



Universidade de Aveiro

Ano 2016

Departamento de Física

**Cátia Vanessa
Rodrigues
Tavares**

Estudo da fissuração a quente em aços carbono



Universidade de Aveiro
Ano 2016

Departamento de Física

**Cátia Vanessa
Rodrigues
Tavares**

Estudo da fissuração a quente em aços carbono

Dissertação apresentada à Universidade de Aveiro para cumprimento dos requisitos necessários à obtenção do grau de Mestre em Engenharia Física, realizada sob a orientação científica do Professor Doutor Manuel Jorge Soares, Professor Auxiliar do Departamento de Física da Universidade de Aveiro, co-orientação científica da Professora Doutora Florinda Costa, Professora Associada do Departamento de Física da Universidade de Aveiro e co-orientação científica e prática do Doutor Rogério Lopes, responsável pelo Departamento de Engenharia e Qualidade da empresa DuritCast.

Aos meus pais, Rúben e Gonçalo,
pela paciência, ajuda e apoio incondicional.

E à minha avó,
que onde quer que esteja certamente estará muito orgulhosa.

O júri

Presidente

Prof. Doutor Manuel Almeida Valente

Professor Associado do Departamento de Física da Universidade de Aveiro

Vogais

Prof.^a Doutora Teresa Margarida Guerra Pereira Duarte

Professora Auxiliar do Departamento de Engenharia Mecânica da Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto

Prof. Doutor Manuel Jorge de Araújo Pereira Soares

Professor Auxiliar do Departamento de Física da Universidade de Aveiro

Agradecimentos O trabalho desenvolvido ao longo desta Dissertação de Mestrado contou com o apoio de várias pessoas e entidades, às quais gostaria de expressar o meu agradecimento.

Em primeiro lugar quero agradecer aos meus orientadores da Universidade de Aveiro, Professor Manuel Jorge Soares e Professora Florinda Costa, por me orientarem cientificamente, pela sua permanente disponibilidade, atitude, confiança e empenho.

Não posso deixar de agradecer à direção da Duritcast, pela oportunidade de elaborar a parte prática em regime industrial. Das pessoas que fazem parte da empresa e que contribuíram para a realização deste trabalho, queria salientar o Doutor Rogério Lopes, pela orientação que me prestou. Não queria deixar de referir a Manuela pelos conhecimentos transmitidos e por ter sido um apoio muito importante durante o tempo na Duritcast.

Ao Senhor Ivo pelo corte das peças.

Ao Doutor António José e ao Doutor Nuno pela ajuda na análise elementar por espectroscopia por energia dispersiva de raios X (EDS) das amostras.

Ao Departamento de Mecânica pela disponibilização da máquina para os ensaios de tração e ao Eng. Ricardo por me ajudar nos mesmos. Gostaria ainda de agradecer ao Departamento de Física da Universidade de Aveiro e à DuritCast, pelas condições proporcionadas para a realização deste trabalho.

Por último, e não menos importante, a toda a minha família, especialmente aos meus pais, que tornaram tudo isto possível e que estiveram sempre presentes com apoio incondicional. Ao Rúben e ao Gonçalo, pelo apoio e incentivo constantes. E a todos os meus amigos que me acompanharam e ajudaram durante o curso, em especial à Laura, Gisela, Andreia, Ana Patrícia, Marta e Helena.

A todos, o meu muito obrigado!

Palavras-chave Fundição, aço vazado GS-52, defeitos, fissuração a quente.

Resumo

O setor da Metalurgia, onde se inclui o subsetor da fundição, é um setor de atividade importante na economia portuguesa e na Indústria Transformadora em geral, quer ao nível do emprego, quer ao nível do número de empresas. A previsão de mudanças dimensionais e da fissuração a quente durante a solidificação de peças fundidas de aço é de grande importância para esta indústria uma vez que resulta numa redução do número de peças para reparação e na redução da sua perda total para a sucata. Consequentemente contribui para um aumento no rendimento do processo de fundição, devido a uma redução na utilização dos fornos. Deste modo, poderão ser atingidos valores de economia energética na ordem dos 10% por ano e de redução da emissão de CO₂ de cerca de 0,03 milhões de toneladas de carbono equivalente por ano.

Este trabalho tem como objetivo o estudo da fissuração a quente em peças de aço e foi realizado na DuritCast, empresa de fundição instalada no parque industrial de Águeda. Neste estudo, são levados em consideração alguns parâmetros que segundo a literatura e a experiência (know-how) da empresa, influenciam direta ou indiretamente o aparecimento de defeitos por fissuração a quente no aço, nomeadamente a temperatura de vazamento do metal, composição química do metal, geometria da peça, sistema de giteagem e alimentação. Para tal, foram produzidos vários T em aço na liga GS 52, que é um aço carbono cuja composição química é apresentada nos resultados experimentais. Foi escolhida esta liga por ser uma das mais produzidas na empresa e dentro do período de tempo disponível para a realização deste trabalho.

As técnicas utilizadas na caracterização das peças foram técnicas de análise visual, ensaios de líquidos penetrantes, ensaios de tração, ensaios de dureza de Brinell (HB), ensaios de metalografia, análise elementar por espectroscopia de dispersão de energia (EDS) e espectroscopia de emissão ótica (OES).

O estudo realizado permitiu observar a presença de vários defeitos, sendo o rechupe o mais frequente, seguido da fissuração. As peças produzidas com o sistema de alimentação com camisas apresentam sempre fissuração, isto é, a presença de um ponto quente sobre a zona T propicia o desenvolvimento de fissuração. A correlação de todos os resultados obtidos permitiu concluir que os parâmetros que minimizam a presença de defeitos são: i) o sistema de alimentação com arrefecedor junto à zona T; ii) o sistema de giteagem realizado pelo braço; iii) a espessura da perna possuir 24 mm, que corresponde ao dobro da espessura do braço e iv) a composição química C3, que é uma liga GS 52 enriquecida com Mn.

Keywords

Casting, cast steel GS-52, defects, hot tearing.

Abstract

The Metallurgy sector, which includes the foundry sub-sector, is an important sector of activity in the Portuguese economy and manufacturing industry in general, both in employment and in number of companies. The prediction of dimensional changes and hot tearing during the solidification of steel is of great importance for this industry as it results in a reduction in the number of parts for repair and in the reduction of its total loss for scrap. Consequently, it contributes to an increase in the casting process yield, due to a reduction in the use of the furnaces. In this way, energy savings of around 10% per year and a reduction in CO₂ emissions of around 0.03 million tonnes of equivalent carbon per year can be achieved.

This work aims to study the hot tearing in steel parts and was carried out at DuritCast, a foundry company installed in the industrial park of Águeda. In this study we take in account some parameters that according to the literature and the know-how in the company, directly or indirectly influence the appearance of hot tearing defects in steel, namely the metal filling temperature, the chemical composition of the metal, part geometry, casting design and feed system. For this, several T was produced in steel in alloy GS 52, which is a carbon steel whose chemical composition is presented in the experimental results. This alloy was chosen because it is one of the most produced in the company in the time period available for the accomplishment of this work.

The techniques used in the characterization of the pieces were visual analysis techniques, penetrating liquid tests, tensile tests, Brinell hardness tests (HB), metallography tests, elemental analysis by energy dispersion spectroscopy (EDS) and emission spectroscopy Optics (OES).

The study made it possible to observe the presence of several defects, with the most frequent shrinkage, followed by cracking. The pieces produced with the feeding system with jacketing always presents cracking, the presence of a hot spot on the T zone facilitates the development of cracking. The correlation of all the obtained results allowed to conclude that the parameters that minimize the presence of defects are: i) the system of feeding with cooler next to zone T; ii) the system of casting design executed by the arm; iii) the thickness of the leg has 24 mm, which corresponds to twice the thickness of the arm and iv) the chemical composition C3, which is a GS 52 enriched with manganese (Mn).

ÍNDICE

Índice de Figuras	ii
Índice de Tabelas.....	v
CAPÍTULO 1 Introdução	1
1.1 Motivação.....	1
1.2 Apresentação da DuritCast	2
1.3 Objetivo do trabalho	2
1.4 Organização da presente dissertação	3
CAPÍTULO 2 Os aços e o seu processo de fabrico	4
2.1 Os aços	4
2.2 Processo de fabrico	6
2.3 Defeitos em fundição	8
2.4 Sistema de gitagem	11
2.5 Sistema de alimentação	13
CAPÍTULO 3 Estudo experimental	15
3.1 Variáveis a explorar no processo de fabrico	15
3.2 O Processo produtivo das peças	18
3.3 Preparação de amostras e técnicas de caracterização	20
3.3.1 Análise da composição química	20
3.3.2 Estudo dos defeitos pelo método dos líquidos penetrantes	21
3.3.3 Dureza	22
3.3.4 Ensaio de tração	22
3.3.5 Microscopia ótica	23
3.3.6 Microscopia Eletrónica de varrimento e análise elementar	24
CAPÍTULO 4 Resultados e Discussão	26
4.1 Resultados	26
4.1.1 Vazamento com composição C1	26
4.1.2 Vazamento com composição C2	30
4.1.3 Vazamento com composição C3	35
4.2 Discussão	40
CAPÍTULO 5 Conclusão e Trabalho futuro	47
5.1 Conclusão	47
5.2 Trabalho futuro	48
CAPÍTULO 6 Referências	49

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1.1 – Principais indústrias para as quais a DuritCast trabalha	2
Figura 2.1 – Diagrama de fases Ferro – Carboneto de ferro.....	5
Figura 2.2 – Etapas do processo de fabrico de uma peça na DuritCast.....	7
Figura 2.3 – Esquema da peça utilizada no estudo de Monroe.....	11
Figura 2.4 – Esquema de um sistema de gitagem.....	12
Figura 2.5 – Diferentes bacias de vazamento: a) cónica; b) de fundo plano; c) de fundo plano com eliminação de velocidade horizontal.....	12
Figura 3.1 – Esquema com as dimensões das peças em estudo.....	17
Figura 3.2 – Modelo das peças em forma de T fabricadas em madeira com espessura 24 mm: a) alimentação pelo braço e b) alimentação pela perna. Exemplo de placa molde superior c) e inferior d).....	17
Figura 3.3 – Etapas realizadas para a obtenção da moldação em areia auto-secativa	17
Figura 3.4 – a) Forno de indução de capacidade 1 Ton; b) aquecimento a gás da colher antes de ser vazado o fundido para o seu interior; c) medição da temperatura do fundido da colher com um pirómetro	19
Figura 3.5 – Exemplo de uma peça	19
Figura 3.6 – Obtenção de uma medalha para determinação da composição química do fundido	20
Figura 3.7 – a) Espectrómetro de emissão ótica; b) Leco	21
Figura 3.8 – Algumas peças sujeitas ao ensaio de líquidos penetrantes	22
Figura 3.9 – Gráfico típico tensão – deformação para um material metálico	23
Figura 3.10 – a) Máquina para ensaios de tração; b) provete para ensaio; c) provete após o ensaio de tração	23
Figura 3.11 – Zona do T cortada para análise metalográfica	23
Figura 3.12 – Amostras polidas para visualização no microscópio ótico.....	24
Figura 3.13 – Imagens típicas de uma zona sem defeito a) e com defeito b).....	24
Figura 3.14 – Amostras para análise SEM.....	25
Figura 3.15 – a) Imagens obtida no SEM de uma zona com fissura; b) espetro da análise de EDS à amostra.....	25
Figura 4.1 – Condições utilizadas na peça 1.3 e valores de dureza, tamanho de grão e análise elementar EDS.....	27
Figura 4.2 – Condições utilizadas nas peças da moldação 4 e valores de dureza, de tamanho de grão e análise elementar de EDS para a peça 4.1	28

Figura 4.3 – Condições utilizadas na peça 5.1 e valores de dureza, tamanho de grão e análise EDS.....	29
Figura 4.4 – Condições utilizadas na peça 7.3 e valores de dureza, tamanho de grão, propriedades mecânicas e análise elementar EDS.....	31
Figura 4.5 – Condições utilizadas na peça 8.3 e valores obtidos nos ensaios de dureza, tamanho de grão, propriedades mecânicas e análise elementar EDS.....	31
Figura 4.6 – Condições utilizadas na peça 9.2 e valores de dureza, tamanho de grão, propriedades mecânicas e análise elementar EDS.....	32
Figura 4.7 – Condições utilizadas na peça 10.1 e valores de dureza, tamanho de grão, propriedades mecânicas e análise elementar EDS.....	33
Figura 4.8 – Condições utilizadas na peça 11.3 e valores de dureza, tamanho de grão, propriedades mecânicas e análise elementar EDS.....	34
Figura 4.9 – Condições utilizadas na peça 12.3 e valores de dureza, tamanho de grão, propriedades mecânicas e análise elementar EDS.....	35
Figura 4.10 – Condições utilizadas na peça 13.2 e valores de dureza, tamanho de grão, propriedades mecânicas e análise elementar EDS.....	36
Figura 4.11 – Condições utilizadas na peça 14.1 e valores de dureza, tamanho de grão, propriedades mecânicas e análise elementar EDS.....	37
Figura 4.12 – Condições utilizadas na peça 15.2 e valores de dureza, tamanho de grão, propriedades mecânicas e análise elementar EDS.....	37
Figura 4.13 – Condições utilizadas na peça 16.3 e valores de dureza, tamanho de grão, propriedades mecânicas e análise elementar EDS.....	38
Figura 4.14 – Condições utilizadas na peça 17.1 e valores de dureza, tamanho de grão, propriedades mecânicas e análise elementar EDS.....	39
Figura 4.15 – Gráfico tensão-deformação	41
Figura 4.16 – Número de peças com um determinado tipo de defeito, determinado pela análise visual na zona T (a) e pela análise de líquidos penetrantes (b).....	43
Figura 4.17 – Comprimento da fissura vs espessura do sistema de gitagem pela perna (a) e pelo braço (b)	43
Figura 4.18 – Comprimento da fissura vs composição química para as peças alimentadas pela perna (a) e pelo braço (b)	44
Figura 4.19 – Tipo de rechupe vs espessura para o sistema de gitagem pela perna (a) e pelo braço (b)	44
Figura 4.20 – a) Tipo de rechupe vs composição química do sistema de gitagem pela perna; b) Tipo de rechupe vs composição química do sistema de gitagem pelo braço.....	45

Figura 4.21 – Localização dos defeitos vs espessura da perna do T para o sistema de gitagem pela perna (a) e pelo braço (b)	45
Figura 4.22 – Localização dos defeitos vs composição química do sistema de gitagem pela perna (a) e pelo braço (b).....	46

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 2.1 – Teor limite para a classificação dos aços como não ligados conforme a Euronorma EN 10020 de 1989	4
Tabela 2.2 – Influência dos elementos de liga nas propriedades do aço..	6
Tabela 2.3 – Principais tecnologias usadas na fundição dependendo da liga..	6
Tabela 2.4 – Fatores de posição e tipo de liga necessários para o cálculo do módulo do alimentador...	13
Tabela 3.1 – Composição química da liga GS-52.....	17
Tabela 3.2 – Matriz L9 a ser usada neste estudo para a entrada do fluido pela perna do T...	17
Tabela 3.3 – Tabela com as características das peças e do próprio vazamento.....	17
Tabela 4.1 – Composição química do vazamento C1.....	26
Tabela 4.2 – Defeitos obtidos por análise visual e por líquidos penetrantes nas peças da moldação 1	26
Tabela 4.3 – Condições utilizadas para o vazamento da moldação 2.....	27
Tabela 4.4 – Defeitos obtidos por análise visual e com líquidos penetrantes nas peças da moldação 2	27
Tabela 4.5 – Condições utilizadas para o vazamento da moldação 3.....	28
Tabela 4.6 – Defeitos obtidos por análise visual e com líquidos penetrantes nas peças da moldação 3	28
Tabela 4.7 – Defeitos obtidos por análise visual e por análise com líquidos penetrantes nas peças da moldação 4	28
Tabela 4.8 – Defeitos obtidos por análise visual e com líquidos penetrantes nas peças da moldação 5	29
Tabela 4.9 – Condições utilizadas para o vazamento da moldação 6.....	29
Tabela 4.10 – Defeitos obtidos por análise visual e com líquidos penetrantes nas peças da moldação 6	30
Tabela 4.11 – Composição química do vazamento denominado C2	30
Tabela 4.12 – Defeitos obtidos por análise visual e por líquidos penetrantes nas peças da moldação 7	30
Tabela 4.13 – Defeitos obtidos por análise visual e por análise com líquidos penetrantes nas peças da moldação 8	31
Tabela 4.14 – Defeitos obtidos por análise visual e por líquidos penetrantes nas peças da moldação 9	32

Tabela 4.15 – Defeitos obtidos por análise visual e com líquidos penetrantes nas peças da moldação 10	33
Tabela 4.16 – Defeitos obtidos por análise visual e por líquidos penetrantes nas peças da moldação 11	34
Tabela 4.17 – Defeitos obtidos por análise visual e por análise com líquidos penetrantes nas peças da moldação 12	34
Tabela 4.18 – Composição química do vazamento denominado C3	35
Tabela 4.19 – Defeitos obtidos por análise visual e com líquidos penetrantes nas peças da moldação 13	36
Tabela 4.20 – Defeitos obtidos por análise visual e por análise com líquidos penetrantes nas peças da moldação 14	36
Tabela 4.21 – Defeitos obtidos por análise visual e por análise com líquidos penetrantes nas peças da moldação 15	37
Tabela 4.22 – Defeitos obtidos por análise visual e por análise com líquidos penetrantes nas peças da moldação 16	38
Tabela 4.23 – Defeitos obtidos por análise visual e por análise com líquidos penetrantes nas peças da moldação 17	39
Tabela 4.24 – Condições utilizadas para o vazamento da moldação 18.....	39
Tabela 4.25 – Defeitos obtidos por análise visual e com líquidos penetrantes nas peças da moldação 18	39
Tabela 4.26 – Composições químicas obtidas para cada vazamento (C1, C2 e C3).....	40
Tabela 4.27 – Valores obtidos nos ensaios de dureza e de tração	41
Tabela 4.28 – Tamanho de grão das peças e respetiva média de acordo com a composição química.....	42

CAPÍTULO 1 INTRODUÇÃO

1.1 MOTIVAÇÃO

O setor de fundição a nível nacional tem início no século XIX, e até meados do século XX as empresas de fundição foram essencialmente fornecedoras da indústria nacional de metalomecânica, construção civil e obras públicas. A partir desta altura, os benefícios da exportação, além de criarem a necessidade de certificar o sistema de controlo de qualidade foram também o motor inicial na modernização do sector de fundição nacional. Em oposição, dados de 2014 (APF, 2014), revelam que a indústria de fundição nacional é essencialmente exportadora, com índices superiores a 80%, fornecendo os mais variados setores da economia, nomeadamente o setor automóvel, a indústria metalomecânica, construção civil, entre outros.

O setor da metalurgia, onde se inclui o subsector da fundição, é um importante setor de atividade na economia portuguesa e na indústria transformadora em geral, quer ao nível do emprego, quer ao nível do número de empresas (APF, 2014). Com base em dados estatísticos de 2014 do CAEF - Comité das Associações Europeias de Fundição, o setor da fundição em Portugal apresenta um número significativo de empresas, representando no conjunto 1,8% das empresas de fundição europeias, o que em termos absolutos corresponde a cerca de 81 unidades fabris (APF, 2014). Com base nos dados da Associação Portuguesa de Fundição, estima-se que nesse mesmo ano se produziram cerca de 121 mil toneladas de material ferroso e não ferroso, representando as ligas de metais ferrosos cerca de 78% dessa produção. As três ligas mais produzidas, são por ordem decrescente, o ferro fundido lamelar, o ferro fundido nodular e as ligas de alumínio, seguidas de muito perto pelo cobre e aço (APF, 2014).

O aço é uma das ligas metálicas mais versátil e por isso das mais importantes, existindo cerca de 100 países produtores de aço. É um material ecológico, não produz resíduos, os seus derivados são totalmente reutilizáveis e contribui para a economia de energia devido ao seu bom isolamento e baixa inércia térmica. Estas características, juntamente com a resistência mecânica e a durabilidade, permitem práticas de desenvolvimento sustentável essencialmente no sector da construção (Lemoine). Contudo, as peças de aço obtidas por fundição exibem com grande frequência defeitos, dos quais se destacam as fissuras com origem em pontos quentes. Embora muitas vezes estes defeitos não se localizem em zonas críticas da peça, a sua reparação é exigida pelo cliente, o que não é benéfico em termos produtivos e económicos (Rajkolhe et al., 2014).

A previsão da fissuração a quente durante a solidificação de peças fundidas de aço é de grande importância para esta indústria uma vez que irá resultar numa redução do número de peças para reparação e para a sucata. Consequentemente, irá também contribuir para um aumento no rendimento de fundição, devido a uma diminuição do tempo de utilização dos fornos. Deste modo, poderão ser atingidos valores de economia energética na ordem dos 10% por ano (Beckermann et al., 2011). A conjugação da economia energética, da redução de desperdícios e da melhoria no rendimento do processo, resultará numa redução das emissões ambientais associados à fusão e vazamento do metal. Estima-se que possa haver uma redução da emissão de CO₂ de 0,03 milhões de toneladas de carbono equivalente por ano (Beckermann et al., 2011; Llewellyn et al., 1998). Assim, é de grande importância para as empresas de fundição que produzem peças em aço, como é o caso da DuritCast, criar procedimentos que permitam solucionar o aparecimento da fissuração.

