com um peso de aros de 1114g e de raios de 374g, perfazendo um peso total de 1488g por par de roda sem cubos.

Tendo em conta a densidade da liga de alumínio utilizada no aro (2,7g/cm^3) e do aço inoxidável AISI 304 utilizado nos raios (7,9 g/cm^3), foi calculado o peso dos componentes se estes fossem substituídos por outros materiais. O peso dos aros e dos raios estão representado na tabela X. Na mesma tabela é incluído o peso do par de rodas após a substituição do componente.

Tabela X: Peso dos aros nas ligas seleccionadas.

Ligas	Peso dos aros por par de rodas (g)	Peso total do par de rodas (g)
6061-T6	1114	1806
2090-T83	1072,8 (redução de 42g)	1764
8901-T851	1048 (redução de 66g)	1740
8091-T6	1064,5 (redução de 50g)	1756,5

Tabela XII: Peso dos raios nas ligas seleccionadas

Ligas	Peso dos raios por par de rodas (g)	Peso total por par de rodas (g)
AISI 304	374	1806
Ti-5Al-2,5Sn	211,9 (redução de 162,1)	1643,9
Ti-6Al-2Sn-2Zr-2Mo	212,8 (redução de 161,2g)	1644,8
Ti-6Al-4V	209,3 (redução de 164.7g)	1641,3
2090-T83	122,9 (redução de 251,1)	1554,9
8901-T851	120 (redução de 253,9g)	1552,1
8091-T6	122,0 (redução de 252g)	1554

Considerando os pesos dos aros, indicados na tabela X, e dos raios, indicados na tabela XI, verifica-se que é possível diminuir o peso final das rodas através da substituição das ligas actualmente utilizadas, a substituição da liga utilizada nos aros e nos raios pela liga de alumínio 8901-T851 e permite conseguir um peso total por par de rodas de 1575 g.

Através da relação de áreas de secção entre os materiais seleccionados e o aço inoxidável AISI 304, verifica-se na tabela X, que para que os raios tenham a mesma rigidez é necessário aumentar as áreas de secção dos raios.

As ligas de alumínio propostas são das séries 2000 e 8000. As ligas da série 2000, têm como principal elemento de liga o cobre, embora o magnésio também seja adicionado à maioria destas ligas cuja resistência mecânica aumenta principalmente, por efeito de solução sólida e precipitação estas ligas são de alumínio cobre lítio.

As ligas de alumínio da série 7000 têm como principal elemento de liga o zinco.

As ligas de alumínio da série 8000 são ligas que possuem outros elementos de liga como por exemplo o lítio. Na tabela XII estão esquematizados as principais propriedades destas ligas.

Tabela XIII: Composição química e propriedades das ligas de alumínio [15].

Liga	Módulo Young (GPa)	Extensão após rotura (%)	Dureza (HV)	Resistência (MPa)
2090-T83	76-79	3-5	39-126	386-483
8090-T851	80-84	5,5-6,5	111-126	435-450
8091-T6	77-81	7-7,5	126-144	440-505
7075-T6	69-76	2-10	152-168	434-580

As ligas de titânio são caras devido à sua difícil extracção. A liga de titânio mais utilizada é a liga Ti-6Al-4V, devido a combinação de elevada resistência com a boa deformabilidade e baixa densidade (entre as ligas de titânio), por meio de tratamento térmico de solubilização e envelhecimento esta liga pode atingir uma resistência à tracção de 1170 MPa.

As ligas de titânio de fase beta estabilizada têm vindo a tornar-se importantes, muito embora sejam apenas uma pequena quantidade do mercado das ligas de titânio. Na tabela XIII encontram-se as composições químicas e propriedades das ligas de titânio alfa e alfa+beta referidas anteriormente como uma material alternativo para o fabrico de rodas.

Tabela XIV: Composição química e propriedades das ligas de titânio [15].

Liga	Módulo Young (GPa)	Extensão após rotura (%)	Dureza (HV)	Resistência (MPa)
Alfa	90-96	1-3	100-110	581-591
Alfa-Beta	113-115	10-20	336-351	1070-1100
Alfa-Beta	111-119	8-13	380-420	1020-1080

6. Conclusões

Neste trabalho foi possível retirar as seguintes conclusões:

- Através dos ensaios mecânicos efectuadas às amostras fornecidas pela RODI, nomeadamente ensaios de microdurezas Vickers e ensaios de tracção, foi possível concluir que o processo de pintura provoca uma diminuição da resistência mecânica do material envelhecido. Esta diminuição pode ser explicada através do sobreenvelhecimento que a pintura pode causar nas ligas em estudo; uma vez que o processo de pintura é realizado a uma temperatura superior (210ºC) à temperatura de envelhecimento (175ºC) esta operação promove a formação e crescimento de precipitados mais estáveis, responsáveis pela diminuição da resistência mecânica.

-Os tratamentos de envelhecimento realizados em laboratório permitem concluir que o prolongamento do tempo de envelhecimento das ligas no estado T6 e/ou o reenvelhecimento após um período de repouso não promove um endurecimento significativo.

