

# **EFEITO DO PROCESSAMENTO DA LIGA CF8M (316) NA MICROESTRUTURA E NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS**

Pedro Emanuel Cunha e Silva

Dissertação realizada no âmbito do  
Mestrado Integrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais

Orientador: Prof. Dr. Carlos Alberto Silva Ribeiro (DEMM-FEUP)

Orientador na Empresa: Eng.º José Fonseca (FAL)

Julho 2013

<i>CANDIDATO</i>	Pedro Emanuel Cunha e Silva	<i>Código</i>	200800618
<i>TÍTULO</i>	Efeito do Processamento da Liga CF8M (316) na Microestrutura e nas Propriedades Mecânicas		
<i>DATA</i>	16 de Julho de 2013		
<i>LOCAL</i>	Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto - Sala F103 - 10h00		
<i>JÚRI</i>	<i>Presidente</i>	Professora Doutora Filomena Maria da Conceição Viana	DEMM/FEUP
	<i>Arguente</i>	Doutor Hélder Jesus Fernandes Puga	DEM/EEUM
	<i>Orientador</i>	Professor Doutor Carlos Alberto Silva Ribeiro	DEMM/FEUP

## **Agradecimentos**

Antes de mais quero agradecer ao meu orientador, Professor Doutor Carlos Alberto Silva Ribeiro, por toda a disponibilidade que teve quer para correções, sugestões ou esclarecimento de dúvidas.

Quero ainda agradecer ao Sr. Élio Maia, Eng.º José Fonseca e ao Eng.º Filipe Morais, pelo tempo disponibilizado para esclarecimento de dúvidas, para correções, sugestões e partilha dos seus conhecimentos.

Agradeço do fundo do coração às três pessoas sem as quais nada disto teria sido possível, que são os meus pais, António e Maria, e à minha irmã, Miriam, que suportaram durante estes 5 anos as despesas, as loucuras, as indecisões, e que nunca deixaram que algum dos meus desejos fica-se por realizar.

Por último agradeço a todos os amigos e colegas de faculdade que ajudaram a que muitas coisas durante estes anos fiquem guardadas para sempre na memória.

## Resumo

O objetivo deste trabalho baseou-se no estudo do efeito do processo de elaboração de banhos de aço vazado CF8M sobre as características de corrosão e propriedades mecânicas.

O trabalho foi realizado com a colaboração da empresa FAL S.A., que se disponibilizou no fornecimento do material necessário e de todos os equipamentos e recursos disponíveis para a sua execução.

O aço inoxidável austenítico CF8M apresenta uma microestrutura com austenite e ferrite, mas com a austenite sempre em maior quantidade. O tratamento térmico e a composição química controlam as propriedades finais deste material. A boa relação entre a alta resistência à corrosão e as boas propriedades mecânicas confere a este aço inoxidável muitas aplicações desde a indústria química, alimentícia, ou seja, em aplicações onde seja necessária uma boa resistência à corrosão e à oxidação.

O CF8M que é um aço inoxidável austenítico vazado, equivalente ao AISI 316, onde o seu banho foi processado com e sem proteção de argon e depois, para avaliar o efeito de diferentes tratamentos térmicos sobre a resistência à corrosão, foi submetido a tratamentos térmicos de austenitização a três temperaturas distintas, 1050°C durante 1 hora, 1150°C e 1220°C durante 1 e 2 horas. Os ensaios realizados incluíram a análise metalográfica, ensaios de corrosão, ensaios de tração e de resiliência.

A análise metalográfica envolveu a observação e registo das microestruturas, quantificação das fases, análise microestrutural e química com microscopia eletrônica de varrimento. A resistência à corrosão por picada, foi analisada utilizando dois métodos incluídos na norma G 48 – 03 (Método A – Teste de picada do cloreto de ferro e Método E - Teste de temperatura critica de picada para aços inoxidáveis. Por último, foram realizados ensaios de tração e resiliência que forneceram informações sobre o comportamento mecânico desta liga.

Os resultados demonstram que a utilização da temperatura de tratamento térmico de solubilização mais elevada (1220°C) durante 2 horas, proporcionava ao material melhores propriedades de resistência à corrosão e mecânica. Mas à temperatura de 1150°C durante 1 hora, os resultados obtidos são bastante satisfatórios.