1.2 APRESENTAÇÃO DA DURITCAST

A DuritCast é uma empresa de fundição de renome internacional, fundada em 2008, pertencente ao grupo *Durit*. A DuritCast apresenta soluções em fundição de ferro fundido e aço para as mais variadas indústrias (*Figura 1.1*), nomeadamente para a construção de máquinas, transportes, válvulas e saneamento.

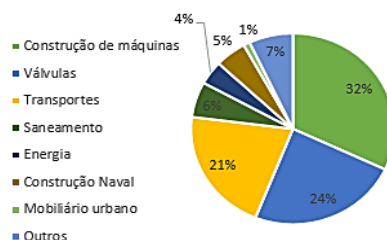


Figura 1.1 - Principais indústrias para as quais a DuritCast *trabalha*.

É uma empresa maioritariamente exportadora, principalmente para Espanha, França, Suíça, Alemanha, Holanda, Dinamarca, Noruega, Itália e Reino Unido. No ano de 2015 produziu 3053 toneladas de produto acabado, tendo-se traduzido numa faturação de 6.646 K€. As ligas metálicas produzidas são os ferros cinzentos lamelares, ferros cinzentos nodulares, aços carbono de baixa liga e mais recentemente aços inoxidáveis e refratários.

Dos vários processos tecnológicos existentes na DuritCast destacam-se: a fusão através de fornos de indução (2 fornos de 4 toneladas da ABB, 1 forno de 1 tonelada e outro de 2 toneladas ambos da Insertec), com capacidade produtiva de 11.000 toneladas/ano; uma linha de moldação automática (GF+), para produção de peças até 120 Kg; uma linha de moldação manual (Omega), para produção de peças até 6000 Kg; macharia por caixa fria; rebarbagem; e fornos para tratamento térmico. A *DuritCast* recorre a simuladores como o Quikcast para reduzir os custos de produção e prazos de entrega, com estes simuladores é possível detetar os pontos críticos da peça e assim adequar convenientemente o seu sistema de gitagem e o de alimentação. Possui ainda meios de controlo para os mais variados processos, dos quais se destacam o laboratório de análise de areias, a espectroscopia de emissão ótica (OES), a análise térmica (OCC), a determinação de carbono (LECO), a microscopia ótica com análise de imagem e os ensaios mecânicos nomeadamente, dureza, ultra-sons, endoscopia, magnetoscopia e uma máquina para dimensionamento de peças (braço FARO). A *DuritCast* é uma empresa certificada em várias áreas, possuindo as seguintes certificações: ISO 9001, ISO 14001 (ambiental) e ferro fundido / aço vazado: American Bureau of Shipping (ABS), Bureau Veritas (BV), Det Norske Veritas (DNV), Lloyd's Register (LR). Possui também a certificação dos procedimentos de soldadura, de líquidos penetrantes e ultra-sons.

1.3 OBJETIVO DO TRABALHO

O desenvolvimento de fissuras a quente nas peças de aço vazado é influenciado pelos diferentes parâmetros do processo bem como pela geometria da peça (Joo et al., 2015; Rajkolhe et al., 2014). A passagem de estado líquido a estado sólido nos metais é acompanhada pela sua contração e a presença de machos pode impedir a livre contração do metal, conduzindo ao desenvolvimento de tensões internas na peça vazada. No limite, a forma que o material

encontra para libertar a tensão interna é a formação de novas superfícies, ou seja a criação de fissuras (Joo et al., 2015).

A geometria das peças é outro fator importante no aumento da probabilidade de desenvolvimento destes defeitos. Tanto a presença de raios de concordância muito pequenos (inferiores a 3mm) entre superfícies, como a presença de ligações em forma de T com determinadas relações entre espessuras, podem estar na origem do desenvolvimento de fissuração a quente (Monroe et al., 2005). Elementos como o carbono (C), enxofre (S), manganês (Mn), cobre (Cu), entre outros, têm também importância na formação deste tipo de defeito, uma vez que a estrutura cristalina desenvolvida é influenciada pelos elementos presentes no banho e pela sua velocidade de arrefecimento (Rajkolhe et al., 2014; Joo et al., 2015).

O material da moldação influencia o arrefecimento do metal, através da sua condutividade térmica. As diferenças na condutividade térmica da areia de sílica, de cromite e zircónio podem influenciar a probabilidade de ocorrência do defeito com a aplicação dos diferentes materiais em locais específicos da moldação (Rajkolhe et al., 2014). Também os elementos de alimentação e gitagem interferem positiva ou negativamente no desenvolvimento das fissuras a quente. Assim, elementos como arrefecedores ou alimentadores, se aplicados convenientemente, podem eliminar a formação deste tipo de defeito (Monroe et al., 2005).

Considerando que os fatores descritos anteriormente têm influência direta no desenvolvimento deste tipo de defeito, é de grande interesse estudar detalhadamente a contribuição de cada um na sua formação. Assim, este trabalho tem por objetivo estudar a importância da temperatura de vazamento do metal, da composição química, da geometria da peça e do sistema de gitagem e alimentação da peça no aparecimento do defeito, bem como fazer um acompanhamento das tarefas em ambiente fabril necessárias para a sua implementação, nomeadamente: i) na definição dos modelos a utilizar e o estudo do emplacamento para a moldação; ii) na preparação da areia de enchimento das moldações e caixas de machos, registando os tipos de areia utilizados; iii) na pintura das moldações com tinta refratária tomando nota de propriedades importantes tais como a viscosidade e a densidade; iv) na preparação da carga metálica para a fusão e registo da temperatura e hora do transvaze; v) no vazamento das moldações, para registo do tamanho de colher, do tempo de enchimento e da temperatura do metal na colher no momento anterior ao vazamento; vi) nos processos de desmoldação e limpeza por granalhagem, para uma primeira análise da tipologia dos defeitos (forma, extensão e localização); vii) no processo de rebarbagem, para observar a dificuldade que os operadores têm na separação das peças, assim como a duração da tarefa e viii) na preparação das amostras para os diferentes tipos de análise.

1.4 ORGANIZAÇÃO DA PRESENTE DISSERTAÇÃO

Este documento está organizado em 5 capítulos, sendo que neste primeiro se faz uma contextualização do tema, juntamente com uma apresentação da empresa onde decorreu o trabalho. No capítulo 2 são apresentadas as propriedades gerais do aço, o seu processo de fabrico, os principais defeitos em fundição e o sistema de alimentação e gitagem. No capítulo 3 descrevem-se as técnicas experimentais, onde são apresentadas as variáveis em estudo, o processo produtivo das peças e a preparação e caracterização das amostras. Os resultados obtidos e a sua discussão são apresentados no capítulo 4, sendo finalmente no capítulo 5 apresentadas as conclusões finais bem como as sugestões para trabalhos futuros.

CAPÍTULO 2 OS AÇOS E O SEU PROCESSO DE FABRICO

Neste capítulo abordam-se as propriedades gerais dos aços e explicar os processos envolvidos na sua fundição. São mencionados também os principais tipos de defeitos resultantes da fundição, fazendo referência às possíveis origens e às suas consequências na integridade estrutural do componente. Por último, apresenta-se o sistema de gitagem e de alimentação em fundição.

2.1 OS AÇOS

O aço é uma liga de ferro e carbono, com uma percentagem de carbono entre 0,008 e 2,11%, distinguindo-se do ferro fundido que também é uma liga de ferro e carbono, mas com teor de carbono superior a 2,11%. Como consequência as suas propriedades mecânicas são consideravelmente diferentes, destacando-se a maior fragilidade das peças de ferro fundido e a maior ductilidade do aço, sendo facilmente deformável por forja, laminação e extrusão (Chiaverini, 1986). O aço pode ser classificado de acordo com vários critérios, nomeadamente quanto à sua composição, à quantidade de carbono, quanto à sua aplicação e se é ligado ou não (William, 2007; Llewellyn, 1998). Contudo, para uma correta caracterização de um aço, é necessário que a sua composição química seja conhecida, havendo para isso vários códigos, definidos por instituições internacionais, sendo as classificações mais relevantes a da American Iron and Steel Institute (AISI) e a DIN de origem alemã.

Como a quantidade de carbono é o fator que mais influência as propriedades do aço, uma das classificações mais importantes baseia-se no teor de carbono, sendo considerados de baixo teor quando o valor é inferior a 0,20%, de alto teor para valores superiores a 0,50%, sendo de teor médio para valores intermédios (William, 2007; Llewellyn et al., 1998).

Podem também ser classificados quanto à função que vão desempenhar como aços ferramenta, aços de construção ou aços inoxidáveis (Llewellyn et al., 1998).

Por fim, podem ser classificados em aços ligados, aços fracamente ligados ou fortemente ligados. Os aços dizem-se fraca ou fortemente ligados conforme pelo menos um elemento da *Tabela 2.1* apresenta um teor inferior ou superior a 5%p (% peso) respetivamente (Llewellyn et al., 1998).

Tabela 2.1- Teor limite para a classificação dos aços como não ligados conforme a Euronorma EN 10020 de 1989.

Elemento	%p	Elemento	%p
Al	< 0,10	Ni	< 0,30
B	< 0,0008	Pb	< 0,40
Bi	< 0,10	Se	< 0,10
Co	< 0,10	Si	< 0,50
Cr	< 0,30	Te	< 0,10
Cu	< 0,40	Ti	< 0,05
Lantanídeos	< 0,05	V	< 0,10
Mn	< 1,65	W	< 0,10
Mo	< 0,08	Zr	< 0,05
Nb	< 0,06	Outros	< 0,05

A composição química e a temperatura a que é submetido o aço resulta na formação de diferentes fases cristalinas e microestruturas, as quais vão determinar as suas propriedades mecânicas (ASM, 2008). A análise do diagrama de fases binário Fe-C na região rica em ferro (Fe-

Fe_3C , Figura 2.1), mostra as fases de equilíbrio em função da temperatura e composição, nomeadamente a ferrite (ferro α e ferro δ), a austenite (ferro γ) e a cementite (William, 2007; Lawrence, 2000). Neste diagrama existem dois tipos de reações fundamentais (William, 2007): a reação eutética, que ocorre no ponto eutético, quando o líquido a 1148°C com 4,30% C se transforma em austenite com 2,11% C e cementite (Fe_3C) com 6,67% C; e a reação eutectóide que ocorre no ponto eutectóide, no estado sólido a 727°C , onde a austenite com 0,77% C origina a ferrite com 0,02% C e cementite com 6,67% C.

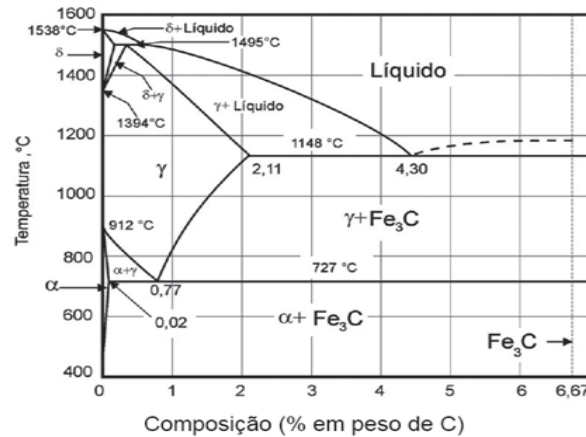


Figura 2.1 – Diagrama de fases Ferro – Carboneto de ferro, (William,2007).

A ferrite α possui uma estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC), é uma solução sólida com carbono intersticial na rede cristalina do ferro, é muito dúctil e pouco resistente. A ferrite δ tem uma estrutura semelhante ao ferro α , formando-se somente à temperatura de 1394°C . A austenite possui uma estrutura cristalina cúbica de faces centradas (CFC), é dúctil, e conforme a percentagem de carbono, apresenta estabilidade no intervalo de temperaturas entre 727°C e 1500°C . A cementite possui uma composição de 6,67% C e 93,33% Fe, apresentando uma elevada dureza o que torna o seu comportamento muito frágil, razão pela qual as suas características mecânicas são mais difíceis de determinar (William, 2007; Lawrence et al. 2000; Llewellyn et al., 1998).

Se o aço for arrefecido de forma lenta, a uma temperatura inferior à eutectóide (727°C), toda a austenite é transformada numa estrutura lamelar de placas alternadas de ferrite e cementite, dando origem à formação da perlite. Assim, a perlite contém 0,77% de carbono e é formada por lamelas de ferrite e cementite, nas percentagens de 88% e 12% respetivamente. A dureza e a tensão de rotura aumentam com a redução do espaçamento entre as lamelas. Por outro lado, o rápido arrefecimento de austenite pode dar origem à martensite, uma vez que não permite a perda de carbono, ficando retido na estrutura cristalina. Existem dois tipos de martensite: a martensite acicular e a martensite cúbica. A estrutura dos aços pode ainda ser na forma de bainite, que é obtida para temperaturas entre a temperatura de formação da perlite e da martensite (William, 2007; Lawrence et al.; 2000, Llewellyn et al., 1998).

A introdução de elementos de liga nos aços, contribui também para alterar as suas propriedades ou para lhe conferir determinados atributos, dos quais se destacam a alteração das propriedades mecânicas, a resistência à oxidação, entre outros. Os efeitos de alguns destes elementos estão apresentados na Tabela 2.2.

Tabela 2.2 – Influência dos elementos de liga nas propriedades do aço, adaptado de (William, 2007; Abe, 2004; ASM, 2008).

Influência	Elementos									
	C	Si	Mn	S	P	Cu	Cr	Ni	Al	Mo
Aumento da resistência mecânica	●	●	●		●					
Aumento da dureza	●	●	●		●					
Aumento da resistência ao impacto								●		
Redução da ductilidade	●			●	●					
Aumento da resistência a altas temperaturas										●
Aumento da temperabilidade	●						●			●
Ação desoxidante		●	●						●	
Aumento da resistência à corrosão						●	●	●		
Aumento da resistência à abrasão							●			
Redução da soldabilidade	●			●						

2.2 PROCESSO DE FABRICO

O processo de fabrico por fundição aplica-se a vários tipos de metais, tais como aços, ferros fundidos, alumínio, cobre, zinco, magnésio e respetivas ligas. A tecnologia de conformação por fundição é bastante versátil permitindo o fabrico de peças de dimensões e geometrias muito diferentes. A Tabela 2.3 apresenta um resumo das principais tecnologias em função do tipo de liga (APF, 2014).

Tabela 2.3 – Principais tecnologias usadas na fundição dependendo da liga, adaptado de (APF, 2014).

Setor	Família	Fusão (forno)	Moldação	Machos	Vazamento (colher)
Ferrosos	Aços	De arco	Areia verde; Areia de Machos	Furânico; Fenólico; Cold-box; Silicato de sódio	Pelo fundo
		De indução e cadinho			Bica
	Ferros fundidos	Rotativo			Sifão
		Cubilote			
Não Ferrosos	Ligas de alumínio	De revérbero (gás)	Fundição injetada; Fundição em coquilha; Areia	Metálicos	Bica A partir do forno
		De cadinho (gás)			
	Ligas de cobre		Areia	Não aplicável	
			Ligas de estanho		

O processo de fabrico por fundição é bastante complexo e requer a participação de várias etapas. Na Figura 2.2 apresenta-se um esquema do processo de fabrico de uma peça fundida na DuritCast.

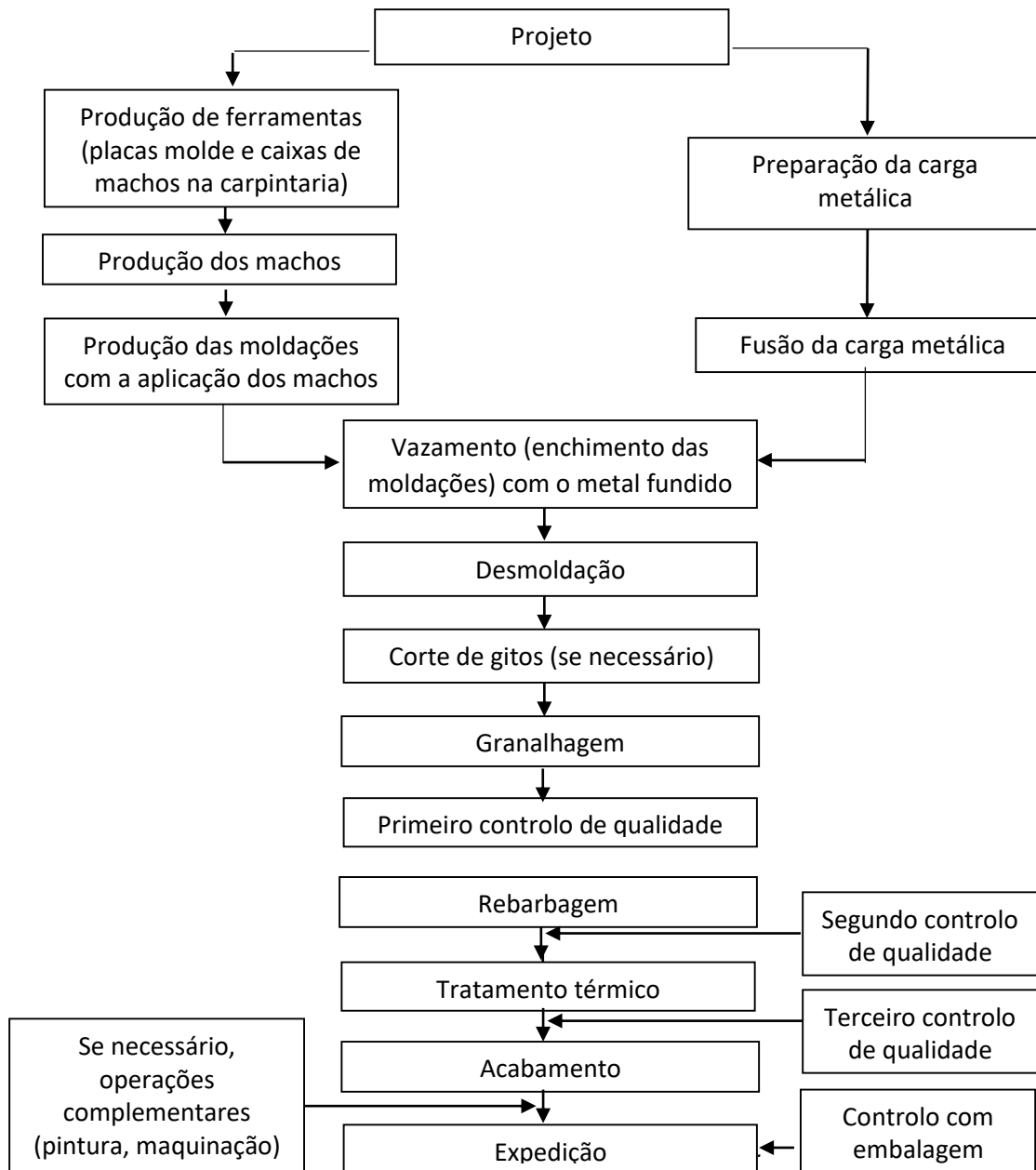


Figura 2.2 - Etapas do processo de fabrico de uma peça na DuritCast.

Após as etapas de encomenda e elaboração do projeto, inicia-se a fase de fabricação propriamente dita, sendo a primeira etapa a produção das moldações. Na DuritCast, a fundição de aços é realizada exclusivamente com areia química ou auto-secativa. Este processo usa como material refratário a sílica, podendo esta ser substituída por cromite ou zircónia, sendo o ligante usado uma resina furânica ácida. No caso dos ferros, produzidos maioritariamente na linha automática, a produção das moldações é realizada com areia de sílica, misturada com pó de carvão, água e bentonite, em quantidades que variam entre 7 e 8%, para promover a ligação entre os grãos de sílica.

Uma moldação em areia é normalmente constituída por duas meias moldações, embora para peças de geometria complexa possa ser necessário utilizar mais do que um plano de apartação.

A moldação pode ser manual, semi-automática ou automática. No caso de peças com mais de um plano de apartação ou peças de grandes dimensões a moldação deve ser manual. Cada meia moldação é obtida através da compactação de areia em redor de um modelo emplacado ou solto, no interior de uma caixa metálica. Após esta operação efetua-se a separação do modelo (desmoldação), obtendo-se uma cavidade na areia destinada a receber o metal líquido. Ao conjunto caixa metálica com areia moldada chama-se *molde* ou na gíria das fundições *moldação*. Se o fundido tiver secções ocas, de geometria simples ou complexa, é necessária a utilização de machos que são feitos em areia mais endurecida por efeito de aquecimento ou quimicamente.

As matérias-primas utilizadas para a preparação das cargas de fusão estão diretamente relacionadas com o tipo de liga que se pretende processar. Uma carga para a produção de aços carbono ou baixas ligas é constituída por sucatas de aço compradas a sucateiros (divididas em sucata de alto ou baixo manganês) e por sobras de produção (retornos internos). A esta carga adicionam-se as ferro-ligas adequadas para ajuste da composição química. No caso de aços ligados juntam-se sucatas de aços ligados com retornos destes mesmos aços e adicionam-se ferro ligas de baixo teor de carbono. Já nos inox, há que considerar a entrada de sucata isenta de carbono (escamas de ferro) e uma maior quantidade de ferro ligas isentas de carbono. No caso dos ferros, a sucata e retornos representam mais de 97% do total de fundido, já o restante é composto por inoculantes, nodularizantes, grafite e ferro ligas para ajuste da composição química pretendida (APF, 2014). Como já referido, no fabrico destas ligas para além do ferro utilizam-se elementos de liga como o crómio (Cr), o molibdénio (Mo), o vanádio (V), entre outros (APF, 2014). Contudo, o crómio e o molibdénio têm tendência a vaporizar-se durante a fundição, o que requer a presença de elementos de desoxidação, como o alumínio (Al), o manganês (Mn) ou até mesmo o titânio (Ti), dando-se preferência normalmente ao alumínio. Para este tipo de fundição são utilizados materiais à base de sílica e espato de fluor para facilitar a aglomeração e posterior remoção de escórias (APF, 2014). O manganês é adicionado para aumentar a resistência mecânica e a dureza em detrimento da ductilidade (ASM, 1993). O enxofre (S) é utilizado para melhorar a maleabilidade do aço mas afeta a sua ductilidade e resistência ao impacto (ASM, 1993). Por fim convém referir que, a presença de oligoelementos como o arsénio (As), estanho (Sn), antimónio (Sb), oxigénio (O), enxofre (S) e hidrogénio (H), que não fazem parte das especificações das ligas, podem conduzir a falhas inesperadas.