- A simulação da operação de pintura permitem confirmar o impacto negativo na resistência mecânica das três ligas estudadas

-A analise das curvas de envelhecimento permitiu concluir que a pintura influencia a dureza das ligas, uma vez que se pode observar uma diminuição de cerca de 10 a 28%, consoante a liga em estudo.

-Os tratamentos térmicos T66 e T6+T6 não mostram diferenças significativas, comparativamente com o tratamento usual T6, e podem, possivelmente, causar um sobreenvelhecimento às ligas, podendo ser substituídos apenas pelo tratamento T6.

-Os ensaios de calorimetria diferencial de varrimento permitira detectar várias reacções de precipitação entre as ligas. Após solubilização o primeiro pico identificado é o pico de formação das zonas GP-II (ß'') seguindo-se o pico de formação do precipitado metaestável ß'. Após os envelhecimentos estudados T6, T66 e T6+T6, o primeiro pico identificado corresponde à formação do precipitado ß'. As curvas das ligas recozidas não permitem identificar quais quer picos.

-As curvas obtidas para os três estados envelhecidos são muito semelhantes não permitindo detectar diferenças entre estes estados estruturais.

-No que diz respeito ao segundo objectivo deste trabalho, a selecção de materiais alternativos para o fabrico de um par de rodas com um peso inferior a 1500g, foi possível concluir que através da substituição individual de componentes, aros e raios, pelos materiais seleccionados, ligas de alumínio da série 2000 e 8000 e ligas de titânio alfa e alfa-beta, é possível diminuir o peso de cada componente; cerca de 66% no peso de aros e 44% no peso dos raios. No entanto, tendo em conta o peso final do par de rodas, substituindo-se o material dos aros e dos raios não se consegue diminuir o peso final do par de rodas para um peso inferior a 1500g, o menor peso é de 1554g.

Referências bibliográficas

[1] “Properties and Selection: alloys and special-purpose materials”, ASM Handboock vol.2, The Materials Information Company, pág.401-411.

[2] Totten, G.E. e Mackenzie, D.S. ” Handbook of Aluminum”, Marcel Dekker, Inc., 2003.

[3] Davis, J.R., “Aluminum and Aluminum Alloys”, ASM International, 5th edition, 2002.

[4] “Training in Aluminium Application Tecnologies” http://www.eaa.net/eaa/education/TALAT/lectures/1204.pdf, acedido pela última vez em 27-07-2009.

[5] Karabav, S., Zeren, M., Yilmaz, M., “Investigation the extrusion ratio effect on mechanicalbehaviour of extruded alloy AA-6063”, Journal of Materials Processing Tecnology, Vol. 135, 2003, pág 101-108.

[6] Hatch, J.E., “ Aluminum – Properties and Physical Metallurgy", ASM, 3rd edition, 1988.

[7] Pedersen, L., Arnberg, La., “The effect of solution heat treatment and quenching rates on mechanical properties and microstructures in AlSiMg foundry alloys”, Metallurgical and Materials Transactions A, vol. 32A, 2001, pág 525.

[8] Edwards, G.A., Stiller, K., Dunlop, G.L., Couper, M. J.,”The precipitation sequence in Al-Mg-Si Alloys”, Acta Metallurgica, INC, Vol. 46, 1998, pág. 3893-3904.

[9] Andersen, S. J., Zandbergen, H.W., Jansen, J., Traecholt, C., Tundal,U., Reiso,O., *The crystal structure of the B”phase in Al-Mg-Si alloys*, Acta Metallurgica, INC, Vol. 46, ,1997, pág 3283-3298 .

[10] Dutta, I. e Allen, S., M., “A calorimetric study of precipitation in commercial aluminum alloy 6061”, Journal of materials science lettrs, Vol. 10, 1991, pág.323-326.

[11] Cavazos, J. L. e Colás, R., “Precipitation in a heat-tretable aluminium alloy cooled at diferent rates”, Materials Characterization,Vol. 47, 2001, pág. 175-179.

[12] Mrówka-Nowtnik G. e Sieniawski, J., “Influence of heat treatment on the microestruture and mechanical properties of 6005 and 6082 aluminium alloys”, 13th Internation Scientific Conference on Achievements in Mechanical and Materials Engeneering, 18 Maio de 2005, Polónia.

[13] Laue K. e Stenger H., “Extrusion – Process, Machinery, Tooling”, Metals Park, OH, American Society for Metals, 1983.

[14]Kuijipers N.C.W., “Intermetallic phase transformations during homogenization of 6xxx Al alloys”, Laboratory for Materials Science, Delft University of Technology, 2000.

[15] Software “CES EDUPACK 2008”,Grant Design Limited, 2008

[16] Zuo, X., JingY., “Investigation of the age hardening behaviour of 6063 aluminium alloys refined with Ti,Re and B”, Journal of Materials Processing Technology, Vol. 209, 2009, pág. 360-366.

[17]Birol, Y., “The effect of processing and Mn content on the T5 and T6 properties of AA6082 profiles”, Journal of Materials Processing Technology,Vol. 173, 2006, pág.84-91.