## **Abstract**

The objective of this work is to study the effect of melting CF8M cast steel on its corrosion resistance and mechanical properties.

The work was carried out in collaboration with FAL S.A., which supplied the necessary materials, equipment and resources for its execution.

The CF8M austenitic stainless steel presents an austenitic and ferritic matrix, but always exhibiting a superior amount of austenite. The heat treatment and chemical composition control the final properties of this material. The good relation between high corrosion resistance and good mechanical confers this stainless steel many applications from the chemical industry, food industry, which means, applications where good corrosion resistance and oxidation are necessary.

CF8M cast stainless steel, equivalent to AISI 316, whose bath was processed with and without argon protection, was later exposed to austenitizing heat treatments for three distinct temperatures, 1050°C for 1 hour, 1150°C and 1220°C for 1 and 2 hours. The tests carried out include metallographic analysis, corrosion resistance, tensile and resilience tests.

The metallographic analysis involved the observation and recording of the microstructures, phase quantification, microstructural and chemical analysis with scanning electronic microscopy. Pit corrosion resistance was analyzed using two methods included in the G 48 - 03 standard (Method A - Iron chloride pit corrosion and Method E - Critical temperature for pit corrosion in stainless steels. Lastly, tensile and resilience tests were carried out, which supplied information about the mechanical behavior of this alloy.

The results demonstrate that the use of the highest solubilization temperature (1220°C) for 2 hours provided the best mechanical and corrosion resistance properties. However, at 1150°C for 1 hour, the obtained results are quite satisfactory.

## Índice

1.	Introdução .....	1
2.	Objetivos .....	3
3.	Revisão Bibliográfica.....	3
3.1	Classificação dos Aços Inoxidáveis .....	3
3.1.1	Aços Inoxidáveis Austeníticos .....	5
3.1.1.1	Processamento.....	6
3.1.1.2	A fase sigma dos aços inoxidáveis .....	8
3.1.2	Aços Inoxidáveis Austeníticos Fundidos .....	9
3.1.2.1	Aço Inoxidável Austenítico – CF8M .....	10
3.2	Tratamento Térmico de solubilização .....	11
3.2.1	Tratamentos térmicos em aços inoxidáveis austeníticos .....	11
3.3	Propriedades mecânicas e aplicações .....	13
3.4	Comportamento e otimização da resistência à corrosão por picadas .....	14
3.4.1	Corrosão por Picada .....	15
3.4.1.1	Coeficiente de resistência à corrosão por picada (PREN).....	15
3.4.1.2	Temperatura crítica de picada (CPT) .....	16
3.4.2	Testes de Corrosão .....	16
3.4.2.1	Resistência à corrosão por picada e por fenda de aços inoxidáveis e ligas relacionadas usando cloreto de ferro .....	16
4.	Materiais e Métodos .....	17
4.1	Materiais, Tratamentos Térmicos e Técnicas.....	17
4.2	Análise Metalográfica .....	18
4.2.1	Análise Microestrutural.....	18
4.3	Ensaio de corrosão.....	19
4.3.1	Ensaio de corrosão segundo a norma G48-03 (Methods for pitting and crevice corrosion resistance of stainless steels and related alloys by use of ferritic chloride solution).....	19
4.4	Ensaio de Tração e de Resiliência.....	21
5.	Análise e Comentário aos Resultados .....	21

5.1	Análise Metalográfica .....	21
5.1.1	Microestrutura .....	21
5.1.2	Quantificação física dos provetes .....	23
5.1.3	Análise de Inclusões.....	24
5.1.4	Análise em MEV .....	24
5.2	Ensaio de corrosão.....	30
5.2.1	Ensaio de corrosão segundo a norma G 48 – 03 (Método A) .....	30
5.2.2	Ensaio de corrosão segundo a norma G 48 – 03 (Método E).....	31
5.3	Ensaio de Tração .....	33
5.4	Ensaio de Resiliência .....	34
6.	Discussão dos resultados.....	34
7.	Conclusões .....	35
8.	Trabalho Futuro.....	37
9.	Bibliografia .....	38
10.	Anexos.....	40
10.1	Anexos I .....	40