2.3 DEFEITOS EM FUNDIÇÃO

Uma vez que um dos objetivos desta dissertação é a caracterização de defeitos de fundição, é importante ter conhecimento dos vários tipos de defeitos, assim como as suas causas. Como referido anteriormente, o processo de fundição envolve vários processos até chegar à peça final. Todos estes processos são complexos, especialmente o vazamento, que é afetado por variáveis difíceis de controlar e que podem influenciar facilmente as especificações finais da peça.

Os defeitos podem levar à rejeição da peça por parte do cliente mesmo que não interfiram com o seu desempenho. A importância dos mesmos depende não só da sua dimensão, mas também, e sobretudo, da sua distribuição e localização. De facto, pequenos defeitos localizados no centro das peças não produzem efeitos tão negativos como se estiverem à superfície. Pelo contrário, defeitos com distribuições regulares são mais prejudiciais que as imperfeições de distribuição aleatória (ASM, 2002). No caso do aço os defeitos mais comuns são: porosidades, inclusões, rechupes, óxidos, defeitos superficiais e fissuração a quente.

As porosidades podem ser localizadas em diferentes zonas da peça, no interior ou até mesmo à superfície. Elas podem ser classificadas quanto à sua dimensão como macroporosidades ou microporosidades que não são visíveis a olho nu. De uma forma genérica, as porosidades são causadas pela ação combinada do processo de solidificação do metal e da sua desgaseificação durante a solidificação (Rajkolhe et al., 2014; Thomas, 2009). O método mais eficaz para a eliminação deste defeito é através do aumento do gradiente térmico. A desvantagem desta técnica está na limitação da própria liga usada, na geometria da peça e nas propriedades térmicas da moldação (ASM, 2002).

As macroporosidades podem causar concentrações de tensões locais no material da sua proximidade, o que leva facilmente à propagação de fendas por fadiga. A forma dos poros assume uma grande importância, em particular, para os poros planares, onde o efeito na fadiga do material é mais negativo do que para os poros esféricos (ASM, 2002). Relativamente às microporosidades, se o seu comprimento for inferior a 0,2 mm o seu efeito nas propriedades dinâmicas do material é praticamente inexistente, uma vez que materiais vazados com o mesmo material mas sem este defeito apresentam as mesmas propriedades de resistência à fadiga (ASM, 2002).

As inclusões são fases intermédias ou até mesmo porções não-metálicas inseridas na matriz do metal fundido. Existem inclusões de dois tipos:

- Exógenas: provocadas por fatores externos. Estas inclusões têm origem no sobreaquecimento da liga, num sistema de giteamento inadequado e no fluxo metálico turbulento, apresentando um efeito mais nefasto por serem de maiores dimensões. São compostas por silicatos e zircónio (ASM, 2002).
- Endógenas: são provocadas por fatores inerentes ao processo de fusão. Contrariamente ao que acontece com as exógenas, estas inclusões são de pequena dimensão e localizam-se normalmente nas últimas regiões a solidificar. Estas inclusões incluem sulfuretos, nitretos e óxidos derivados da reação química do metal fundido com o ambiente (Jolly, 2005). A presença de sulfuretos e fosforetos em valores elevados são prejudiciais para as propriedades mecânicas do material, por exemplo, a presença de enxofre é prejudicial para a ductilidade do aço, aumentando a sua probabilidade de fissuração a quente (Joo et al., 2015).

Os aços têm tendência para apresentar inclusões uma vez que a sua composição química engloba elementos reativos. Os materiais de moldação e refratários podem ser responsáveis pela formação de inclusões de sílica. Longos períodos de tempo a temperaturas elevadas aumentam a probabilidade de produção de inclusões associadas ao desgaste dos refratários, pelo que um sobreaquecimento exagerado do fundido, especialmente durante longos períodos de tempo, constitui uma situação a evitar (ASM, 1992). Mas em alguns casos a presença de inclusões é preferível à alternativa. Por exemplo, o alumínio é geralmente adicionado aos aços para promover a sua desoxigenação dando origem a inclusões de alumina (Al_2O_3) com frequência (Jolly, 2005). Contudo, a ausência de desoxigenação resultaria na obtenção de porosidade gasosa com um efeito muito mais prejudicial nas propriedades mecânicas que as inclusões de alumina (ASM, 1992; Jolly, 2005). Outro exemplo é o manganês, que pode ser adicionado para produzir inclusões de sulfureto de manganês (MnS) em vez de sulfureto de ferro (FeS) que tem um efeito fragilizante (Joo et al., 2015; Morgado, 2009).

Os filmes óxidos são muito semelhantes a uma inclusão, uma vez que são uma descontinuidade linear/planar e por isso uma região bastante provável para a propagação de fendas. A sua origem está relacionada com o vazamento, formando-se à superfície do metal à medida que este é vazado para a moldação (Rajkolhe et al., 2014), mas pode ser diminuída através do vazamento controlado do metal por baixo da moldação.

Os defeitos superficiais podem ser picadas, fissuração a quente, inclusões e porosidades. Os tipos de descontinuidade que apresentam maior perigo para o tempo de vida da peça são os de geometria planar, que geram pontos de elevada concentração de tensões (ASM, 1992).

A fissuração a quente é uma fissura ou fenda que se forma quando a zona pastosa, ou seja, a mistura de metal sólido-líquido fica isolada da zona de alimentação do metal e há uma posterior solidificação e contração, sendo de seguida deformada por tensão. As fissuras podem ter origem em vários fatores, em particular na temperatura de vazamento do metal, composição do metal, geometria da peça, rigidez da areia de machos, tipo de areia de contacto e o próprio sistema de gitagem e alimentação (Rajkolhe et al., 2014). Mas pode ser minimizado pela adequada escolha da composição do metal, melhoria do sistema de gitagem e alimentação e desenho da peça, bem como pela diminuição da temperatura de vazamento (Rajkolhe et al., 2014; Jolly, 2005; Monroe, 2005). Nesta dissertação vamos dar ênfase a este tipo de defeito, mas serão analisados e discutidos todos os defeitos presentes nas peças em análise.

Vanderesse estudou a correlação entre a morfologia do poro e a dimensão da zona de influência (análise poro por poro) e a correlação entre a fração local dos poros (Vanderesse, 2011). Neste estudo, foram analisadas faces cortadas transversalmente e foi feita uma análise fatia a fatia em zonas específicas. O autor analisou graficamente a distribuição dos poros ao longo do eixo longitudinal de cada amostra e indicou o local de iniciação das fissuras. Face aos resultados obtidos, o autor concluiu que em todas as amostras a fissura teve sempre origem num poro. Foi também analisada a zona mais propícia à formação de fissuras e concluiu-se que na maioria das amostras as fissuras tinham origem nos poros de maior volume e onde a densidade de poros era superior.

Monroe criou um modelo de previsão de iniciação da fissuração a quente causada pelas tensões internas desenvolvidas durante a solidificação e arrefecimento (Monroe, 2005). Estas tensões internas são criadas pelo aparecimento de uma cavidade, denominada no trabalho de *porosidade devido à deformação* (PSD).

Este procedimento requereu três etapas:

- realização uma simulação avançada da alimentação para determinar a temperatura, a porosidade (f_p) e frações sólidas, bem como as densidades de sólidos e líquidos, em função do tempo durante a solidificação e arrefecimento;
- realização uma simulação de stress com base nos resultados de temperatura gerada na simulação de solidificação, determinação dos deslocamentos e taxas de deformação normais em função do tempo;
- com os valores obtidos, num software de simulação de fundição comercial, calculo de PSD em toda a peça.

Os ensaios deste modelo foram realizados através da simulação de fissuras experimentais em fundição em forma de T para determinar o quão fiáveis são as previsões PSD correlacionadas

com os resultados das experiências de fissuras a quente. Na *Figura 2.3* pode ver-se o esquema utilizado para a peça.

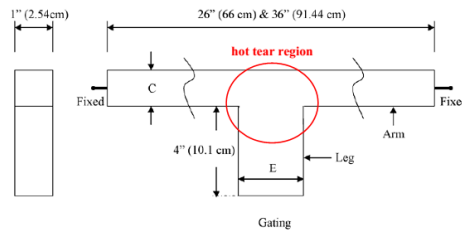


Figura 2.3 - Esquema da peça utilizada no estudo de Monroe, (Monroe, 2005).

Pelos resultados obtidos, o autor concluiu que existe uma boa correlação entre valores relativamente elevados de PSD e a presença de fendas quentes. Além disso, verificou que o aumento do teor de enxofre e de fósforo no fundido aumentou a tendência de fissuração que se explica pelo aumento do intervalo de solidificação.

No seguimento do trabalho anterior Monroe concluiu que tanto a geometria como a composição da liga influenciam a fissuração a quente (Monroe, 2009). De facto, peças com geometria em forma de T, para larguras de perna maiores apresentam uma maior probabilidade de fissuração, já no que se refere à composição da liga, um aumento do teor de carbono, enxofre e fósforo, conduz a um aumento no intervalo de tempo de solidificação, durante o qual a região do ponto quente é frágil, influenciando a ocorrência de fissuras. Conclui-se ainda que a presença de alimentadores nas últimas zonas a solidificar (nos chamados pontos quentes) diminui a probabilidade de ocorrência de fissuração.

Face ao exposto, é possível inferir sobre a influência do sistema de gtagem e alimentação no desenvolvimento de fissuras durante a solidificação dos aços. Assim, justifica-se que se apresente com algum detalhe estes sistemas, a sua função e qual a geometria mais adequada para evitar a fissuração das peças. A importância dada ao trabalho de Monroe deve-se também à sua influência na escolha da geometria das peças e do tipo de defeito estudado como veremos adiante.

2.4 SISTEMA DE GITAGEM

O conjunto de canais que transportam o fluido para o interior da cavidade de moldação denomina-se *sistema de gtagem* e é constituído por uma bacia de vazamento, um gito de descida, um poço, um ou vários canais de distribuição e ataques. Na *Figura 2.4*, apresenta-se um esquema deste sistema, o qual tem como objetivos (Stoll, 2009):

- Promover um enchimento suave da moldação para facilitar a retenção de escórias na bacia de vazamento e evitar uma reação excessiva do metal com a atmosfera e com a moldação;
- Distribuir o fundido por todas as partes da cavidade da moldação;
- Garantir uma distribuição adequada de temperaturas durante o arrefecimento.

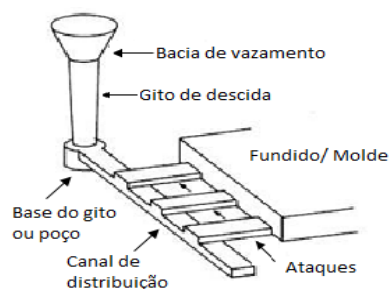


Figura 2.4 - Esquema de um sistema de gitação, adaptado de (ASM, 2009).

Num sistema de gitação é necessário ter em conta as seguintes variáveis (Stoll, 2009; ASM, 1992): i) geometria e dimensão dos canais de distribuição; ii) energia de queda inicial; iii) velocidade de enchimento da moldação; iv) maximização do rendimento da placa-molde; v) economia na remoção dos ataques; vi) evitar distorções e vii) compatibilidade dos métodos de moldação e de vazamento.

Tanto a geometria como as dimensões dos canais são fundamentais nas características do fluido, pelo que se deve ter bastante cuidado na projeção do sistema de gitação (ASM, 2009). Para que os contaminantes como óxidos e escórias fiquem aprisionados no interior do metal e não apareçam à superfície, a energia cinética à superfície tem que ser suficiente (Barkhudarov, 1997). Para tal, deve concentrar-se a energia na queda inicial e garantir que posteriormente o enchimento da moldação seja suave (Stoll, 2009; ASM, 1992). Existem diferentes tipos de bacias de vazamento, das quais se destacam as esquematizadas na Figura 2.5.

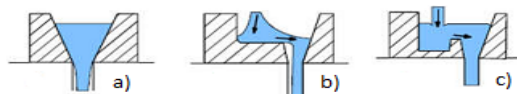


Figura 2.5 - Diferentes bacias de vazamento: a) cônica; b) de fundo plano; c) de fundo plano com eliminação de velocidade horizontal; adaptado de (ASM, 1992).

A bacia cônica é a mais utilizada nas fundições porque é muito fácil de moldar, no entanto apresenta alguns inconvenientes que podem ser colmatados com o uso de uma bacia de fundo plano ou de fundo plano com eliminação de velocidade horizontal. No caso da primeira, esta permite um controlo da velocidade possibilitando que as escórias flutuem, uma vez que o metal não entra diretamente no gito. Já a segunda, ao eliminar a componente horizontal da velocidade, o metal desce as paredes preenchendo o gito na totalidade, o que não aconteceria caso esta componente não fosse eliminada (ASM, 1992).

A geometria do gito de descida deve coincidir com a forma do fundido em queda livre para que este se mantenha sempre em contacto com a areia (Stoll, 2009). Isto só é possível com um gito na forma de funil longo. A base do gito de descida é a junção entre este e o canal de distribuição e tem como funções (Stoll, 2009): i) amortecer a energia cinética e consequentemente reduzir a velocidade do metal; ii) prevenir a erosão na moldação; iii) prevenir a aspiração de ar e iv) garantir que o canal de distribuição encha na totalidade.

Os canais de distribuição são geralmente horizontais para poderem ser colocados sob o plano de separação da moldação, contudo é mais fácil cumprir o requisito da altura máxima de queda se o fundido entrar pela zona mais baixa da cavidade (Stoll, 2009). Os ataques devem estar colocados sempre a acima do canal de distribuição para que a cavidade de moldação não encha antes de ser expulso todo o ar do sistema e para que a escória flutue. Para que haja minimização

dos efeitos, deve haver um aumento da área do canal de distribuição relativamente à área do poço (Stoll, 2009).

2.5 SISTEMA DE ALIMENTAÇÃO

O objetivo do uso do alimentador é eliminar a existência de pontos quentes na peça, transferindo-os para o seu interior (ASM, 2009). O alimentador é então um reservatório de metal líquido com a função de eliminar a contração volumétrica do fundido principalmente a que acontece enquanto o material ainda se encontra no estado líquido (Ribeiro, 2006; ASM, 2009). De facto, é importante ter em conta que o metal mais quente no final do enchimento da cavidade de moldação deve situar-se nos alimentadores, os quais se devem posicionar por cima do ponto quente do fundido, com sistema de gitagem adequado para que a solidificação seja dirigida para o alimentador (ASM, 2009). Deste modo, para ter um sistema de alimentação adequado é necessário respeitar três critérios:

Critério do tempo de solidificação ou módulo

De acordo com este critério, o módulo do alimentador (M_a) deve ser superior ao da parte da peça ao qual está ligado (M_p), e é dado por (Ribeiro, 2006):

$$\text{Equação 2.1} \quad M_a = \zeta \cdot M_p$$

Onde ζ é um coeficiente que depende do tipo de alimentador e do seu posicionamento e é dado por (Ribeiro, 2006):

$$\text{Equação 2.2} \quad \zeta = \text{fator}_{\text{posição}} \cdot \text{fator}_{\text{tipoliga}}$$

apresentando estes dois fatores os valores registados na *Tabela 2.4*.

Tabela 2.4 – Fatores de posição e tipo de liga necessários para o cálculo do módulo do alimentador (Ribeiro, 2006).

Fator posição do alimentador	Tipo de alimentador
1	Quente ou frio mas perto dos ataques
1,1	Frio
0,9	Quente com isolamento
0,65	Exotérmico
Fator do tipo de liga	Liga
1,2	Ligas de cobre, ferros fundidos nodulares e aços não ligados
$\leq 1,2$ ($0,65 \leq f_i \leq 0,80$)	Ferros fundidos cinzentos de grafite lamelar
1,4	Ferros brancos, ferro maleável, aços ligados e ligas de magnésio, alumínio e níquel

Critério do volume da contração

Este critério refere que o volume disponível no alimentador, descontando o efeito térmico e a contração específica da liga metálica, deve ser suficiente para suprimir as necessidades do metal na parte da peça onde foi aplicado ($V_{\text{disponível}} \geq V_{\text{necessário}}$) (Ribeiro, 2006). Deve assim verificar-se se o volume do alimentador (V_a) compensa a contração volumétrica resultante da solidificação global da peça (Ribeiro, 2006). O volume do metal necessário e o volume disponível são dados respetivamente por:

Equação 2.3
$$V_{necessário} = \beta \cdot V_{peça}$$

Equação 2.4
$$V_{disponível} = Va \cdot (\mu - \beta)$$

Sendo β a contração específica do material e μ o rendimento do alimentador, que varia consoante o seu tipo, o sistema utilizado para o auxiliar e o próprio material (Ribeiro, 2006).

O volume do metal disponível no alimentador deve ser maior ou igual ao necessário na peça ou em parte dela (Ribeiro, 2006), logo:

Equação 2.5
$$V_{disponível} \geq V_{necessário}$$

Equação 2.6
$$\Leftrightarrow Va = V_{peça} \frac{\beta}{\mu - \beta}$$

Normalmente o volume do alimentador excede o necessário, minimizando desta forma a probabilidade do aparecimento de defeito. Caso contrário basta aumentar o volume do alimentador para respeitar esta regra, desde que as regras anteriores não deixem de ser cumpridas (ASM, 2009; Ribeiro, 2006).

Critério da distância de alimentação

Este critério refere que esta distância varia de liga para liga e que é necessário ter em conta o efeito do: alimentador; extremo da peça e arrefecedor (Ribeiro, 2006). Estes efeitos podem influenciar de forma isolada ou conjunta as distâncias de alimentação. Uma forma rápida de estimar a distância de alimentação é recorrer ao auxílio de gráficos, que mostram a variação desta distância com a espessura para cada material. Numa peça com zonas de diferentes espessuras sabe-se que as zonas de maior espessura alimentam as de menor, e aquelas serão alimentadas pelo alimentador (ASM, 2009; Ribeiro, 2006). É, então, necessário verificar se a zona de maior espessura tem uma distância de alimentação capaz de alimentar toda essa zona, e caso contrário colocar alimentadores nas zonas que poderiam ficar sem alimentação. Assim, o número de alimentadores deve ser tal que a soma das suas distâncias de alimentação seja capaz de cobrir todo o perímetro a alimentar (ASM, 2009). Neste trabalho experimental serão usados alimentadores com camisas constituídas por um material exotérmico apenas sobre as zonas críticas (zonas T).

Usam-se arrefecedores sempre que há necessidade de alterar a ordem de solidificação, ou seja, é útil quando num certo local da peça há tendência para se formar um ponto quente ou um estrangulamento (Ribeiro, 2006). O arrefecedor pode ser classificado como: bilateral, quando é colocado a abranger toda a superfície e em ambas faces da placa; ou como unilateral, quando é colocado a abranger a superfície mas apenas numa das faces da placa (Ribeiro, 2006). Neste trabalho experimental serão usados arrefecedores unilaterais, a abranger toda a zona T (zona de interseção).

CAPÍTULO 3 ESTUDO EXPERIMENTAL

Neste capítulo são descritos os parâmetros utilizados no fabrico das peças com o objetivo de encontrar a configuração ou configurações que minimizem os defeitos no produto final. São ainda apresentados os processos de fabrico, os ensaios realizados e os equipamentos utilizados na caracterização das peças.

Nesta dissertação a liga selecionada foi a GS-52, que é um aço carbono de baixa liga e apresenta a composição química (% em peso) visível nas *Tabela 3.1*, segundo a norma DIN 1681. Foi escolhida esta liga por ser uma das mais vazadas na empresa e no período de tempo disponível para a realização do trabalho.

Tabela 3.1 - Composição química da liga GS-52.

% C	% Si	% Mn	% S	% P	% Cu	% Cr	% Ni	% Al	% Ti	% Mo
0,18- 0,21	0,30- 0,50	1,10- 1,30	Max 0,03	Max 0,035	Max 0,30	Max 0,30	Max 0,40	Max 0,10	Max 0,03	Max 0,12

3.1 VARIÁVEIS A EXPLORAR NO PROCESSO DE FABRICO

Entre os vários parâmetros já referidos ao longo deste documento que poderão estar na origem da fissuração a quente, neste trabalho, optou-se por explorar a composição da liga, a espessura da perna da peça com geometria na forma de T, o sistema de gitagem, o sistema de alimentação e a temperatura de vazamento. Contudo, tendo em consideração o elevado número destas variáveis seria praticamente impossível, no âmbito desta tese, realizar todas as experiências que permitissem cruzar e avaliar a influência de todos os parâmetros simultaneamente. Assim, recorreu-se ao Método de Taguchi como ferramenta para planear o número de experiências a realizar. Este método prevê que seja somente executada uma fração do número total de combinação de variáveis de entrada, minimizando assim o trabalho a realizar. Este método surgiu após a segunda Guerra Mundial, quando o Dr. Taguchi, na altura a trabalhar como responsável pela produção e qualidade no ELC (*Electrical Communication Laboratories*) no Japão, começou a desenvolver novos métodos para a otimização de processos de engenharia e de investigação (Roy, 1990). O método criado para além de ser um método de planificação de experiências é também um conceito que impõe uma disciplina na melhoria da qualidade completamente diferente do que se praticava tradicionalmente (Roy, 1990).

A aplicação do Método de Taguchi exige que se identifiquem os parâmetros de fabrico que possam ter efeitos significativos na resposta que se pretende obter, sendo os parâmetros de controlo/teste aqueles cujos valores vão ser controlados e alterados. Paralelamente à seleção dos parâmetros são escolhidos os níveis para cada um deles. Tanto o número de níveis como os valores para cada parâmetro de teste definem o número de ensaios necessários. No desenho experimental faz-se a escolha da matriz de experiências e a definição do procedimento de análise dos dados. A matriz tem que ser tal que satisfaça o número de graus de liberdade para os parâmetros e os seus respetivos níveis e os ensaios a realizar são tantos quantos os definidos na matriz.

O Método de Taguchi tem sido aplicado nas mais variadas áreas, desde a medicina (Konduk et al., 1998), à engenharia de materiais (Turkmen et al., 2002) sendo sobretudo usado nos

processos de fabrico (Lee et al., 2003; Muzammil et al., 2003). Entre os múltiplos trabalhos destaca-se o de Hwan Lee e Heon Lee (Lee et al., 2003) onde foram otimizados os parâmetros de corte para minimizar a rebarba, com uma matriz de L16. Já Chen e Huang (Chen, 2007) utilizaram o método para otimização do processo de fabrico de trefilagem, com uma matriz L9.

Existem também alguns trabalhos desenvolvidos na área da fundição. Muzammil utilizou o método de Taguchi na otimização da fundição de uma engrenagem, tendo controlado seis fatores: teor de argila, teor de humidade, condensação, tamanho de partícula de areia, fluidez metal, e sistema de gitagem (Muzammil et al., 2003). Neste estudo, a característica de qualidade selecionada foram os defeitos de fundição, tendo utilizado uma matriz ortogonal para os seis fatores, pelo que foram realizadas 18 experiências (Muzammil et al., 2003). Outro trabalho realizado nesta área foi desenvolvido por Syrcos para analisar quais os parâmetros mais significativos do processo de fundição de ligas de alumínio $AlSi_9Cu_{13}$ com o objetivo de produzir a densidade de fundição ótima (Syrcos, 2003). Para tal, Syrcos considerou os seguintes parâmetros: velocidade do pistão, temperatura do metal, tempo e pressão hidráulica de enchimento. Os resultados indicaram que os parâmetros selecionados afetaram significativamente a densidade das ligas de alumínio vazadas (Syrcos, 2003). Outro autor, Wu, procurou otimizar os parâmetros do processo de fundição de peças em ligas de magnésio usando o Método de Taguchi para uma gestão eficiente das experiências realizadas. Os parâmetros considerados foram: fundição sob pressão, temperatura da matriz, velocidade de injeção, tempo de arrefecimento sobre a deformação superficial dos componentes (Wu et al., 2004). Mais uma vez, os resultados confirmaram a eficácia desta metodologia. Em jeito de conclusão, após a análise dos estudos acima referidos, e apesar de nenhum deles ser referente à fundição de aço, pode salientar-se que:

- Os parâmetros mais controlados em fundição são: o tempo e a temperatura de vazamento, a composição do metal e o sistema de gitagem;
- Em todos os trabalhos, a aplicação do Método de Taguchi teve sucesso para a determinação dos parâmetros com maior influência nos resultados.

Metodologia adotada neste trabalho

Inicialmente procurou-se entender como são realizados os testes de controlo e em caso de defeito quais os procedimentos que são realizados. Após esta fase, tentou-se aplicar o método de Taguchi executando a seguinte metodologia:

1. Definir o objetivo do estudo: diminuir os testes necessários para definir quais os parâmetros que mais influenciam a fissuração a quente de peças de aço-carbono, aumentando a qualidade e a robustez do processo de fundição;
2. Definir a resposta e características de qualidade: levantamento das possíveis resposta e de como as avaliar. Neste caso a resposta será ter ou não fissuras e no caso afirmativo elas serão medidas;
3. Identificar os fatores de ruído (isto é, fatores que influenciam o aparecimento de fissuras na peça) e o número de repetições: os fatores de ruído identificados foram a composição da liga, a temperatura de vazamento, a geometria da peça, o sistema de gitagem e alimentação, a areia utilizada na moldação e nos machos, assim como a pintura dos mesmos e, por fim, a rigidez dos machos.
4. Selecionar os parâmetros a utilizar e os respetivos níveis: tendo em conta a geometria da peça que se vai usar (em forma de T) os parâmetros mais relevantes são a

composição da liga, a temperatura de vazamento, a geometria da peça, o sistema de alimentação e o sistema de gitagem. Todos os ensaios produzirão três peças. E para cada parâmetro haverá 3 subníveis, à exceção do último, que só terá dois, ou seja, iremos ter uma matriz L9 para cada sistema de gitagem, *Tabela 3.2*.

5. Selecionar o desenho da experiência: duas matrizes L9, *Tabela 3.2*.
6. Realizar as experiências propostas na matriz, com o objetivo de determinar qual ou quais os parâmetros com maior importância para o estado final da peça.
7. É feito um estudo ANOVA com os parâmetros que mais influenciam os resultados para saber exatamente qual a sua influência.
8. Finalmente é testada a solução obtida no Método de Taguchi.

Tabela 3.2 - Matriz L9 a ser usada neste estudo para a entrada do fluido pela perna do T.

Parâmetros/ Nº Experiências	Composição	Espessura	Arrefecedor/Camisa	T
1	C1	1	-	T1
2	C1	2	arrefecedor	T2
3	C1	3	camisa	T3
4	C2	1	arrefecedor	T3
5	C2	2	camisa	T1
6	C2	3	-	T2
7	C3	1	camisa	T2
8	C3	2	-	T3
9	C3	3	arrefecedor	T1

Em resumo, definiram-se, então, duas tabelas de Taguchi L9 diferentes, consoante o sistema de gitagem: na primeira, todas as peças são alimentadas pela perna; na segunda, todas as peças são alimentadas por um dos braços. Relativamente à composição química, foram selecionadas três composições distintas C1, C2, C3, as quais foram escolhidas com o objetivo de variar a quantidade de Al e Mn. A composição C1 corresponde à normalmente utilizada pela empresa para a formação da liga GS-52. A composição C2 foi enriquecida em Al, enquanto a composição da liga C3 foi enriquecida em Mn. Relativamente à espessura, variou-se apenas a espessura da perna de cada T, tendo permanecido a espessura dos braços constante e igual a 12 mm. As três espessuras escolhidas para as pernas foram 6 mm (metade da espessura dos braços); 12 mm (igual à espessura dos braços) e 24 mm (o dobro da espessura dos braços). Variou-se ainda na zona T, a presença de arrefecedores, com o objetivo de aumentar a velocidade de arrefecimento do fundido e a presença de camisas, com o objetivo de transferir o ponto quente da peça para a própria camisa. Procurou-se ainda controlar a temperatura de vazamento, o que foi impossível devido à dificuldade em controlar fatores externos durante o mesmo, como por exemplo a temperatura exterior que influencia a velocidade de arrefecimento do próprio fundido. A solução encontrada foi controlar a ordem de vazamento, o que permitiu definir quais as caixas vazadas com fundido a maior e a menor temperatura. A peça em T terá as dimensões representadas na *Figura 3.1*.

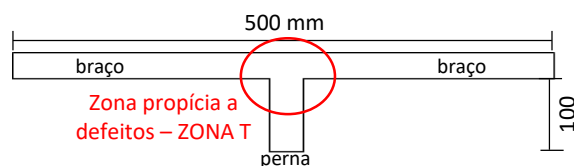


Figura 3.1 - Esquema com as dimensões das peças em estudo.

3.2 O PROCESSO PRODUTIVO DAS PEÇAS

O processo de produção das peças, sobre as quais o estudo foi realizado, teve início na escolha da sua geometria, nomeadamente a forma e a espessura. O desenho das peças foi enviado para a carpintaria onde foram executados os modelos (*Figura 3.2 a) e b)* e as placas-molde (*Figura 3.2 c) e d)*) em madeira, onde foram incorporados os elementos do sistema de alimentação das peças.

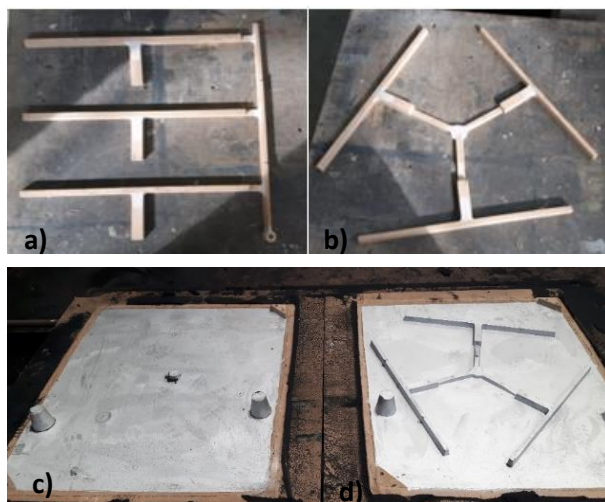


Figura 3.2 – Modelo das peças em forma de T fabricadas em madeira com espessura 24 mm: a) alimentação pelo braço e (b) alimentação pela perna. Exemplo de placa-molde superior c) e inferior d).

Seguidamente, foram construídas as moldações em areia química ou auto-secativa que permitiram a obtenção das peças desejadas. A sequência de etapas realizadas para a obtenção da moldação em areia está esquematizada nas imagens da *Figura 3.3*.



Figura 3.3 - Etapas realizadas para a obtenção da moldação em areia auto-secativa.

Depois das moldações feitas foram pintadas usando um sistema de pintura por rega com tinta refratária.

A fusão das matérias-primas para a obtenção das diferentes ligas foi realizada no forno de indução INSERTEC com capacidade de 1 tonelada, *Figura 3.4 a)*. A colher de vazamento pelo fundo de 1 tonelada, foi previamente aquecida para diminuir as perdas de calor durante o processo de vazamento, *Figura 3.4 b)* e a temperatura de vazamento foi medida com um pirómetro OCC com uma incerteza de $\pm 1^{\circ}\text{C}$, *Figura 3.4 c)*. Não foi possível medir a temperatura de todas as caixas devido à rapidez do processo.

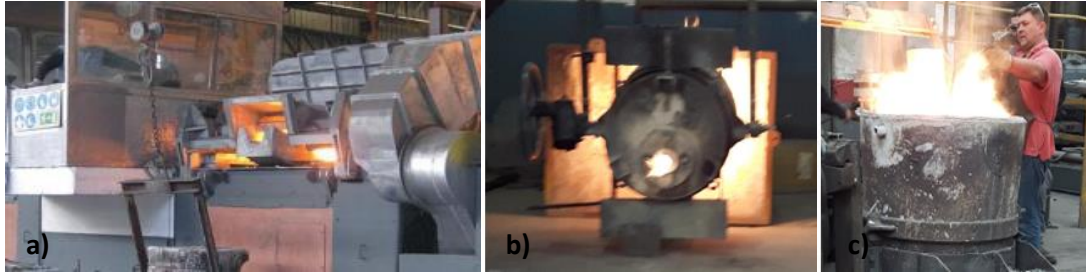


Figura 3.4 – a) Forno de indução de capacidade 1 Ton; b) aquecimento a gás da colher antes de ser vazado o fundido para o seu interior; c) medição da temperatura do fundido da colher com um pirômetro.








Depois do vazamento as peças arrefeceram durante cerca de 2 horas, tendo sido posteriormente desmoldadas, limpas na granalhadora e rebarbadas. Na Figura 3.5 pode observar-se uma das peças produzida.














Figura 3.5 - Exemplo de uma peça.

As características das peças e do vazamento estão representadas na Tabela 3.3, sendo a denominação utilizada a seguinte: o primeiro dígito correspondente à moldação e o segundo à numeração dada às peças obtidas do mesmo.

Tabela 3.3 – Características das peças e do próprio vazamento.

Composição	Moldação	Gitagem	Espessura	Arrefecedores/Camisas	Temperaturas de vazamento (°C)
C1	Moldação 1		6	Sem arref. e camisas	1610
	Moldação 2		12	Com arrefecedores	1590
	Moldação 3		24	Com camisas	1580
	Moldação 4		6	Sem arref. e camisas	-
	Moldação 5		12	Com arrefecedores	-
	Moldação 6		24	Com camisas	-
C2	Moldação 7		6	Com arrefecedores	1590

	Moldação 8		12	Com camisas	1581
	Moldação 9		24	Sem arref. e camisas	1578
	Moldação 10		6	Com arrefecedores	-
	Moldação 11		12	Com camisas	-
	Moldação 12		24	Sem arref. e camisas	-
	C3	Moldação 13		6	Com camisas
Moldação 14			12	Sem arref. e camisas	1609
Moldação 15			24	Com arrefecedores	1589
Moldação 16			6	Com camisas	-
Moldação 17			12	Sem arref. e camisas	-
Moldação 18			24	Com arrefecedores	-

3.3 PREPARAÇÃO DE AMOSTRAS E TÉCNICAS DE CARACTERIZAÇÃO

Neste subcapítulo, é feita uma descrição detalhada da preparação das amostras, dos ensaios realizados, dos equipamentos utilizados e dos resultados gerais para cada ensaio. Parte dos ensaios foram realizados na DuritCast e os restantes no Departamento de Física e no Departamento de Mecânica da Universidade de Aveiro.

3.3.1 Análise da composição química

A determinação da composição química foi feita com o primeiro material que foi vazado numa pequena medalha de material (*Figura 3.6*), a qual depois de arrefecida é analisada num espectrómetro de emissão ótica.



Figura 3.6 - Obtenção de uma medalha para determinação da composição química do fundido.

Na espectrometria de emissão ótica com excitação por arco elétrico (*Spark Source Optical Emission Spectroscopy - OES*), procede-se à análise do espectro de radiação ótica emitida pela amostra metálica sólida, cuja superfície, sob proteção de um fluxo de argon, sofre evaporação mediante a aplicação de uma rápida sucessão de descargas elétricas de elevada intensidade. A análise desse espectro permite, por comparação com padrões de calibração, determinar a composição química da amostra. O equipamento utilizado para a medição das percentagens dos componentes metálicos foi o espectrómetro Spetrolab M80 (*Figura 3.7 a*).

Para uma maior precisão, a análise da quantidade de carbono é feita no equipamento Leco CS 230 (*Figura 3.7 b*). Esta técnica baseia-se na combustão do material (~1g) numa atmosfera rica em oxigénio obtida pela absorção no infravermelho dos gases produzidos. Ambos os sistemas são propriedade da empresa DuriCast (*Figura 3.7*). Os resultados obtidos nas amostras analisadas estão descritos na *Tabela 4.1* no Capítulo 4.



Figura 3.7 – a) Espectrómetro de emissão ótica; b) Leco.

3.3.2 Estudo dos defeitos pelo método dos líquidos penetrantes

A presença de defeitos foi sinalizada inicialmente através de uma inspeção visual em que se identificaram os vários tipos de defeitos/descontinuidades e as suas dimensões. Os defeitos observados na zona T foram fissuras, rechupes e porosidades. Posteriormente foram realizados ensaios não destrutivos com líquidos penetrantes nas costas do T, como indica a *Figura 3.8*, para identificar e caracterizar os defeitos observados.

O método de ensaio por líquidos penetrantes aplica-se na deteção de descontinuidades, quer microscópicas quer macroscópicas, abertas na superfície em materiais sólidos não porosos. O método baseia-se na utilização de um líquido que é aplicado sobre a superfície da peça a inspecionar, previamente limpa e que por capilaridade preenche as descontinuidades existentes na superfície. A aplicação posterior de um produto absorvente, um revelador, aumenta a visibilidade das descontinuidades. Resumidamente, a aplicação do método obriga às seguintes etapas, segundo a norma EN 571-1:

- Antes do ensaio a temperatura da peça deve estar entre os 10 e 50 °C e a superfície tem que ser devidamente limpa e seca;
- Os líquidos penetrantes são aplicados na área a ser inspecionada;
- Após o tempo de penetração adequado (cerca de 10 min, neste caso em particular), o excesso de penetrante é removido inicialmente com um pano seco e em seguida com um pano humedecido por um solvente;

- Após a secagem aplica-se o revelador o mais rápido possível, o qual absorve o penetrante que entrou e permaneceu na descontinuidade, permitindo a absorção do líquido presente no defeito. O tempo de revelação varia entre os 10 e os 30 min;
- No final da observação, a peça deve ser limpa rapidamente para evitar uma forte aderência do revelador que pode provocar a sua corrosão.

As soluções usadas para este ensaio foram um penetrante vermelho fluorescente e um revelador branco. Como se pode ver na *Figura 3.8*, as zonas a vermelho são as zonas onde existem defeitos e a intensidade da cor aumenta quanto maior for a sua dimensão.



Figura 3.8 -Algumas peças sujeitas ao ensaio de líquidos penetrantes.

Os resultados obtidos pelas duas técnicas de inspeção de defeitos para cada peça são apresentados no Capítulo 4.

3.3.3 Dureza

Os testes de dureza foram efetuados pelo método de Brinell. Este método é usado essencialmente em materiais metálicos e consiste em fazer penetrar um indentador de aço de elevada dureza ou de carboneto de tungsténio de forma esférica na superfície da amostra. O valor de dureza de Brinell (HB) depende do diâmetro e da profundidade da impressão deixada no material em estudo.

Como referido, o teste de dureza consiste em fazer penetrar um indentador na amostra, para isso a superfície da amostra foi limpa/rebarbada e posteriormente foi utilizado um martelo de impacto de Brinell para gerar a impressão no material. Por último, o diâmetro da impressão foi medido e o seu valor foi convertido em valores de dureza. Os resultados deste ensaio podem ser observados na *Tabela 4.27*.

3.3.4 Ensaio de tração

Os ensaios de tração consistem em aplicar uma força uniaxial no material, alongando-o até à sua fratura. O corpo de prova – provete, é fixado pelas suas extremidades nas garras de fixação de uma máquina de tração, sendo depois submetido a uma força gradual em que é registado cada valor da força aplicada bem como o alongamento do material (extensão pós rutura). A partir destes valores, obtêm-se as tensões dividindo as forças pela área da seção transversal da barra, e a deformação específica dividindo o alongamento pelo comprimento ao longo do qual ocorre deformação (William, 2007; Lawrence et al., 2000; Roylance, 2001). Deste modo, pode obter-se o diagrama tensão - deformação completo para o material em estudo. A forma típica deste diagrama para o aço estrutural aparece na *Figura 3.9*, onde estão representados os diferentes comportamentos do material no decorrer do ensaio.

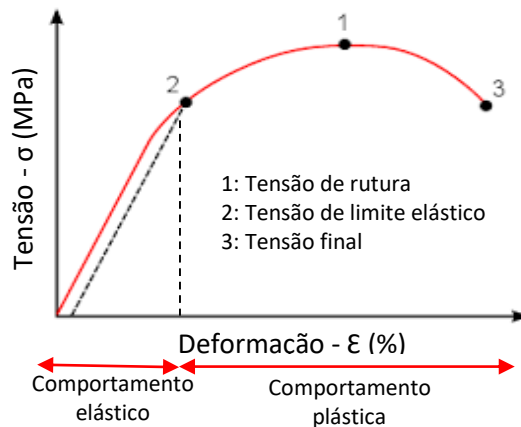


Figura 3.9 – Gráfico típico tensão – deformação para um material metálico, adaptado de (Roylance, 2001).

Para a realização de ensaios de tração foi necessário maquinar provetes com uma geometria específica (comprimento zona útil do provete: 35 mm; diâmetro da cabeça: 11,90 mm; diâmetro zona útil provete: 6,15 mm) e para isso usou-se uma parte do braço da peça. Estes ensaios de tração foram realizados na máquina SHIMADZU AG-Xplus, (Figura 3.10 a)) e os dados foram obtidos pelo software Trapeziumx. Os ensaios apenas foram realizados nas peças: 7.3, 8.3, 9.2, 10.1, 11.3, 12.3 e 13.2 (ver Tabela 3.3), com o objetivo de verificar a influência da espessura e do sistema de gitagem das peças. Os valores da Norma DIN 1681 para a liga GS-52 dizem que as propriedades mecânicas obtidas devem respeitar os seguintes valores: tensão de rutura: min 520 MPa; tensão de cedência (0,2%): min 260 MPa; extensão após rutura (%): min 18% e coeficiente de estricção: min 25%.