## Índice de Figuras

Figura 1 - Diagrama de equilíbrio Fe-Cr [4].	6
Figura 2 - Diagrama de Schaeffler [13].	7
Figura 3 - Diagrama de Delong [17].	8
Figura 4 - Observação da fase sigma num aço inoxidável com 25% de cromo e 5% de silício [14].	8
Figura 5 - Diagrama de fases ferro-cromo [14].	8
Figura 6 - Padrão ACI de Cr e Ni para aços fundidos resistentes ao calor e a corrosão [15].	9
Figura 7 - Microestrutura típica de um AIA CF8M.	11
Figura 8 - Temperaturas de austenitização para alguns aços inoxidáveis austeníticos [17].	12
Figura 9 - Diagrama do processo de corrosão por picada [30].	15
Figura 10 - Desenho técnico da peça realizada para estudo do efeito do tratamento térmico em peças com variação de espessura de secção.	17
Figura 11 - Forno utilizado no DEMM-FEUP.	18
Figura 12 - Microestrutura de uma amostra de bruto de fundição (esquerda) com ataque eletrolítico de NaOH 40%, e a microestrutura de uma amostra sujeita ao tratamento térmico de solubilização a 1050°C (direita) atacada com o reagente Groesbeck Modificado.	22
Figura 13 - Microestrutura de uma amostra sujeita ao tratamento térmico de solubilização a 1150°C durante 1 hora (esquerda) e a 2 horas (direita) atacadas com o reagente Groesbeck Modificado.	22
Figura 14 - Microestrutura de uma amostra sujeita ao tratamento térmico de solubilização a 1220°C durante 1 hora (esquerda) e a 2 horas (direita) atacadas com o reagente Groesbeck Modificado.	22
Figura 15 - Percentagem de ferrite presente no CF8M para diversas temperaturas de tratamento térmico de solubilização.	23
Figura 16 - Microestrutura de uma amostra do banho sem proteção com argon (esquerda) e amostra do banho com proteção de argon (direita) atacadas com o reagente Groesbeck Modificado.	24
Figura 17 - Zona de fratura do provete tratado a 1050°C S/Ar, obtido por MEV de elétrons secundários.	25
Figura 18 - Espectro obtido na área delimitada por Z6 para a figura 16, provando a existência de Alumina (Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ).	25
Figura 19 - Zona de corrosão por picada do provete tratado a 1050°C S/Ar.	26
Figura 20 - Espectro obtido na área delimitada por Z11 para a figura 18, provando a existência de alumina (Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ) na zona da picada.	26

Figura 21 - Zona de corrosão por picada do provete tratado a 1150°C durante 2 horas, obtido por MEV de eletrões secundários.....	27
Figura 22 - Espectro obtido na área delimitada por Z1 provando a existência de óxido de ferro e carbonetos de crómio. ....	27
Figura 23 - Zona de corrosão por picada do provete tratado a 1220°C durante 1 hora, obtido por MEV de eletrões secundários.....	28
Figura 24 - Espectro obtido na área delimitada por Z3 provando a existência de sílica (SiO <sub>2</sub> ) e alumina (Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ). ....	28
Figura 25 - Zona de corrosão por picada do provete tratado a 1220°C durante 2 horas, obtido por MEV de eletrões secundários.....	29
Figura 26 - Espectro obtido na área delimitada por Z1 provando a existência de carbonetos de crómio. ....	29
Figura 27 – Relação entre a massa perdida e o tratamento térmico. ....	30
Figura 28 – Amostra com banho sem proteção de árgon sujeita ao tratamento térmico de solubilização a 1050°C durante uma hora. ....	31
<b>Figura 29 - Relação entre a massa perdida e o tratamento térmico.</b> .....	31
Figura 30 - Relação entre a massa perdida e o tratamento térmico.....	32
Figura 31 - Amostra com banho protegido com árgon sujeita ao tratamento térmico de solubilização a 1150°C durante duas horas. ....	33