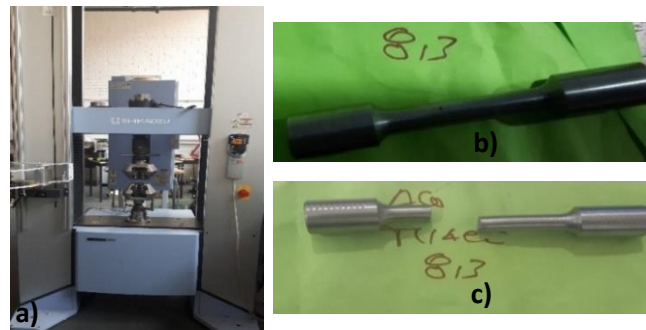


Figura 3.10 - a) Máquina para ensaios de tração; b) provete para ensaio; c) provete após o ensaio de tração.

3.3.5 Microscopia ótica

A caracterização metalográfica do material foi realizada a partir de amostras da liga GS-52 cortadas com auxílio de uma serra na zona de intersecção entre os braços e perna da peça em T (Figura 3.11).

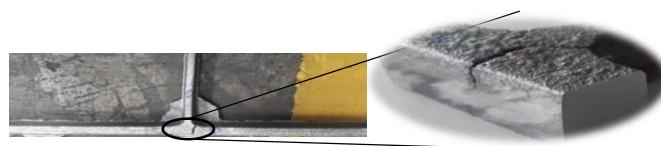


Figura 3.11 - Zona do T cortada para análise metalográfica.

Para a análise metalográfica as peças foram polidas utilizando duas lixas de diferentes granulometrias P180 e P500 e pano de polimento. Nas primeiras sessões foi utilizado como lubrificante água corrente, enquanto na última foi utilizada pasta de diamante de 3 μm e lubrificante diamante. As amostras (*Figura 3.12*) foram polidas manualmente utilizando uma velocidade de rotação do prato de suporte das lixas de 300 r.p.m.



Figura 3.12 - Amostras polidas para visualização no microscópio ótico.

A análise metalográfica foi efetuada com o auxílio do microscópio ótico Nikon Eclipse MA 100, sendo utilizada a ampliação 100x para todas as amostras. Na *Figura 3.13* podem ver-se imagens típicas numa zona sem e com defeito. Para se conseguir observar a microestrutura do aço as amostras foram atacadas com Nital (4%). O ataque químico consistiu em colocar Nital sobre a superfície polida durante 2s e em seguida foi feita uma lavagem com álcool. O software usado para análise de imagem e metalográfica foi o Grani.

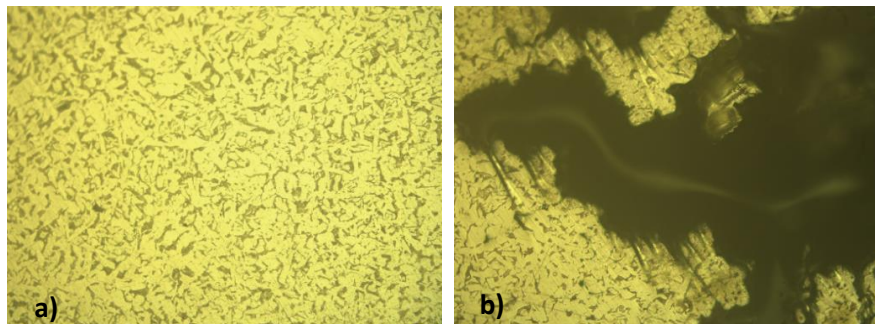


Figura 3.13 – Imagens típicas de uma zona sem defeito a) e com defeito b).

3.3.6 Microscopia Eletrónica de varrimento e análise elementar

A obtenção de imagens por microscopia eletrónica de varrimento (SEM) baseia-se na interação entre um feixe de elétrons e as regiões da amostra situadas numa vizinhança mais ou menos profunda da sua superfície. O feixe de elétrons primários, é colimado pela ação de um conjunto de lentes eletromagnéticas, e orientado de forma a varrer a superfície da amostra. A forma como o feixe interage nas variações existentes na topografia da amostra faz variar a intensidade do feixe de elétrons secundários (SE). Estes elétrons estão associados aos átomos da amostra, porque são os átomos ejetados depois da colisão dos elétrons primários na mesma. O sinal resultante da emissão dos elétrons secundários é visualizado num tubo de raios catódicos, sincronizado com a sequência de varrimento do feixe primário, originando assim uma imagem virtual da superfície analisada (Dedavid et al., 2007).

Além da topografia o SEM oferece outros modos de operação, um deles é a espectroscopia de dispersão de energia (EDS) que permite uma análise quantitativa dos elementos químicos na superfície dos materiais. Este modo tira proveito dos raios-X emitidos pela amostra quando

irradiada por um feixe de elétrons. Estes são específicos do número atômico da amostra e, o seu comprimento de onda ou a sua energia podem ser utilizados para identificar o elemento. Na emissão dos primeiros dez elementos de baixo número atômico as perdas por absorção na amostra são grandes e por isso a medição tem um erro associado elevado (exemplo: carbono e oxigénio). Assim, através da análise dos máximos obtidos no espectro podem-se identificar os elementos presentes na amostra (Dedavid et al., 2007; Kakas et al., 2009).

As zonas da amostra próximas de defeito foram observadas no microscópio eletrónico de varrimento, tendo também sido realizada uma análise química elementar feita por EDS acoplada ao microscópio. Para esta análise foram selecionadas apenas algumas amostras, de acordo com a presença ou não de defeitos internos à peça (*Figura 3.14*). As amostras anteriores (*Figura 3.12*) foram cortadas transversalmente com as dimensões $\approx 1 \times 2$ cm em zonas onde visualmente se previa que ocorressem defeitos, para visualização no SEM. Os cortes foram realizados com o auxílio de uma serra, usando um lubrificante solúvel (10%) da Kluber (CO 6-468 PS).

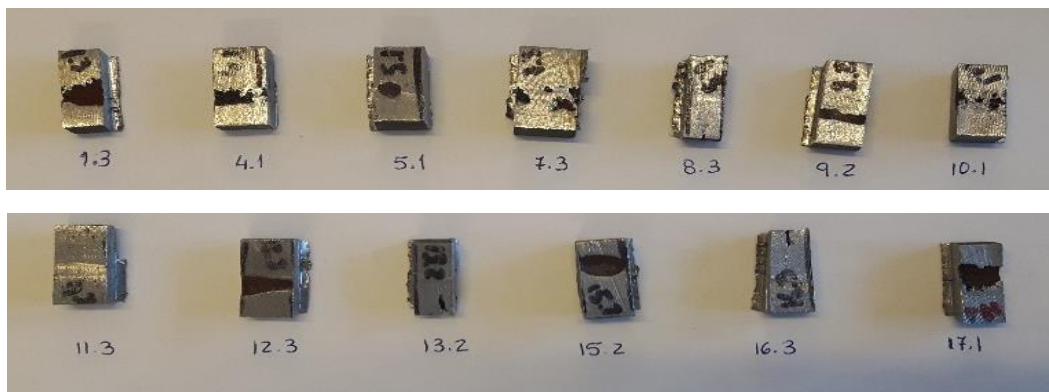


Figura 3.14 - Amostras para análise no SEM.

O equipamento usado nesta análise foi o microscópio eletrónico de varrimento da Bruker. Na *Figura 3.15* mostra-se uma imagem típica de SEM e a respetiva análise por EDS.

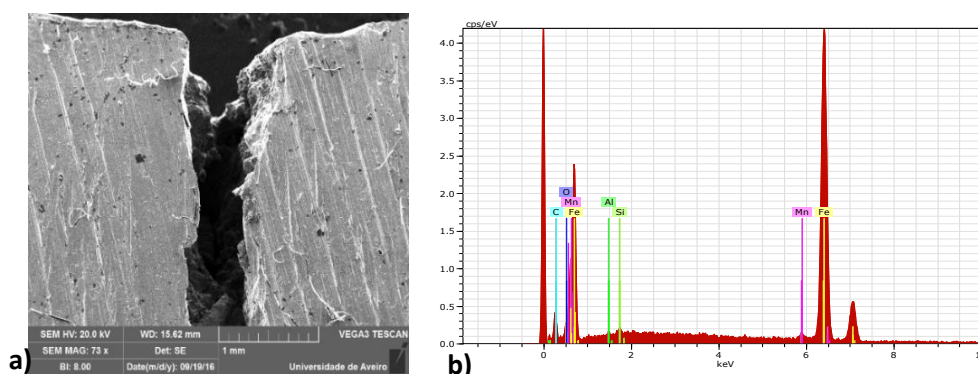


Figura 3.15 - a) Imagem obtida no SEM de uma zona com fenda; b) espectro da análise de EDS à amostra.

CAPÍTULO 4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 RESULTADOS

Tendo em consideração as condições experimentais dos ensaios realizados (*Tabela 3.3*), apresentam-se de seguida os resultados obtidos para cada peça de forma a avaliar a contribuição de cada parâmetro para o resultado final. Assim, são descritas as informações relativas a cada vazamento, bem como o resultado de todas as análises efetuadas nas peças resultantes dos mesmos. É de salientar que apesar de terem sido analisados os defeitos de todas as peças só algumas foram sujeitas a análises microscópicas e a ensaios mecânicos. Os critérios de escolha foram o tipo e tamanho do defeito.

4.1.1 Vazamento com composição C1

A composição química C1 corresponde à composição da liga GS-52 utilizada na empresa. Os valores obtidos por espectroscopia de emissão ótica foram medidos nos equipamentos Spetrolab M80 e no Leco CS 230 e são apresentados na (*Tabela 4.1*). No total foram realizados seis vazamentos, três pelo sistema de gitagem pela perna, denominadas moldações 1, 2 e 3 e três pelo braço, denominadas moldações 4, 5 e 6 (ver *Tabela 3.3*). Por cada vazamento foram produzidas 3 peças, as quais são identificadas pelo número da moldação seguidas dos índices 1, 2 e 3.

Tabela 4.1 - Composição química do vazamento C1.

Composição	% C	% Si	% Mn	% S	% P	% Cu	% Cr	% Ni	% Al	% Ti	% Mo
C1	0,195	0,405	1,229	0,021	0,020	0,026	0,101	0,063	0,037	0,029	0,049

Para a composição C1 os resultados da análise visual, do ensaio de líquidos penetrantes, da análise de microestrutura da peça, das propriedades mecânicas e do EDS são descritos em seguida, para cada uma das moldações.

Tabela 4.2 - Defeitos obtidos por análise visual e por líquidos penetrantes nas peças da moldação 1.

Peças	Análise visual	Análise com líquidos penetrantes
1.1	Rechupe	Sem defeitos
1.2	Porosidade	Defeitos fora da zona T
1.3	Rechupe	Sem defeitos

Através da análise visual das três peças obtidas a partir da moldação 1 verificou-se que todas elas apresentavam defeitos (*Tabela 4.2*). Duas delas (1.1 e 1.3) apresentam o defeito de rechupe, enquanto a outra (1.2) o defeito de porosidade. O ensaio com líquidos penetrantes não evidencia mais defeitos nas peças que continham rechupe enquanto na peça que apresentava porosidades permitiu distinguir ainda defeitos fora da zona T (*Tabela 4.2*). Sobre a peça 1.3 foram também realizados ensaios de dureza, ensaios de metalografia onde se mediu a dimensão de grão e análise elementar EDS na região do defeito e fora dele (*Figura 4.1*). Pela análise de EDS verificou-se que na zona do defeito há um aumento muito significativo da concentração de oxigénio e um aumento ligeiro de carbono, comparativamente com a zona sem

defeito. Acontecendo o inverso com o silício, manganês, alumínio e ferro, em que a sua concentração diminui na zona do defeito.


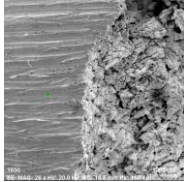
Amostra 1.3													
C1		Espessura 6		Sem arrefecedores Sem camisas			Temperatura 1610 °C						
Propriedades Dimensão média de grão: 40,4 µm Dureza: 191 HB							Imagem SEM 						
Análise elementar EDS													
Zona	%C	%Si	%Mn	%S	%P	%Cu	%Cr	%Ni	%Al	%Ti	%Mo	%O	%Fe
S/ defeito	11,7	0,4	1,7	-	-	-	-	-	0,2	-	-	1,3	84,8
Defeito	15,2	0,1	0,9	-	-	-	-	-	0,1	-	-	39,8	58,9

Figura 4.1 - Condições utilizadas na peça 1.3 e valores de dureza, tamanho de grão e análise elementar EDS.

As condições de vazamento para a moldação 2 estão descritas na Tabela 4.3. Da análise visual e com líquidos penetrantes das peças desta moldação (Tabela 4.4) verificou-se que as três peças continham defeitos.

Tabela 4.3 - Condições utilizadas para o vazamento da moldação 2.


C1		Espessura 12		Com arrefecedor			Temperatura 1580 °C					
----	---	--------------	--	-----------------	--	--	---------------------	--	--	--	--	--

Tabela 4.4 - Defeitos obtidos por análise visual e com líquidos penetrantes nas peças da moldação 2.

Peças	Análise visual	Análise com líquidos penetrantes
2.1	Fissura: comp. 6,88 mm; largura 0,80 mm	Defeitos zona T
2.2	Rechupe	Defeitos zona T
2.3	Rechupe	Sem defeitos

Duas peças (2.2 e 2.3) apresentaram rechupes, enquanto a outra (2.1) apresentou uma pequena fissura. O ensaio com líquidos penetrantes mostrou que a peça 2.2 e a peça 2.1 também apresentavam defeitos na zona T, enquanto a peça 2.3 não mostrou qualquer defeito.

Na moldação 3 (Tabela 4.5), pela observação visual e pela análise dos líquidos penetrantes verificou-se a existência de uma peça sem qualquer defeito (peça 3.3), enquanto as outras duas (peças 3.1 e 3.2) apresentam ambas fissuras e também defeitos na zona T (Tabela 4.6).

Tabela 4.5 - Condições utilizadas para o vazamento da moldação 3.


C1		Espessura 24	Com camisas	Temperatura 1580 °C
----	---	--------------	-------------	---------------------

Tabela 4.6 - Defeitos obtidos por análise visual e com líquidos penetrantes nas peças da moldação 3.

Peças	Análise visual	Análise com líquidos penetrantes
3.1	Fissura	Defeitos zona T
3.2	Fissura: comp. 8,31 mm; largura 0,6 mm	Defeitos zona T
3.3	Sem defeitos	Sem defeitos


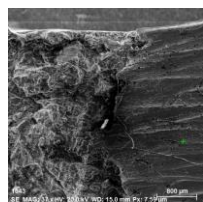
Em seguida são identificados e caracterizados os defeitos nas peças obtidas pelos três vazamentos realizados com o sistema de gitagem pelo braço e denominados molde 4, 5 e 6.

A análise visual das três peças obtidas pela moldação 4 permitiu observar em duas delas (4.1 e 4.2) o defeito de rechupe enquanto na terceira (4.3) não foi observado qualquer defeito. O ensaio com líquidos penetrantes mostrou que uma das peças com rechupe (4.1) possui defeitos na zona T, a outra (4.2) não. A peça onde não foram observados defeitos na análise visual, na análise com líquidos penetrantes mostrou defeitos distribuídos em todo o braço incluindo a zona T (Tabela 4.7).

Tabela 4.7 - Defeitos obtidos por análise visual e por análise com líquidos penetrantes nas peças da moldação 4.

Peças	Análise visual	Análise com líquidos penetrantes
4.1	Rechupe	Defeitos zona T
4.2	Rechupe	Sem defeitos
4.3	Sem defeitos	Defeitos na zona T e fora

A peça (4.1) foi sujeita também a ensaios de dureza, determinação do tamanho de grão e análise elementar EDS na região do defeito e fora dele. Pela análise de EDS verificou-se que na zona do defeito houve um aumento muito significativo da concentração do oxigênio, um aumento moderado do carbono e um aumento ligeiro do enxofre e do alumínio, relativamente à zona sem defeito. Por outro lado, a concentração do silício, do manganês e do ferro diminui na zona do defeito (Figura 4.2).

Amostra 4.1													
C1		Espessura 6	Sem arrefecedores Sem camisas		Temperatura 1590-1610 °C								
Propriedades					SEM								
Dimensão média de grão: 35,7 µm Dureza: 164 HB													
Análise elementar (EDS)													
	%C	%Si	%Mn	%S	%P	%Cu	%Cr	%Ni	%Al	%Ti	%Mo	%O	%Fe

S/ defeito	13,7	0,3	1,5	-	-	-	-	-	-	-	-	0,8	83,7
Defeito	21,4	0,2	1,2	0,1	-	-	-	-	0,5	-	-	29,4	65,1

Figura 4.2 – Condições utilizadas nas peças do molde 4 e valores de dureza, de tamanho de grão e análise elementar de EDS para a peça 4.1.

Na moldação 5, observou-se rechupe em todas as peças e pelos ensaios com líquidos penetrantes as peças 5.1 e 5.3 tinham defeitos fora da zona T, enquanto a peça 5.2 não apresentava defeitos na mesma região (Tabela 4.8).

Tabela 4.8- Defeitos obtidos por análise visual e com líquidos penetrantes nas peças da moldação 5.

Peças	Análise visual	Análise com líquidos penetrantes
5.1	Rechupe	Defeitos fora zona T
5.2	Rechupe	Sem defeitos
5.3	Rechupe	Defeitos fora zona T

A Figura 4.3 mostra os valores de dureza, tamanho de grão e a análise elementar EDS na região do defeito e fora dele da peça 5.1.


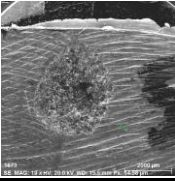
Amostra 5.1													
C1				Espessura 12			Com arrefecedores			Temperatura 1580-1590 °C			
Propriedades							SEM						
Dimensão média de grão: 46,5 µm Dureza: 198 HB													
Análise elementar (EDS)													
	%C	%Si	%Mn	%S	%P	%Cu	%Cr	%Ni	%Al	%Ti	%Mo	%O	%Fe
S/ defeito	4,2	0,4	1,5	-	-	-	-	-	-	-	-	0,3	93,6
Defeito	18,6	0,3	1,2	0,7	-	-	-	-	2,1	-	-	36,0	47,0

Figura 4.3 - Condições utilizadas na peça 5.1 e valores de dureza, tamanho de grão e análise EDS.

A análise elementar por EDS mostrou que na zona do defeito há um aumento significativo da concentração do carbono e oxigênio e um aumento ligeiro de enxofre e alumínio, comparativamente com a zona sem defeito. As concentrações de silício, manganês e ferro diminuem na zona do defeito.

Na moldação 6 (Tabela 4.9), foi observada uma peça sem defeito (6.1) e outra com uma fissura (6.2). Pelos ensaios com líquidos penetrantes ambas as peças continham defeitos na zona T (Tabela 4.10).

Tabela 4.9 - Condições utilizadas para o vazamento da moldação 6.


C1				Espessura 24			Com camisas			Temperatura < 1580 °C		
----	---	--	--	--------------	--	--	-------------	--	--	-----------------------	--	--

Tabela 4.10 - Defeitos obtidos por análise visual e com líquidos penetrantes nas peças da moldação 6.

Peças	Análise visual	Análise com líquidos penetrantes
6.1	Sem defeito	Defeitos zona T
6.2	Fissura	Defeitos zona T

4.1.2 Vazamento com composição C2

A composição química deste vazamento está também entre os limites da composição da liga GS-52 sendo enriquecida em alumínio nomeadamente cerca de 2,9× a percentagem da composição anterior. Outros elementos de liga como o Cu (1,8×), o Ti (1,5×) e o Cr (0,88×), apresentam percentagens diferentes dos valores da liga anterior. Os valores dos elementos de liga e o carbono foram obtidos por espectroscopia de emissão ótica medidos nos equipamentos Spetrolab M80 e no Leco CS 230 e são apresentados na *Tabela 4.11*. Para esta composição foram também realizados seis vazamentos, três pelo sistema de gitagem pela perna, denominadas moldações 7, 8 e 9 e três pelo braço, denominadas moldações 10, 11 e 12 (ver *Tabela 3.3*).

Tabela 4.11 - Composição química do vazamento denominado C2.

Composição	% C	% Si	% Mn	% S	% P	% Cu	% Cr	% Ni	% Al	% Ti	% Mo
C2	0,197	0,459	1,200	0,021	0,021	0,047	0,089	0,067	0,098	0,043	0,050

Na análise visual das três peças obtidas pela moldação 7 observou-se em todas elas o defeito rechupe. O ensaio com líquidos penetrantes mostrou que duas das peças (7.2 e 7.3) possuem defeitos fora da zona T, enquanto a outra (7.1) não possui defeitos (*Tabela 4.12*).

Tabela 4.12 - Defeitos obtidos por análise visual e por líquidos penetrantes nas peças da moldação 7.

Peças	Análise visual	Análise com líquidos penetrantes
7.1	Rechupe	Sem defeitos
7.2	Rechupe	Defeitos fora zona T
7.3	Rechupe	Defeitos fora zona T

A *Figura 4.4* mostra as condições utilizadas para a obtenção da peça 7.3 e os valores obtidos nos ensaios a que foi sujeita. Na imagem de microscopia eletrónica observam-se dois defeitos diferentes. O EDS do defeito na direita da imagem mostrou um aumento muito significativo da concentração de oxigénio, alumínio e enxofre e um aumento ligeiro de carbono, manganês e zircónio, comparativamente com a zona sem defeito. No defeito na esquerda da imagem, houve um aumento significativo da concentração do carbono e oxigénio e um aumento ligeiro de enxofre e alumínio. A concentração do silício, manganês e do ferro diminui na zona de defeito, sendo a diminuição da concentração do ferro a mais significativa. Comparando as concentrações dos elementos nos defeitos, o da direita contém zircónio e a quantidade de manganês neste defeito aumenta enquanto no defeito da esquerda diminui. Nos dois defeitos a concentração de enxofre e alumínio é relevante sendo mais elevada no defeito da direita.