## Índice de Tabelas

Tabela 1 - Classificações dos vários Aços Inoxidáveis Austeníticos [Adaptado 1].....	2
Tabela 2 - Famílias de aços inoxidáveis e suas principais características [adaptado de 3]. .....	4
Tabela 3 - Composições químicas dos aços inoxidáveis austeníticos [3]. .....	5
Tabela 4 - Valores típicos de níquel e crómio equivalente dos aços 304 e 316 [13]. .....	7
Tabela 5 - Composição química do AIA CF8M [1].....	10
Tabela 6 - Propriedades Mecânicas e Físicas do AIA CF8M [1]. .....	14
Tabela 7 - Composição química do aço vazado para a execução deste trabalho. ....	18
Tabela 8 - Cálculo do CPT previsto para o aço em estudo. ....	20
Tabela 9 – Percentagem de massa perdida com o ensaio à temperatura ambiente. ....	30
Tabela 10 - Percentagem de massa perdida com o ensaio à temperatura de 20°C. ....	31
Tabela 11 - Percentagem de massa perdida com o ensaio à temperatura de 30°C. ....	32
Tabela 12 – Valores médios da resistência máxima, da tensão limite de proporcionalidade a 0,2 e do alongamento dos provetes sujeitos aos diversos tratamentos térmicos de solubilização. ...	33
Tabela 13 – Valores médios e do desvio padrão do ensaio de resiliência dos provetes sujeitos aos diferentes tratamentos térmicos de solubilização.....	34

## 1. Introdução

Os aços inoxidáveis são classificados pela sua microestrutura primária, podendo ser ferríticos, austeníticos, martensíticos ou duplex. Os aços inoxidáveis austeníticos contêm na sua composição teores elevados de cromo, níquel e molibdénio e são maioritariamente utilizados em equipamentos aeronáuticos, indústria química, farmacêutica e têxtil.

A austenite é a matriz básica destes aços, que por sua vez não são temperáveis, pois só formam martensite por deformação a frio. Apesar disso, estes aços podem conter ferrite delta em quantidades variáveis junto da matriz austenítica, que é influenciada pelo histórico térmico e pela composição química da liga. Esta fase é que dá ao aço um carácter ferromagnético, o que pode levar à restrição deste aço em algumas aplicações. Para contrariar este facto, os aços inoxidáveis austeníticos de alta qualidade sofrem um tratamento térmico de dissolução da ferrite delta. Mas, a ferrite delta também traz efeitos benéficos ao aço, pois previne o aparecimento de fendas durante a solidificação em soldadura.

O efeito dos elementos estabilizadores da ferrite (alfagênicos), como o cromo, molibdénio, silício, nióbio e titânio, é avaliado através do cromo equivalente ( $Cr_{eq}$ ), e os elementos estabilizadores da austenite (gamagênicos), como o níquel, carbono, manganês e azoto, formam o outro parâmetro que é o níquel equivalente ( $Ni_{eq}$ ). A relação entre estes dois parâmetros com a ajuda dos diagramas de solidificação, possibilita prever as quantidades teóricas de ferrite e austenite, assim como as diversas formas de solidificação, e deste modo controlar a microestrutura e a quantidade de ferrite delta.

A matriz destes aços pode ter na sua composição carbonetos precipitados, uma vez que há uma diminuição da solubilidade do carbono com a diminuição da temperatura, e uma das maneiras de inibir a precipitação de carbonetos é utilizar a “hipertêmpera”, que consiste num arrefecimento rápido da austenite. A precipitação dos carbonetos acontece na maioria das vezes nas fronteiras de grão, fazendo com que a matriz fique pobre em cromo, e o aço fica sensível à corrosão intergranular. Este fenómeno acontece muitas vezes quando se usam temperaturas de trabalho do aço entre 400 e 850°C, mas também pode ocorrer quando o arrefecimento após uma soldadura é lento o suficiente para que haja a sensibilização do aço.

O tratamento térmico usado nestes aços consiste na solubilização dos carbonetos, ou seja, na homogeneização da austenite, numa gama “normal” de temperaturas entre 1000 e 1100°C, seguido de hipertêmpera, como foi referido anteriormente para evitar que os carbonetos voltem a precipitar. Quando são utilizadas temperaturas de trabalho na zona de sensibilização consegue-se eliminar a ocorrência deste fenómeno, alterando ligeiramente a composição química do aço, e para isso há duas alternativas que vão ser descritos de seguida.