Relativamente às propriedades mecânicas obtidas pelo ensaio de tração, verificou-se que as tensões de rutura e cedência são bastante inferiores aos valores tabelados na norma para esta liga. Este resultado pode estar relacionado com a quantidade de defeitos existentes na zona útil do provete.


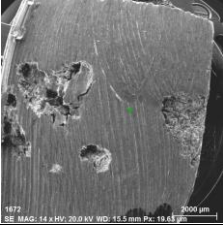

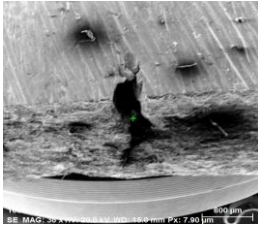
Amostra 7.3														
C2				Espessura 6		Com arrefecedores			Temperatura 1590 °C					
Propriedades Dimensão média de grão: 37,8 µm Dureza: 198 HB Tensão de rutura: 304 MPa Tensão de cedência (0,2%): 275 MPa Extensão pós rutura: 7 % Coeficiente de estrição: 8,47 %							SEM 							
Análise elementar (EDS)														
	%C	%Si	%Mn	%S	%P	%Cu	%Cr	%Ni	%Al	%Ti	%Mo	%O	%Fe	%Zr
S/ defeito	15,0	0,4	1,3	-	-	-	-	-	-	-	-	2,4	80,9	-
Defeito (1)	20,4	0,4	1,6	1,2	-	-	-	-	2,8	-	-	30,1	55,0	0,1
Defeito (2)	33,9	0,1	1,1	0,2	-	-	-	-	0,4	-	-	33,9	59,1	-

Figura 4.4 - Condições utilizadas na peça 7.3 e valores de dureza, tamanho de grão, propriedades mecânicas e análise elementar EDS.

A análise visual das três peças obtidas na moldação 8 indicou que todas as peças apresentam fissuras, sendo a peça 8.3 a que apresentou a fissura de maior dimensão. O ensaio com líquidos penetrantes mostrou que duas delas (8.2 e 8.3) não apresentavam defeitos, enquanto a outra (8.1) apresentava defeitos na zona T (Tabela 4.13).

Tabela 4.13 - Defeitos obtidos por análise visual e por análise com líquidos penetrantes nas peças da moldação 8.

Peças	Análise visual	Análise com líquidos penetrantes
8.1	Fissura	Defeitos zona T
8.2	Fissura	Sem defeitos
8.3	Fissura: Comp. máx. 30.68 mm; largura 0,91 mm	Sem defeitos

Amostra 8.3														
C2				Espessura 12		Com camisas			Temperatura 1581 °C					
Propriedades Dimensão média de grão: 45,9 µm Dureza: 206 HB Tensão de rutura: 554 MPa Tensão de cedência (0,2%): 470 MPa Extensão pós rutura: 10 % Coeficiente de estrição: 7,66 %							SEM 							
Análise elementar (EDS)														
	%C	%Si	%Mn	%S	%P	%Cu	%Cr	%Ni	%Al	%Ti	%Mo	%O	%Fe	

S/ defeito	7,66	0,44	1,42	-	-	-	-	-	-	-	-	-	90,48
Defeito	7,98	0,03	1,05	-	-	-	-	-	-	-	-	-	47,18

Figura 4.5 - Condições utilizadas na peça 8.3 e valores obtidos nos ensaios de dureza, tamanho de grão, propriedades mecânicas e análise elementar EDS.

Pela análise elementar de EDS à peça 8.3 (Figura 4.5), verificou-se que na zona de defeito há um aumento significativo da concentração de oxigênio e um aumento muito ligeiro do carbono. A concentração do silício, do manganês e do ferro, diminuiu na zona de defeito. A diminuição do ferro e do silício é a mais significativa. O ensaio de tração, mostrou que tensão de ruptura e a tensão de cedência estão na gama de valores definidos pela norma para esta liga, já os valores do coeficiente de estricção e da extensão pós ruptura não estão próximos dos valores esperados. Este resultado pode estar relacionado com o facto da ruptura do provete ter sido na zona que continha um defeito.

A análise visual e o ensaio com líquidos penetrantes mostraram que todas as peças da moldação 9 possuíam o defeito de rechupe e todas possuíam defeitos fora da zona T (Tabela 4.14).

Tabela 4.14 - Defeitos obtidos por análise visual e por líquidos penetrantes nas peças da moldação 9.

Peças	Análise visual	Análise com líquidos penetrantes
9.1	Rechupe	Defeitos fora zona T
9.2	Rechupe	Defeitos fora zona T
9.3	Rechupe	Defeitos fora zona T

Na Figura 4.6 estão resumidos os resultados dos ensaios realizados na peça (9.2), os quais mostram que as tensões de ruptura e de cedência são inferiores aos valores tabelados. Estes valores podem ser justificados pela presença de defeitos na zona útil do provete.


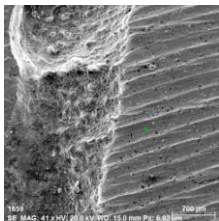
Amostra 9.2													
C2			Espessura 24		Sem arrefecedores Sem camisas		Temperatura 1578 °C						
Propriedades						SEM							
Dimensão média de grão: 39,6 µm Dureza: 198 HB Tensão de ruptura: 484 MPa Tensão de cedência (0,2%): 440 MPa Extensão pós ruptura: 7,5 % Coeficiente de estricção: 10,02%													
Análise elementar (EDS)													
	%C	%Si	%Mn	%S	%P	%Cu	%Cr	%Ni	%Al	%Ti	%Mo	%O	%Fe
S/ defeito	19,4	0,54	1,44	-	-	-	-	-	0,35	-	-	3,78	74,49
Defeito	51,5	0,2	1,0	-	-	-	-	-	0,9	-	-	23,9	41,8

Figura 4.6 - Condições utilizadas na peça 9.2 e valores de dureza, tamanho de grão, propriedades mecânicas e análise elementar EDS.

Pela análise elementar de EDS verificou-se que na zona de defeito há um aumento significativo da concentração do carbono e do oxigênio e um aumento ligeiro da concentração do alumínio.

A concentração do silício, do manganês e do ferro, diminuiu na zona de defeito, sendo a diminuição da concentração do ferro mais significativa.

Em seguida são identificados e caracterizados os defeitos nas peças obtidas pelos três vazamentos realizados com o sistema de gitagem pelo braço e denominadas moldações 10, 11 e 12.

A análise visual das três peças obtidas na moldação 10 indicou que duas peças (10.1 e 10.2) apresentavam o defeito rechupe e a terceira (10.3) não apresentava defeitos. O ensaio com líquidos penetrantes mostrou que nas duas peças com rechupe não havia defeitos, enquanto na outra peça (10.3) havia defeitos na zona T (*Tabela 4.15*).

Tabela 4.15 - Defeitos obtidos por análise visual e com líquidos penetrantes nas peças da moldação 10.

Peças	Análise visual	Análise com líquidos penetrantes
10.1	Rechupe	Sem defeitos
10.2	Rechupe	Sem defeitos
10.3	Sem defeitos	Defeitos zona T

Os resultados dos ensaios à peça 10.1 estão resumidos na *Figura 4.7* Nesta peça e pelo ensaio de tração verificou-se que as tensões de ruptura e cedência obtidas foram inferiores aos valores tabelados para esta liga. Este resultado deveu-se em grande parte à quantidade de defeitos existentes na zona útil do provete. Pela análise de EDS verificou-se que na zona do defeito havia um aumento significativo da concentração do oxigênio e um aumento ligeiro das concentrações do silício e do alumínio quando comparada com a concentração dos mesmos elementos na zona sem defeito. O mesmo não acontece com o carbono, manganês e ferro, em que a sua concentração diminuiu na zona de defeito.


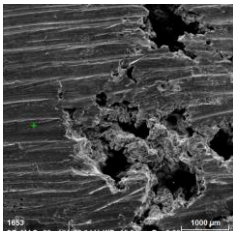
Amostra 10.1													
C2			Espessura 6	Com arrefecedores	Temperatura 1581-1590 °C								
Propriedades							SEM						
Dimensão média de grão: 39,6 µm Dureza: 164 HB Tensão de ruptura: 354 MPa Tensão de cedência (0,2%): 320 MPa Extensão pós ruptura: 7,5 % Coeficiente de estrição: 12,07 %													
Análise elementar (EDS)													
	%C	%Si	%Mn	%S	%P	%Cu	%Cr	%Ni	%Al	%Ti	%Mo	%O	%Fe
S/ defeito	12,59	0,31	1,65	-	-	-	-	-	0,08	-	-	8,11	77,25
Defeito	11,5	0,4	1,4	-	-	-	-	-	0,1	-	-	22,3	72,6

Figura 4.7 - Condições utilizadas na peça 10.1 e valores de dureza, tamanho de grão, propriedades mecânicas e análise elementar EDS.

A análise visual das três peças obtidas na moldação 11 mostrou que todas as peças apresentavam o defeito fissura, em particular a fissura da peça 11.3 tinha a maior dimensão. O

ensaio com líquidos penetrantes mostrou que todas elas continham defeitos na zona T (Tabela 4.16).

Tabela 4.16 - Defeitos obtidos por análise visual e por líquidos penetrantes nas peças da moldação 11.

Peças	Análise visual	Análise com líquidos penetrantes
11.1	Fissura	Defeitos zona T
11.2	Fissura	Defeitos zona T
11.3	Fissura: comp. 7,40 mm; largura 0,93 mm	Defeitos zona T

Os resultados dos ensaios aos quais a peça 11.3 foi sujeita estão resumidos na Figura 4.8. Pela análise de EDS verificou-se que na zona do defeito há um aumento significativo da concentração do oxigénio e mais ligeiramente da concentração do enxofre. O mesmo não acontece com o carbono, silício, manganês, alumínio e ferro, uma vez que as concentrações destes elementos diminuíram na zona de defeito. Nesta peça e pelo ensaio de tração verificou-se que as tensões de rutura e cedência obtidas estavam na gama dos valores tabelados para esta liga, no entanto os valores do coeficiente de estrição e da extensão pós rutura não estão de acordo com a mesma. Estes resultados poderão estar relacionados com o facto da rutura do provete ter sido fora da zona útil (a rutura ocorreu numa zona com um pequeno defeito perto de uma garra).


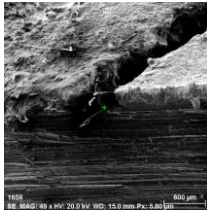
Amostra 11.3													
C2			Espessura 12			Com camisas			Temperatura 1578-1581°C				
Propriedades							SEM						
Dimensão média de grão: 32,0 µm Dureza: 177 HB Tensão de rutura: 622 MPa Tensão de cedência (0,2%): 490 MPa Extensão pós rutura: 11 % Coeficiente de estrição: 0 %													
Análise elementar (EDS)													
	%C	%Si	%Mn	%S	%P	%Cu	%Cr	%Ni	%Al	%Ti	%Mo	%O	%Fe
S/ defeito	24,31	0,34	1,40	-	-	-	-	-	0,16	-	-	5,88	67,91
Defeito	18,04	0,22	1,20	0,72	-	-	-	-	0,06	-	-	13,69	66,07

Figura 4.8 - Condições utilizadas na peça 11.3 e valores de dureza, tamanho de grão, propriedades mecânicas e análise elementar EDS.

A análise visual das três peças obtidas na moldação 12 mostrou que todas as peças apresentavam o defeito de rechupe. O ensaio com líquidos penetrantes mostrou que em duas delas (12.1 e 12.2) os defeitos estão distribuídos pela peça toda enquanto na terceira (12.3) só se observou defeitos fora da zona T (Tabela 4.17).

Tabela 4.17 - Defeitos obtidos por análise visual e por análise com líquidos penetrantes nas peças da moldação 12.

Peças	Análise visual	Análise com líquidos penetrantes
12.1	Rechupe	Defeitos zona e fora zona T
12.2	Rechupe	Defeitos zona e fora zona T

12.3	Rechupe	Defeitos fora zona T
------	---------	----------------------

Nesta peça (12.3) verificou-se que as tensões de rutura e cedência obtidas eram inferiores aos valores tabelados para esta liga, o mesmo aconteceu para a extensão pós rutura e para o coeficiente de estrição (*Figura 4.9*). Estes resultados poderão mais uma vez estar relacionados com o facto da rutura do provete ter ocorrido numa zona onde havia um pequeno defeito. Pela análise de EDS verificou-se que na zona do defeito há um aumento significativo das concentrações do oxigénio e do carbono e mais ligeiramente das concentrações do silício, do enxofre e do alumínio. O mesmo não acontece com o manganês e o ferro, uma vez que as concentrações destes elementos diminuíram na zona do defeito, sendo a diminuição da concentração do ferro mais significativa.


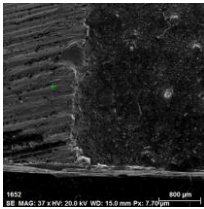
Amostra 12.3													
C2		Espessura 24	Sem arrefecedores Sem camisas				Temperatura < 1578 °C						
Propriedades							SEM						
Dimensão média de grão: 37,7 µm Dureza: 198 HB Tensão de rutura: 479 MPa Tensão de cedência (0,2%): 430 MPa Extensão pós rutura: 8 % Coeficiente de estrição: 10,31 %													
Análise elemental (EDS)													
	%C	%Si	%Mn	%S	%P	%Cu	%Cr	%Ni	%Al	%Ti	%Mo	%O	%Fe
S/ defeito	25,52	0,12	1,77	-	-	-	-	-	0,29	-	-	1,81	70,49
Defeito	38,4	0,3	0,8	0,2	-	-	-	-	2,0	-	-	32,1	40,2

Figura 4.9 - Condições utilizadas na peça 12.3 e valores de dureza, tamanho de grão, propriedades mecânicas e análise elemental EDS.

Pela análise de EDS verifica-se que na zona de defeito há um aumento significativo da concentração de carbono e oxigénio e um aumento ligeiro de silício, enxofre e alumínio, comparativamente com a zona sem defeito. O mesmo não acontece com o manganês e ferro, cuja concentração diminui na zona de defeito, mas de forma mais significativa no caso do ferro.

4.1.3 Vazamento com composição C3

A composição química deste vazamento (*Tabela 4.18*) está também entre os limites da composição da liga GS-52 sendo enriquecida em manganês mantendo a concentração de alumínio do vazamento C1. Outros elementos de liga como o Cu (1,8×), o Ti (0,62×) e o Cr (0,78×), apresentam percentagens diferentes dos valores da liga anterior. Para esta composição foram também realizados seis vazamentos, três pelo sistema de gitagem pela perna, denominadas moldações 13, 14 e 15 e três pelo braço, denominadas moldações 16, 17 e 18 (ver *Tabela 3.3*). Para cada moldação foram obtidas também três peças identificadas pelo número da moldação e os índices 1, 2 e 3. Para esta composição os resultados da análise visual, do ensaio de líquidos penetrantes, da análise de microestrutura da peça, das propriedades mecânicas e do EDS são descritos em seguida para cada uma das moldações.

Tabela 4.18 - Composição química do vazamento denominado C3.

Composição	% C	% Si	% Mn	% S	% P	% Cu	% Cr	% Ni	% Al	% Ti	% Mo
C3	0,187	0,444	1,295	0,021	0,020	0,047	0,079	0,063	0,040	0,018	0,049

A análise visual das três peças obtidas pela moldação 13 mostrou que todas as peças apresentam fissura. O ensaio com líquidos penetrantes indicou que todas as peças apresentam defeitos na zona T, (Tabela 4.19).

Tabela 4.19 - Defeitos obtidos por análise visual e com líquidos penetrantes nas peças da moldação 13.

Peças	Análise visual	Análise com líquidos penetrantes
13.1	Fissura	Defeitos zona T
13.2	Fissura: comp. 30,58 mm; largura 1,66 mm	Defeitos zona T
13.3	Fissura	Defeitos zona T

Na peça 13.2 verificou-se que as tensões de rutura e cedência obtidas estão dentro da gama aceitável pela norma para esta liga (Figura 4.10). O mesmo não acontece para os valores de extensão pós rutura e coeficiente de estrição. Pela análise de EDS verificou-se que na zona do defeito há um aumento significativo das concentrações do oxigénio e um aumento ligeiro das concentrações do manganês, do enxofre e do alumínio. O mesmo não acontece com o carbono, silício e o ferro uma vez que as concentrações destes elementos diminuíram na zona do defeito, mas de forma mais significativa no caso do carbono.


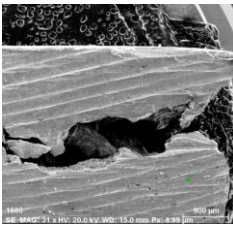
Amostra 13.2													
C3		Espessura 6	Com camisas	Temperatura 1612 °C									
Propriedades						SEM							
Dimensão média de grão: 44,7 µm Dureza: 198 HB Tensão de rutura: 573 MPa Tensão de cedência (0,2%): 480 MPa Extensão pós rutura: 11 % Coeficiente de estrição: 12,62 %													
Análise elementar (EDS)													
	%C	%Si	%Mn	%S	%P	%Cu	%Cr	%Ni	%Al	%Ti	%Mo	%O	%Fe
S/ defeito	33,50	0,29	1,06	-	-	-	-	-	-	-	-	6,33	58,82
Defeito	12,79	0,16	1,13	0,17	-	-	-	-	0,04	-	-	32,52	53,19

Figura 4.10 - Condições utilizadas na peça 13.2 e valores de dureza, tamanho de grão, propriedades mecânicas e análise elementar EDS.

A análise visual das três peças obtidas na moldação 14 mostrou que todas as peças apresentavam o defeito rechupe. O ensaio com líquidos penetrantes indicou que as peças não possuíam defeitos (Tabela 4.20).

Tabela 4.20- Defeitos obtidos por análise visual e por análise com líquidos penetrantes nas peças da moldação 14.

Peças	Análise visual	Análise com líquidos penetrantes
14.1	Rechupe	Sem defeitos
14.2	Rechupe	Sem defeitos

14.3	Rechupe	Sem defeitos
-------------	---------	--------------

Pela análise elementar de EDS verificou-se que na zona do defeito há um aumento significativo das concentrações de carbono, oxigênio e alumínio e um aumento ligeiro de enxofre, comparativamente com a zona sem defeito. O mesmo não acontece com o silício, manganês, e o ferro uma vez que as concentrações destes elementos diminuíram na zona do defeito. A diferença é mais significativa para a concentração do ferro. Na peça 14.1 não se realizaram ensaios de tração (*Figura 4.11*).


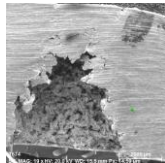
Amostra 14.1													
C3		Espeçura 12	Sem arrefecedores Sem camisas		Temperatura 1609 °C								
Propriedades							SEM						
Dimensão média de grão: 37,7 µm Dureza:198 HB													
Análise elementar (EDS)													
	%C	%Si	%Mn	%S	%P	%Cu	%Cr	%Ni	%Al	%Ti	%Mo	%O	%Fe
S/ defeito	4,64	0,28	1,58	-	-	-	-	-	-	-	-	-	93,44
Defeito	36,71	0,20	0,83	0,07	-	-	-	-	11,81	-	-	32,22	18,16


Figura 4.11 - Condições utilizadas na peça 14.1 e valores de dureza, tamanho de grão, propriedades mecânicas e análise elementar EDS.

A análise visual das três peças obtidas na moldação 15 mostrou que todas apresentavam o defeito de rechupe. O ensaio com líquidos penetrantes indicou que a peça 15.3 não possuía defeitos enquanto as peças 15.1 e 15.2 possuíam defeitos na zona T (*Tabela 4.21*).

Tabela 4.21 - Defeitos obtidos por análise visual e com líquidos penetrantes nas peças da moldação 15.

Peças	Análise visual	Análise com líquidos penetrantes
15.1	Rechupe	Defeitos zona T
15.2	Rechupe	Defeitos zona T
15.3	Rechupe	Sem defeitos

Por análise elementar de EDS na peça 15.2, verificou-se que na zona do defeito há um aumento significativo da concentração de oxigênio e um aumento ligeiro das concentrações de enxofre, alumínio, titânio, zinco e zircônio, comparativamente com a zona sem defeito (*Figura 4.12*). Por outro lado, as concentrações de silício e ferro diminuíram. A diferença mais significativa é na concentração do ferro, sendo as concentrações de carbono e manganês praticamente constantes.

Amostra 15.2				
C3		Espeçura 24	Com arrefecedores	Temperatura 1589 °C
Propriedades			SEM	

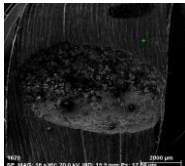
Dimensão média de grão: 56,1 µm Dureza: 164 HB															
Análise elementar (EDS)															
	%C	%Si	%Mn	%S	%P	%Cu	%Cr	%Ni	%Al	%Ti	%Mo	%O	%Fe	%Zn	%Zr
S/ defeito	14,46	0,45	1,22	-	-	-	-	-	-	-	-	0,49	83,38	-	-
Defeito	14,3	0,3	1,2	0,7	-	-	-	-	0,7	0,2	-	36,9	50,2	0,7	0,2

Figura 4.12 - Condições utilizadas na peça 15.2 e valores de dureza, tamanho de grão, propriedades mecânicas e análise elementar EDS.

Em seguida são identificados e caracterizados os defeitos nas peças obtidas pelos três vazamentos realizados com o sistema de gitagem pelo braço e denominadas moldações 16, 17 e 18.

A análise visual das três peças obtidas na moldação 16 indicou que duas peças (16.2 e 16.3) apresentavam fissuras e a terceira não apresentava defeitos. O ensaio com líquidos penetrantes mostrou que a peça 16.1 e 16.3 possuíam defeitos na zona T enquanto a 16.2 se apresentava sem defeitos (Tabela 4.22).

Tabela 4.22 - Defeitos obtidos por análise visual e com líquidos penetrantes nas peças da moldação 16.

Peças	Análise visual	Análise com líquidos penetrantes
16.1	Sem defeitos	Defeitos zona T
16.2	Fissura	Sem defeitos
16.3	Fissura: comp. 34,23 mm; largura 1,20 mm	Defeitos zona T

Pela análise de EDS à peça 16.3, verificou-se que na zona de defeito há um aumento significativo das concentrações do carbono, do cromo e do oxigênio e um aumento ligeiro das concentrações do enxofre e do níquel, comparativamente com a zona sem defeito (Figura 4.13). O mesmo não acontece com as concentrações do silício, do manganês e do ferro, cuja concentração diminui na zona de defeito, sendo a diferença maior no caso do ferro.


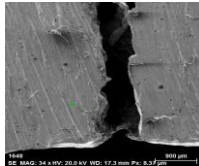
Amostra 16.3													
C3		Espessura 6	Com camisas	Temperatura 1609-1612 °C									
Propriedades		SEM											
Dimensão média de grão: 41,3 µm Dureza: 177 HB													
Análise elementar (EDS)													
	%C	%Si	%Mn	%S	%P	%Cu	%Cr	%Ni	%Al	%Ti	%Mo	%O	%Fe
S/ defeito	13,71	0,31	1,53	-	-	-	-	-	-	-	-	0,81	83,65
Defeito	51,06	0,25	0,81	0,46	-	-	5,11	3,33	-	-	-	12,99	23,47

Figura 4.13 - Condições utilizadas na peça 16.3 e valores de dureza, tamanho de grão, propriedades mecânicas e análise elementar EDS.

A análise visual das três peças obtidas na moldação 17 indicou que todas apresentavam o defeito de rechupe. O ensaio com líquidos penetrantes mostrou que a peça 17.3 não possuía defeitos enquanto as peças 17.1 e 17.2 apresentavam defeitos em toda a peça (*Tabela 4.23*).

Tabela 4.23 - Defeitos obtidos por análise visual e com líquidos penetrantes nas peças da moldação 17.

Peças	Análise visual	Análise com líquidos penetrantes
17.1	Rechupe	Defeitos fora e na zona T
17.2	Rechupe	Defeitos fora e na zona T
17.3	Rechupe	Sem defeitos

Pela análise de EDS verificou-se que na zona de defeito há um aumento significativo das concentrações do carbono, do alumínio e do oxigênio e um aumento ligeiro das concentrações do silício e do enxofre, comparativamente com a zona sem defeito (*Figura 4.14*). O mesmo não aconteceu com as concentrações do manganês e do ferro, sendo mais significativa a diferença na concentração do ferro.


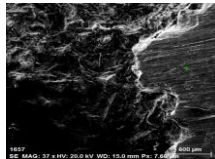
Amostra 17.1													
C3				Espessura 12	Sem arrefecedores Sem camisas		Temperatura 1589-1609 °C						
Propriedades							SEM						
Dimensão média de grão: 44,7 µm Dureza: 206 HB													
Análise elementar (EDS)													
	%C	%Si	%Mn	%S	%P	%Cu	%Cr	%Ni	%Al	%Ti	%Mo	%O	%Fe
S/ defeito	4,47	0,33	1,66	-	-	-	-	-	-	-	-	-	93,54
Defeito	23,8	0,4	1,3	0,2	-	-	-	-	6,8	-	-	45,7	43,9

Figura 4.14 - Condições utilizadas na peça 17.1 e valores de dureza, tamanho de grão, propriedades mecânicas e análise elementar EDS.

A análise visual das peças obtidas na moldação 18, obtidas pelas condições expressas na *Tabela 4.24*, indicou que as três peças não possuíam defeitos. O ensaio com líquidos penetrantes mostrou que as peças 18.2 e 18.3 apresentavam defeitos na zona T e a peça 18.1 não possuía defeitos (*Tabela 4.25*).

Tabela 4.24 - Condições utilizadas para o vazamento da moldação 18.


C3		Espessura 24	Com arrefecedores	Temperatura < 1589 °C
----	---	--------------	-------------------	-----------------------

Tabela 4.25- Defeitos obtidos por análise visual e com líquidos penetrantes nas peças da moldação 18.

Peças	Análise visual	Análise com líquidos penetrantes
18.1	Sem defeito	Sem defeitos
18.2	Sem defeito	Defeitos zona T
18.3	Sem defeito	Defeitos zona T

4.2 DISCUSSÃO

É através dos elementos da liga que é possível alterar as propriedades dos aços tal como a dureza, a resistência mecânica, a corrosão e outras propriedades desejadas (Rajholhe et al., 2014; Jolly, 2005). Por outro lado, a sua concentração e variedade no fundido permitem minimizar os defeitos no produto final (Rajholhe et al., 2014; Jolly, 2005). Por exemplo o hidrogénio e o nitrogénio podem causar problemas como a porosidade no aço (Rajholhe et al., 2014). Deste modo, é usual remover o hidrogénio e o nitrogénio através de descarga de gás inerte, por exemplo o árgon (Jolly, 2005). O manganês estabiliza os carbonetos, estabiliza o enxofre, diminui a velocidade de arrefecimento e aumenta a resistência da peça (Morgado, 2009; Jolly, 2005). O silício melhora a resistência à oxidação a temperaturas elevadas, enquanto o cobre melhora a resistência à corrosão atmosférica (Jolly, 2005). As inclusões endógenas costumam ser controladas quimicamente, isto é, são usualmente reduzidas por desoxidação com alumínio e silício (Morgado, 2009; Zhang et al., 2006; Jolly, 2005). É também habitual assegurar que exista manganês suficiente para formar inclusões de MnS, que fundem a uma temperatura inferior à do FeS (Morgado, 2009; Jolly, 2005). Em suma, é através da introdução dos elementos de liga que é possível alterar as propriedades dos fundidos e consequentemente melhorar o desempenho das peças fundidas. Nos três vazamentos realizados, pretendeu-se que a composição química elementar estivesse entre os limites da composição da liga GS-52 aumentando de modo intencional a concentração do Al no vazamento C2 e a concentração do Mn no vazamento C3 relativamente ao vazamento C1 (*Tabela 4.26*). Estes resultados mostram que efetivamente a composição obtida no vazamento C2, apresenta uma concentração do Al aumentada em cerca de 2,9× e os elementos de liga como o Cu (1,8×), Ti (1,5×) e o Cr (0,88×), apresentavam percentagens diferentes dos valores da liga anterior (a diferença na composição destes elementos deve-se essencialmente às sucatas utilizadas como matérias-primas no banho e na limpeza imperfeita dos fornos). No vazamento C3 verificou-se um pequeno aumento na concentração do Mn, os outros elementos mantiveram as concentrações do vazamento C1, exceto os elementos de liga Cu (1,8×), Ti (0,62×) e o Cr (0,78×).

Tabela 4.26 - Composições químicas obtidas para cada vazamento (C1, C2 e C3).

Composições	% C	% Si	% Mn	% S	% P	% Cu	% Cr	% Ni	% Al	% Ti	% Mo
C1	0,195	0,405	1,229	0,021	0,020	0,026	0,101	0,063	0,037	0,029	0,049
C2	0,197	0,459	1,200	0,021	0,021	0,047	0,089	0,067	0,098	0,043	0,050
C3	0,187	0,444	1,295	0,021	0,020	0,047	0,079	0,063	0,040	0,018	0,049

Face aos resultados obtidos dos ensaios das propriedades mecânicas (*Tabela 4.27*) pode concluir-se que os valores da dureza medidos nas três ligas são semelhantes e que se encontram dentro da gama da norma (155-200 HB). No entanto, as composições C2 e C3 apresentam valores da dureza mais elevados, o que poderá ter origem na maior concentração de Cu. De facto, é sabido que o cobre evita a precipitação de carbono durante a formação da ferrite, pois não permite que a austenite se transforme a temperaturas abaixo da temperatura de transformação da perlite (Kluge, 2004). Logo, sendo um elemento perlitizante pode conferir uma maior dureza e conseqüente maior resistência à tração (Kluge, 2004). Assim, será de esperar que a tensão de rutura seja superior em peças com a composição C2 e C3.

Tabela 4.27 – Valores obtidos nos ensaios de dureza e de tração.

Durezas																		
Caixa	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18
Dureza (HB)	191	164	177	164	198	177	198	206	198	164	177	198	198	198	164	177	206	206
Média	C1: 178,5 HB						C2: 190,2 HB						C3: 191,5 HB					
Ensaio de tração																		
Peça	Tensão rutura (MPa)			Tensão cedência (0,2%) (MPa)			Coeficiente estrição (%)			Extensão pós rutura (%)								
7.3	304			275			8,74			2,22								
8.3	554			470			7,66			3,86								
9.2	484			440			10,02			2,66								
10.1	354			320			12,07			2,79								
11.3	622			490			0			4,31								
12.3	479			430			10,31			3,06								
13.2	573			480			12,62			4,10								

Pela observação da *Figura 4.15* podemos verificar que todas as amostras apresentam um comportamento no regime elástico muito semelhante, como é visível nas figuras correspondentes a cada vazamento apresentadas no ponto 4.1 dos resultados. A análise da *Figura 4.15* e da *Tabela 4.27* permite identificar três grupos de resultados diferentes: o primeiro grupo corresponde aos provetes 7.3 e 10.1 cuja tensão de rutura é muito baixa; o segundo corresponde aos resultados obtidos nos provetes 9.2 e 12.3 com os resultados das tensões de rutura aproximadamente de 500 MPa; o terceiro grupo corresponde a resultados superiores a 520 MPa obtidos nos provetes 8.3, 11.3, e 13.2. A diminuição dos valores relativamente à norma não era esperada dado que a composição química das ligas C2 e C3 além de idêntica à da C1, as modificações efetuadas deveriam resultar numa melhoria destas propriedades. A razão deste resultado inesperado é justificada pelo facto da observação dos provetes depois do ensaio ter mostrado que todos eles sofreram rutura na região onde havia um defeito. Pela mesma razão os valores do coeficiente de estrição e da extensão pós rutura são, de um modo geral, inferiores aos esperados na norma.

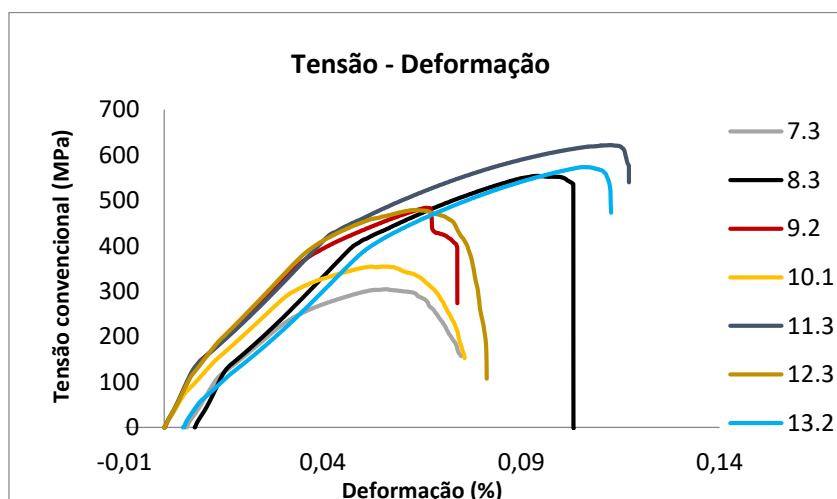


Figura 4.15 - Gráfico tensão-deformação.

Pela análise dos resultados das micrografias obtidas por microscopia ótica, onde se mediu o tamanho médio de grão para cada um dos vazamentos (*Tabela 4.28*), pode concluir-se que

apesar de muito semelhantes, as peças com a composição C2 apresentam um tamanho de grão inferior às restantes. Isto pode ser devido às temperaturas de vazamento (William, 2007), que no caso das composições C1 e C3 foram muito próximas (1610°C e 1612°C, respetivamente) enquanto que a temperatura de vazamento da C2 foi ligeiramente inferior, 1590°C, o que poderá originar uma ligeira diminuição do grão (William, 2007). Relativamente à média calculada para cada concentração e para cada tipo de alimentação verifica-se claramente que para uma mesma composição química o tamanho de grão é sempre superior para o sistema de gitagem pela perna. Isto pode dever-se igualmente à temperatura do fundido, uma vez que no caso da alimentação pela perna o fundido chega mais rapidamente à zona analisada do que no caso da alimentação pelo braço, o que faz com que a temperatura do fundido seja novamente superior, originando tamanhos médios de grão superiores (William, 2007).

Também o titânio pode influenciar o tamanho de grão, como é muito estável a altas temperaturas, impede o crescimento do grão da austenite durante o fabrico do aço, por isso diz-se ser um refinador de grão (Abe, 2004). Neste caso seria provável que o tamanho de grão médio das peças com composição C2 fosse menor que nas restantes composições, uma vez que a percentagem de Ti aumenta consideravelmente na composição C2 relativamente às restantes (ver *Tabela 4.26*), o que se verificou.

Tabela 4.28 - Tamanho de grão das peças e respetiva média de acordo com a composição química.

C1			C2				C3				
Peça	Tamanho grão (mm)	Média (mm)	Peça	Tamanho grão (mm)	Média (mm)	Peça	Tamanho grão (mm)	Média (mm)	Peça	Tamanho grão (mm)	Média (mm)
1.1	0,0404	0,043	0,042	7.3	0,0378	0,041	0,039	0,046	13.2	0,0447	0,044
2.1	0,0402			8.3	0,0459				14.1	0,0377	
3.2	0,0509			9.2	0,0396				15.2	0,0561	
4.1	0,0357	0,041	0,042	10.1	0,0396	0,036	0,039	0,042	16.3	0,0413	0,044
5.1	0,0465			11.3	0,0320				17.1	0,0447	
6.1	0,0395			12.3	0,0377				18.1	0,0398	

A quantificação dos defeitos obtidos por análise visual e pelos líquidos penetrantes em todas as peças está representada na *Figura 4.16*. Pela sua observação, conclui-se que os defeitos que ocorrem no maior número de peças são o rechupe, com 28 ocorrências, seguido das fissuras/fendas, com 16 ocorrências. Verifica-se ainda, que apenas 8 das 55 peças analisadas não têm defeito na zona em análise. Quanto à relação existente entre o tipo de defeito e os fatores a variar, verificou-se que a maioria das peças onde aparece a fissuração tinha camisas no seu sistema de alimentação. Relativamente à análise por líquido penetrantes, *Figura 4.16 b*), verificou-se que existem 20 peças com porosidades apenas na zona T e 19 sem qualquer porosidade.

Concluindo, a caixa de moldação, onde nenhuma peça apresentava defeito na zona T, foi a moldação 18, com as seguintes características de vazamento: composição C3, alimentação com arrefecedores, espessura da perna de 24 mm, sistema de gitagem pelo braço e baixa temperatura de vazamento. As caixas de moldações onde uma das peças não apresenta defeitos acontece maioritariamente nas moldações em que o sistema de gitagem é pelo braço, ou seja, à medida que o metal vai percorrendo/enchendo as peças vai arrefecendo, diminuindo a turbulência do fundido o que poderá diminuir a probabilidade da ocorrência de defeitos.

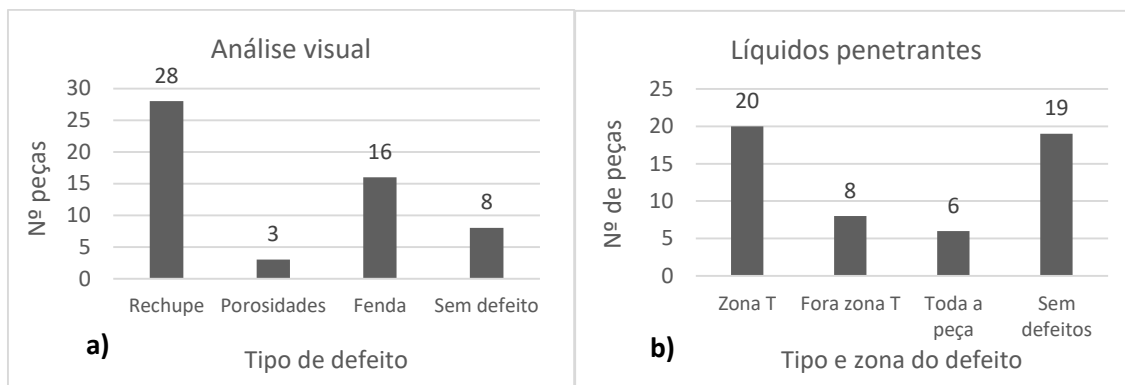


Figura 4.16 - Número de peças com um determinado tipo de defeito, determinado pela análise visual na zona T (a) e pela análise de líquidos penetrantes (b).

Nos gráficos da Figura 4.17 mostram-se os resultados que relacionam o comprimento das fissuras em função da espessura da perna do T e para as configurações de gitagem pelo braço e pela perna.

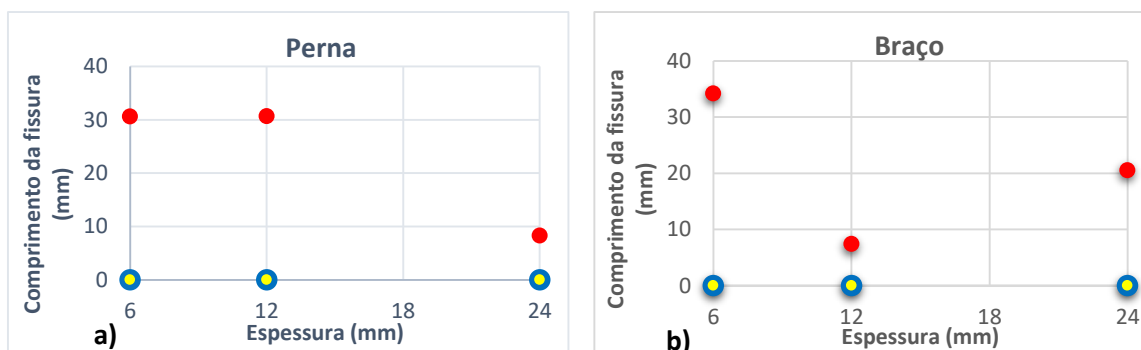


Figura 4.17 - Comprimento da fissura vs espessura do sistema de gitagem pela perna (a) e pelo braço (b).

A cor vermelha representa as peças que no seu sistema de alimentação têm camisas, a cor amarela as que têm arrefecedores e a cor azul representa as peças que não têm nem arrefecedores nem camisas. Esta representação é utilizada para todos os gráficos desde a Figura 4.17 à Figura 4.22.

Destes resultados pode concluir-se que a presença de camisas induz fissuração e não existem fissuras sem ter como alimentador uma camisa. Uma justificação possível para este resultado poderá ser a temperatura do fundido, uma vez que a camisa sendo constituída por um material exotérmico permite que o fundido permaneça quente durante mais tempo. Assim, o facto da peça ter um ponto quente sobre uma zona de concentração de tensões favorece a sua fissuração.

A velocidade com que o braço solidifica é muito elevada podendo por isso criar tensões (devido à maior contração dos braços) que ao não serem suportadas pela zona que se mantém mais tempo aquecida (no estado pastoso) dá origem a fissuras. Deste modo, se relacionarmos a dimensão das fissuras com a espessura verifica-se que é na peça mais espessa (24 mm) que a fissura é mais pequena. A espessura de 24 mm começa a ter volume suficiente para influenciar a velocidade de arrefecimento dos braços, retardando-a e proporcionando deste modo uma

redução na concentração das tensões no local crítico, a zona T, o que reduz a frequência de ocorrências de fissuração.

Nos gráficos da *Figura 4.18* mostram-se os resultados para o sistema de gitagem pela perna e pelo braço em função da composição química.

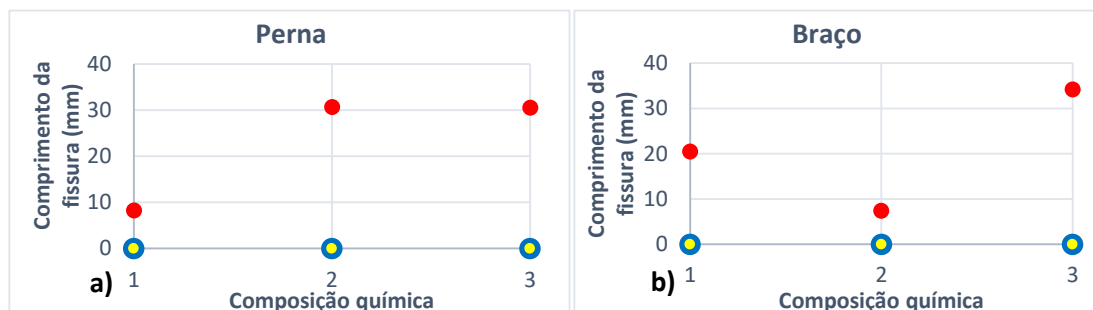


Figura 4.18 – Comprimento da fissura vs composição química para as peças alimentadas pela perna (a) e pelo braço (b).