A primeira alternativa consiste em estabilizar o carbono com a adição de elementos carburígenos, tais como o nióbio e o titânio, que fixam o carbono e impedem a precipitação de carbonetos de cromo. Formam-se por isso carbonetos de nióbio ou titânio que são mais estáveis que os carbonetos de cromo. Este tratamento é realizado entre 800 e 900°C, e passam-se a designar estes aços por aços estabilizados. Os aços 321 e 347 AISI ligados ao titânio e ao nióbio respetivamente, são exemplos deste procedimento.

A segunda alternativa parte de uma nuance com um teor em carbono muito baixo, e realiza todo o processo descrito no primeiro procedimento. O aço 304L AISI (o símbolo L significa Low carbon) é um exemplo deste procedimento.

Além da ferrite, da austenite e dos carbonetos, o aço inoxidável pode ter uma fase nova, que é chamada de fase sigma.

Esta fase é dura (cerca de 800 HV), frágil e não-magnética. Parece ser um ferro-cromo, de estrutura cristalina, intermetálico, de corpo centrado que deriva da ferrite e que aparece nos aços, com um decréscimo considerável de volume, e provoca fissuras finas no material. A fase sigma é formada nas ligas de ferro-cromo, quando aquecidas a temperaturas na zona de 500 a 1000°C muito lentamente. A fase sigma geralmente desenvolve-se nas juntas dos grãos.

Estes aços também são classificados em função do produto, ou seja, em ligas trabalhadas mecanicamente, na forma de chapas, barras, perfis, laminados e forjados. Quando temos aços inoxidáveis trabalhados mecanicamente é atribuída a designação AISI, com a classe 300, mas quando as ligas são fundidas, as classes já são ou C que indica resistência à corrosão ou H que indica resistência à oxidação.

**Tabela 1 - Classificações dos vários Aços Inoxidáveis Austeníticos [Adaptado 1].**

Designação					
	ACI/ASTM	DIN	AFNOR	UNS	Outras
CF20	A743 CF20	1.4312 GX10CrNi188	Z10CN18.9M	-	-
CF8	A351 CF8	1.4308 GX6CrNi189	Z6CN18.10M	J92600	AISI 304 (5)
CF8A	A351 CF8A	-	-	J92600	AISI 304H (5)
CF8C	A351 CF8C	1.4552 GX5CrNiNb189	Z6CNNb18.10M	J92910	AISI 347 (5)
CF3	A351 CF3	1.4306 X2CrNi1911 (5)	Z2CN18.10M	J92500	AISI 304L (5)
CF3A	A351 CF3A	-	-	J92500	-
CF8M	A351 CF8M	1.4408 GX6CrNiMo1810	Z6CND18.12M	J92900	AISI 316 (5)
CF8MNb	A351 CF10MC	1.4851 GX5CrNiMoNb1810	Z6CNDNb18.12M	-	AISI 316Nb (5)
CF3M	A351 CF3M	1.4404 X2CrNiMo17122 (5)	Z2CND18.12M	J92800	AISI 316L (5)
CF3MS	AISI316LS (5)	1.4435 X2CrNiMo18143 (5)	-	-	AISI 316LS (5)
CF3MN	A351 CF3MN	-	-	-	AISI 316LN (5)
CF16F	A743 CF16F	-	-	J92701	AISI 303 (5)
CG8M	A351 CG8M	-	-	J93000	AISI 317 (5)

O aço inoxidável austenítico fundido que vai ser destacado neste trabalho é o CF8M, que tem na sua composição Crómio entre 18 e 21%, Níquel entre 9 e 12% e Molibdénio entre 2 e 3%, e que tem a sua principal aplicação industrial em meios líquidos corrosivos.

## 2. Objetivos

Os objetivos genéricos deste trabalho foram:

- Avaliação do efeito da proteção do banho com argon, do tempo e da temperatura de austenitização, sobre a resistência à corrosão de um aço CF8M.