Da observação da *Figura 4.18* conclui-se que a dimensão das fissuras é menor para a composição C1, no caso da gitagem pela perna e para com a composição C2 no caso da gitagem pelo braço.

Comparando a gitagem pela perna e pelo braço verifica-se que através da perna ocorrem fissuras maiores como resultado de um aquecimento maior e mais intenso da zona crítica. De facto, o preenchimento da geometria da cavidade ocorre com o metal mais quente a entrar diretamente nesta zona.

Uma vez que o tipo de defeitos mais comum foi rechupe e apesar de não ser esse o objetivo do trabalho, foi feita uma análise às peças com este defeito. Para estudar a influência da espessura da perna do T, no defeito rechupe (*Figura 4.19*) e a influência da composição química (*Figura 4.20*) foram classificados de forma qualitativa dois tipos de rechupes em função da sua área: tipo 1- rechupe de área menor; tipo 2- rechupe de área maior. De um modo geral, pela observação das *Figuras 4.19* e *4.20* conclui-se que os sistemas de alimentação responsáveis por causar este tipo de defeito são com arrefecedores ou sem camisa e sem arrefecedor.

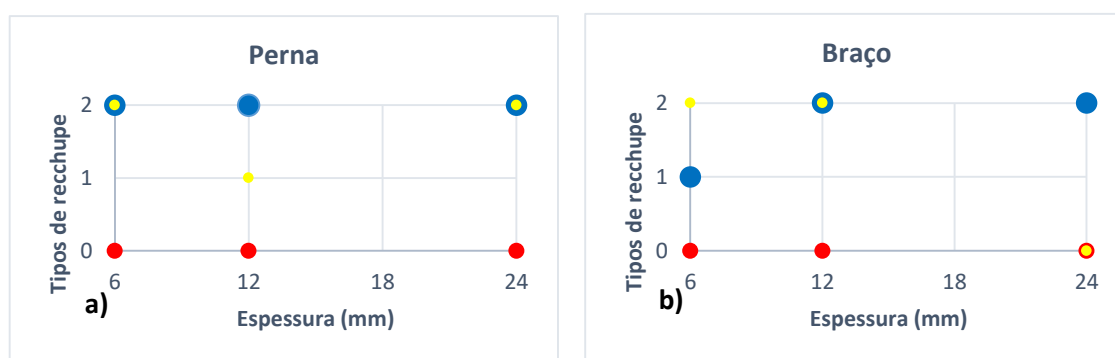


Figura 4.19 - Tipo de rechupe vs espessura para o sistema de gitagem pela perna (a) e pelo braço (b).

Pela observação da *Figura 4.19* verifica-se que na maioria das peças onde ocorre o rechupe, ele é do tipo 2. As peças com espessura de 12 mm (gitagem pela perna) e de 6 mm (na gitagem pelo braço) apresentam os dois tipos de rechupe, sendo por isso mais favoráveis.

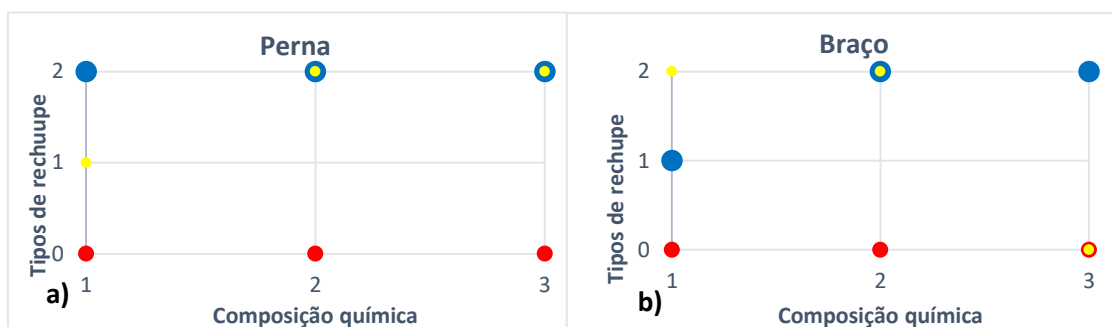


Figura 4.20 – a) Tipo de rechupe vs composição química do sistema de gitagem pela perna; b) Tipo de rechupe vs composição química do sistema de gitagem pelo braço.

Pela observação da *Figura 4.20* conclui-se que na maioria das peças onde ocorre este defeito, ele é de tipo 2. As peças com composição química C1 na gitagem pela perna e pelo braço apresentam ambos os tipos de rechupe, sendo por isso a composição química mais favorável nesta situação.

Por último, foram analisados os defeitos observados nas costas da peça em função da espessura (*Figura 4.21*) e da composição química (*Figura 4.22*). Os defeitos, que aparecerem próximos da zona T podem ser a continuação de fissuras ou rechupes ou mesmo inclusões e porosidades, já os defeitos fora desta região são maioritariamente ou inclusões ou porosidades. Como os defeitos se encontram em várias regiões das costas da peça, foram classificados consoante a sua localização: tipo 1- defeitos na zona T; tipo 2- defeitos nos extremos da peça; tipo 3- defeitos ao longo de toda a peça.

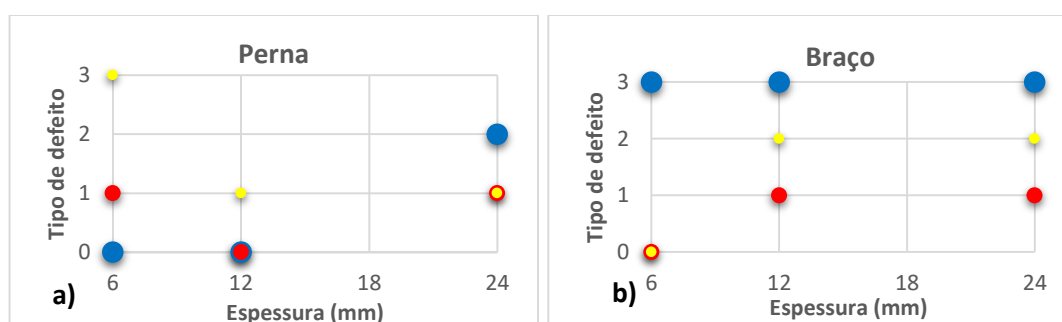


Figura 4.21 – Localização dos defeitos vs espessura da perna do T para o sistema de gitagem pela perna (a) e pelo braço (b).

Da análise da *Figura 4.21* pode concluir-se que no caso do sistema de gitagem pela perna a espessura com menos defeitos é a de 12 mm e para os sistemas de alimentação com camisas ou sem camisa e sem arrefecedor. Já para o sistema de gitagem pelo braço a espessura que apresenta menos defeitos é a de 6 mm e para os sistemas de alimentação com camisas ou com arrefecedores.

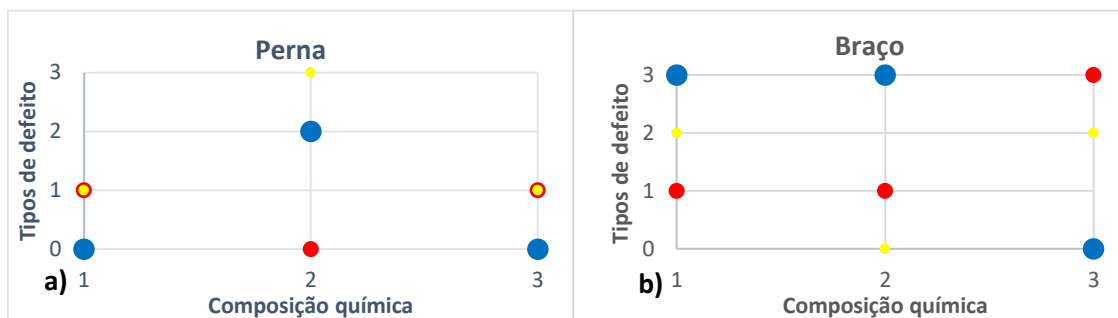


Figura 4.22 - Localização dos defeitos vs composição química do sistema de gitagem pela perna (a) e pelo braço (b).

Da análise feita à Figura 4.22 conclui-se no caso do sistema de gitagem pela perna que as composições que apresentam menos defeitos são as composições C1 e C3 sendo o sistema de alimentação mais favorável a ausência tanto de camisas como de arrefecedores e no caso do sistema de gitagem pelo braço a composição C3 sendo o sistema de alimentação com arrefecedores o mais favorável.

De um modo geral, a composição 2 é mais sujeita ao desenvolvimento de defeitos exógenos possivelmente devido à maior quantidade de alumínio, o qual tem tendência a formar óxidos de alumínio – alumina, que resultam em defeitos (Rajkolhe et al., 2014; Jolly, 2005). Estes defeitos potenciam a concentração de tensões e conseqüentemente a formação de fendas que podem degenerar em fissuras. De realçar igualmente o teor de carbono que nesta composição é o mais elevado. Se este elemento segregar para o último líquido a solidificar, aumenta a sua quantidade localmente, podendo desenvolver fases duras e frágeis como é o caso da grafite e do carboneto de ferro (Fe_3C). Estes resultados são de certo modo confirmados pela análise elementar de EDS, que mostrou que nas zonas do defeito havia um aumento da concentração do carbono, oxigénio, alumínio e enxofre. Os valores da concentração de oxigénio na região do defeito permitem dizer, de um modo geral, que os defeitos analisados são produzidos em contacto com a atmosfera ou em ambientes ricos em oxigénio (Kakas, 2009). A presença do carbono por sua vez indica a segregação de carbono sob a forma de grafite na superfície do defeito, formando uma película com uma coloração escura (Jolly, 2005). Verificou-se que as peças que não tinham sistemas de alimentação como camisas e arrefecedores são as que apresentam concentrações de alumínio mais elevadas.

Por outro lado, nas zonas com fissuras verificou-se uma tendência para o aumento da concentração de oxigénio e enxofre e uma diminuição da concentração de alumínio. Como o alumínio é um desoxidante, a ausência do mesmo pode significar que não foi feita uma eficiente desgaseificação, e que porosidades gasosas constituídas por oxigénio e enxofre podem ter dado origem à propagação de fissuras (Jolly, 2005).

Face aos resultados obtidos é possível concluir que os parâmetros que minimizam a presença de defeitos são: sistema de alimentação com arrefecedor; sistema de gitagem pelo braço; espessura 24 mm e a composição química C3. Segundo o Método de Taguchi (Tabela 3.2) este conjunto de parâmetros corresponde exatamente à experiência 18. Deste modo, devido a esta coincidência não será necessário fazer outras experiências para determinar quais os parâmetros que menos influenciam a fissuração da peça. No entanto deveria ter sido confirmada a solução obtida, mas tal foi impossível devido a limitações de tempo.

CAPÍTULO 5 CONCLUSÃO E TRABALHO FUTURO

5.1 CONCLUSÃO

O trabalho desenvolvido nesta tese permitiu a aquisição de conhecimentos teóricos e práticos na área da indústria da fundição, nomeadamente sobre a importância da temperatura de vazamento do metal, da composição química (elementos de liga), da geometria das peças, do sistema de gitagem e do sistema de alimentação da peça no aparecimento dos defeitos e o acompanhamento das tarefas em ambiente fabril necessárias para a sua implementação.

O trabalho desenvolvido permitiu concluir que:

- i) Os defeitos que aparecem em maior quantidade são os rechupes, seguidos da fissuração, sendo de salientar que apenas 8 das peças analisadas não têm defeito na zona T.
- ii) A presença de camisas induz fissuração e que não existem fissuras sem ter como alimentador uma camisa, ou seja, um ponto quente sobre a zona T favorece a fissuração.
- iii) As fissuras são mais pequenas nas peças mais espessas (24 mm), a explicação encontrada para justificar este dado é que esta peça já tem volume suficiente para influenciar a velocidade de arrefecimento dos braços (diminuindo-a) proporcionando assim uma redução na concentração das tensões no local crítico, a zona T.
- iv) As peças com a composição C2 apresentam um tamanho de grão inferior às restantes, uma vez que a temperatura de vazamento é inferior e possui maior concentração titânio.
- v) A gitagem pela perna induz fissuras maiores como resultado de um aquecimento maior e mais intenso da zona crítica.
- vi) A composição C2 é a mais propícia ao desenvolvimento de defeitos exógenos possivelmente devido à maior quantidade de alumínio, o qual tem tendência a formar óxidos de alumínio – alumina. Pode concluir-se também que o teor de carbono é mais elevado nesta composição podendo desenvolver fases duras e frágeis como é o caso da grafite e do carboneto de ferro (Fe_3C).
- vii) A análise de EDS nas zonas de defeitos mostrou que elementos como o carbono, o oxigénio, o alumínio e o enxofre aumentam a sua concentração nas zonas de defeito em detrimento das zonas sem defeito.
- viii) Nas amostras com fissuras houve um aumento da concentração de oxigénio e enxofre na zona de defeito e uma diminuição da concentração de alumínio (desgaseificante), podendo significar que não foi feita uma eficiente desgaseificação e que porosidades gasosas podem estar na origem da fissuração.
- ix) Face aos resultados obtidos é ainda possível constatar que os parâmetros que minimizam a presença de defeitos são: sistema de alimentação com arrefecedor; sistema de gitagem pelo braço; espessura 24 mm e a composição química C3.
- x) Os resultados da tensão de rutura inferiores à norma, não sendo esperados dado que a composição química das ligas C2 e C3 são idênticas à de C1, devem-se ao facto dos provetes

sofrerem a rutura na região onde havia defeito. Pela mesma razão os valores do coeficiente de estrição e da extensão pós rutura são, de um modo geral, inferiores aos esperados na norma.

xi) Os valores da dureza medidos nas três ligas são semelhantes e encontram-se no intervalo de valores da norma (155-200 HB). No entanto, as composições C2 e C3 apresentam valores da dureza mais elevados, o que poderá ter origem na maior concentração de Cu.

Em suma, pode concluir-se que esta investigação foi útil não só para a DuritCast como também para a fundição em geral, na medida em que indica parâmetros que devemos evitar/controlar para a redução do tipo e número de defeitos, contribuindo assim para uma maior eficiência energética, ambiental e de recursos.

5.2 TRABALHO FUTURO

Na sequência do trabalho desenvolvido no âmbito desta dissertação, como sugestões de trabalho futuro sugeria em primeiro lugar a confirmação da solução obtida em peças com geometria e dimensões iguais às estudadas.

No que diz respeito ao melhoramento das técnicas utilizadas, sugere-se a utilização de um pirómetro no interior das caixas de moldação durante o vazamento de modo a monitorizar as variações de temperatura no decorrer do processo, bem como desenvolver um método que permita quantificar o volume do rechupe e das inclusões para uma análise mais rigorosa do efeito dos vários parâmetros.

O estudo realizado nesta dissertação pode e deve ser utilizado/explorado para a análise de outros tipos de defeitos igualmente relevantes no setor da fundição ou mesmo para outras ligas ferrosas.

CAPÍTULO 6 REFERÊNCIAS

- (Abe, 2004)** F. Abe, "Bainitic and martensitic creep-resistant steels", *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, vol.8, nº 3-4, 305-311, 2004.
- (APF, 2014)** A.P.F. Associação Portuguesa de Fundição, "Manual de Segurança e saúde no trabalho – Indústria da Fundição", 2014.
- (ASM, 1992)** ASM Metals Handbook, "Casting: Principles of Liquid Metal Processing", Inclusion Forming Reaction, vol. 15, 1992.
- (ASM, 1993)** ASM Metals Handbook, "Properties and Selection: Irons, Steels and High Performance Alloys", ASM International, 10ª edição, vol. 1, 1993.
- (ASM, 2008)** ASM Metals Handbook, "Casting", ASM International, vol. 15, 29-81, 2008.
- (ASM, 2009)** ASM Metals Handbook, "Casting Design and Performance", ASM International, 1ª edição, 61-80, 2009.
- (Barkhudarov, 1997)** M. Barkhudarov, "Is Fluid flow important for predicting solidification?", *Solidification Processing 97 Conference*, 1997.
- (Beckermann et al., 2011)** C. Beckermann, K Carlson, "Simulation of dimensional changes and hot tears during solidification of steel castings", University of Iowa, 2011.
- (Chen et al., 2007)** D. Chen, J. Huang, "Design of brass alloy drawing process using Taguchi method", *Materials Science and Engineering: A*, vol. 464, nº 1-2, 135-140, 2007.
- (Chiaverini, 1986)** V. Chiaverini, "Tecnologia Mecânica", MAKRON, 2ª edição, vol.3, 1986.
- (Dedavid et al., 2007)** B. Dedavid, C. Gomes, G. Machado, "Microscopia eletrônica de varredura - aplicações e preparação de amostras", Edipucrs, 2007.
- (Jolly, 2005)** M. Jolly, "Prof. John Campbell's ten rules for making reliable casting", *JOM*, 19-28, 2005.
- (Joo et al., 15)** M. Joo, et al., "A study of metallurgical factors for defects formation in electric resistance welded API steel pipes", *Metallurgical and Materials Transactions*, vol. 2, nº 2, 119-130, 2015.
- (Kakas, 2009)** D. Kakas, et al., "Use of SEM and EDS analysis in the investigation of Al-Si-Cu piston alloy cast porosity", *METABK*, vol. 48 nº 3, 171-174, 2009.
- (Konduk et al., 1998)** B. Konduk, A. Ucisik, "Application of Taguchi Method on the improvement of haemodialysis quality", *Biomedical Engineering Days*, 128-130, 1998.
- (Kluge, 2004)** L. Kluge, "Efeito do carbono equivalente no número de nódulos em ferros fundidos nodulares produzidos por fundição contínua", (Pós-graduação), Universidade Estadual de Ponta Grossa, 2004.
- (Lawrence et al., 2000)** H. Lawrence, V. Van, "Elements of materials science", Addison – Weiley Publishing Company, 13ª edição, 2000.
- (Lee et al., 2003)** H. Lee, H. Lee, "Optimisation of cutting parameters for burr minimization in facemilling operations", *International Journal of Production Research*, vol. 41, nº 3, 497-511, 2003.

- (Lemoine)** B. Lemoine, “Aço, um material de construção ecológico para um desenvolvimento sustentável”, <http://www.futureng.pt/o-aco-e-a-sustentabilidade>, visto em Abril de 2016.
- (Llewellyn et al., 1998)** D. Llewellyn, R. Hudd, “Steels: metallurgy and applications”, Butterworth Heinemann, 3ª edição, 1998.
- (Monroe et al., 2005)** C. Monroe, C. Beckermann “Development of a hot tear indicator for steel castings” *Materials Science & Technology*, 47-56, 2005.
- (Monroe et al., 2009)** C. Monroe, C. Beckerman, J. Klinkhammer, “Simulation of deformation and hot tear formation using a visco-plastic model with damage”, *The Minerals, Metals and Materials Society (TMS)*, 313-320, 2009.
- (Morgado, 2009)** T. Morgado, “Integridade Estrutural de um Componente Rodoviário”, (Tese Doutoramento), Instituto Superior Técnico de Lisboa, 2009.
- (Muzammil et al., 2003)** M. Muzammil, P. Singh, F. Talib, “Optimization of gear blank casting process by using Taguchi’s robust design technique”, *Quality Engineering*, vol. 15, nº 3, 351-359, 2003.
- (Rajkolhe et al., 2014)** R. Rajkolhe, J. Khan, “Defects, causes and their remedies in casting process: a review”, *International Journal of Research in Advent Technology*, vol. 2, nº 3, 375-383, 2014.
- (Ribeiro, 2006)** C. Ribeiro, “Apontamentos de Fundição”, Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Porto, 2006.
- (Roy, 1990)** R. Roy, “A Primer on the Taguchi Method”, Society of Manufacturing Engineers, 1ª edição, 1990.
- (Roylance, 2001)** D. Roylance, “Stress-Strain curves” Department of Materials Science and Engineering Massachusetts, Institute of Technology Cambridge, 2001.
- (Stoll, 2009)** H. Stoll, “Casting design and performance”, ASM International, 73-80, 2009
- (Syracos, 2003)** G. Syrcos, “Die casting process optimization using Taguchi methods”, *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 135, nº 1, 68-74, 2003.
- (Thomas, 2009)** B. Thomas, “Modeling of hot tearing and other defects in casting process”, *ASM Handbook*, vol. 22, 362-374, 2009.
- (Turkmen et al., 2002)** I. Turkmen, et al., “Determination by the Taguchi method of the optimum conditions for mechanical properties of high strength concrete with admixtures of silica fume and blast furnace slag”, *Civil Engineering and Environmental Systems*, vol. 20, nº 2, 2003.
- (Vanderesse, 2011)** N. Vanderesse, “Microtomographic study and finite element analysis of the porosity harmfulness in a cast aluminium alloy,” *International Journal of Fatigue*, vol. 33, nº 12, 1514-1525, 2011.
- (William, 2007)** D. William, “Materials science and engineering: an introduction”, Jonh Wiley & Sons, 7ª edição, 207-356, 2007.
- (Wu et al., 2004)** D. Wu, M. Chang, “Use of Taguchi method to develop a robust design for the magnesium alloy die casting process” *Materials Science and Engineering: A*, vol. 379, nº 1-2, 366-371, 2004.
- (Zhang et , 2006)** L. Zhang, B. Thomas, “State of the art in the control of inclusions during steel ingot casting”, *Metallurgical and Materials Transactions B*, vol. 37 B, 733-761, 2006.