Para atingir este objetivo montou-se o esquema experimental que abaixo se descreve:

- Processamento do banho:
  - Com proteção de argon;
  - Sem proteção de argon;
- Tratamentos térmicos:
  - 1050°C – 1 hora no forno industrial;
  - 1050°C – 1 hora na mufla;
  - 1150°C – 1 e 2 horas na mufla;
  - 1220°C – 1 e 2 horas na mufla
- Ensaio de Corrosão segundo a norma G 48 – 03:
  - Método A;
  - Método E;
- Ensaio mecânicos:
  - Ensaio Tração;
  - Ensaio de Resiliência;

## 3. Revisão Bibliográfica

### 3.1 Classificação dos Aços Inoxidáveis

Os aços inoxidáveis são uma importante classe de ligas, uma vez que estão presentes na nossa vida, e há uma plenitude de ações que dependem deles, desde pequenas aplicações como utensílios de cozinha, até veículos espaciais. O que confere esta propriedade aos aços inoxidáveis é a adição de crómio, que tem de ser adicionado em pelo menos 11% da massa, mas não quer dizer que com esta adição os aços inoxidáveis resistam a todo o tipo de ambientes hostis, ou seja, pode ser necessário a adição de outros elementos como o níquel, o molibdénio e até mesmo mais carbono [2].

Existem três tipos principais de microestrutura para os aços inoxidáveis, sendo elas austenítica, ferrítica e martensítica. As microestruturas são obtidas através de um ajuste da composição química do aço [2]. Estas três microestruturas principais classificam os aços inoxidáveis em várias classes, sendo elas:

**Tabela 2 - Famílias de aços inoxidáveis e suas principais características [adaptado de 3].**

Tipo	Composição das ligas	Microestrutura	Propriedades Mecânicas		Características físicas	Aplicações	
			Resistência, MPa				Alongamento em 50 mm, %
			Tensão Máxima	R 0,2 %			
Austenítico	15-17% Cr, 8-35% Ni, 0-6% Mo, Cu, N	Austenite	490 a 860	205 a 575	30 a 60	Não endurecível por tratamento térmico; paramagnética.	Usado em aplicações em geral
Ferrítico	11-30% Cr, 0-4% Ni, 0-4% Mo	Ferrite	415 a 650	275 a 550	10 a 25	Não tratada termicamente; magnética; boa resistência à corrosão sob tensão.	Peças que exigem uma combinação de boa resistência à corrosão em geral e boa resistência à corrosão sob tensão.
Martensítico	11-18% Cr, 0-6% Ni, 0-2% Mo	Martensite	480 a 1000	275 a 860	14 a 30	Endurecido por tratamento térmico; alta resistência mecânica.	Peças de alta resistência mecânica, bombas e válvulas.
Duplex	18-27% Cr, 4-7% Ni, 2-4% Mo, Cu, N	Austenite e Ferrite	680 a 900	680 a 900	10 a 48	Não endurecível por tratamento térmico.	Permutadores de calor, tratamento de águas e arrefecedores.
Endurecidos por precipitação	12-28% Cr, 4-24% Ni, 1-5% Mo, Al, Ti, Co	Austenite e martensite	895 a 1100	276 a 990	10 a 35	Endurecido por precipitação; Resistência mecânica muito alta.	Peças que exigem alta resistência mecânica, resistência à corrosão ou/e a altas temperaturas.

A presença de níquel nos aços inoxidáveis aumenta a resistência à corrosão em meios pouco oxidantes e neutros, aumenta a ductilidade e a aptidão à deformação do aço, pois estabiliza o domínio austenítico à temperatura ambiente, para teores acima de 8%, mas tem como desvantagem o aumento do custo do aço, devido ao seu elevado preço [4].

### 3.1.1 Aços Inoxidáveis Austeníticos

Com cerca de 70% da produção mundial, os aços inoxidáveis austeníticos (AIA) são o grupo mais utilizado. Os teores de cromo variam entre 16 e 30%, os de níquel entre 6 e 22% e o teor de carbono não ultrapassa os 0,3%. O teor total de elementos de liga tem um mínimo de 26%. Estes aços inoxidáveis possuem baixo limite de escoamento, têm alta resistência mecânica, elevada ductilidade à temperatura ambiente e não são ferromagnéticos [8,9].

O endurecimento dos AIA não pode ser feito por tratamento térmico, só se conseguindo um aumento da dureza e da resistência mecânica por deformação a frio. Os AIA são dos melhores aços em termos da soldabilidade e da resistência à corrosão e oxidação. São diversas as aplicações destes aços inoxidáveis, desde a indústria química, alimentícia, ou seja, em aplicações onde seja necessária uma boa resistência à corrosão e oxidação, facilidade de fabricação e limpeza [8,9,10].

A composição química dos vários AIA é apresentada no quadro seguinte:

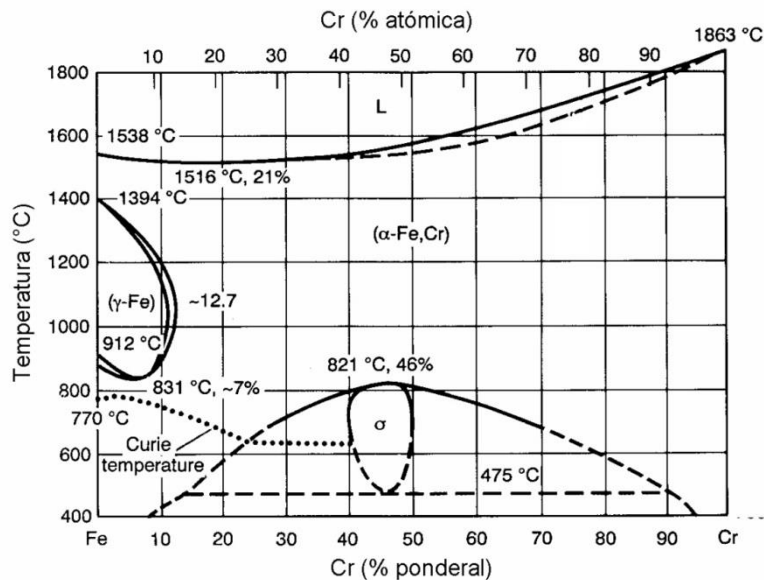
**Tabela 3 - Composições químicas dos aços inoxidáveis austeníticos [3].**

Designação	C	Cr	Ni	Mn	Mo	Outros
301 AISI	< 0,15	17	7			
302 AISI	< 0,15	18	9			
304 AISI	< 0,08	19	9			
304L AISI	< 0,03	19	10			
309 AISI	< 0,20	23	13,5			
310 AISI	< 0,25	25	20,5			
316 AISI	< 0,08	17	12		2,5	
316L AISI	< 0,03	17	12		2,5	
321 AISI	< 0,08	18	10,5			Ti=5xC
347 AISI	< 0,08	18	11			Nb=10xC
201 AISI	< 0,15	17	4,5	6		
202 AISI	< 0,15	18	5	8,75		

### 3.1.1.1 Processamento

#### Diagrama Fe-Cr

O diagrama de equilíbrio ferro-crômio, apresentado na figura 1, exhibe a fase cúbica de faces centradas (CFC) do ferro no seu domínio de estabilidade, e sugere que esta diminui constantemente com o crômio, e desaparece para teores de crômio superiores a 12,7%, pois o crômio é um elemento alfacénico. Como consequência do desaparecimento do domínio  $\gamma$ , as ligas com teores de crômio acima de 12,7% mantêm-se no domínio ferrítico até à fusão, ou seja, não são austenitizáveis [4,11].



**Figura 1 - Diagrama de equilíbrio Fe-Cr [4].**

O diagrama da figura 1 mostra-nos ainda que a temperaturas entre 475 e 821°C o ferro e o crômio formam uma solução sólida intermetálica, designada por fase  $\sigma$  (“sigma”), com um teor de crômio a rondar os 46%. Esta fase vai ser descrita mais à frente neste trabalho, de modo a percebermos as características e influência que tem nos aços inoxidáveis [4, 12].

#### Diagrama de Schaeffler

A ferrite é uma fase importante para prevenir a fissuração a quente durante o arrefecimento do cordão da soldadura dos aços inoxidáveis austeníticos. Deste modo os diagramas de Schaeffler são uma ferramenta importante para prever os teores de ferrite a partir da composição do aço, por comparação dos elementos estabilizadores da austenite com os elementos estabilizadores da ferrite [13].

O “níquel equivalente” é calculado para os elementos estabilizadores da austenite e o “crômio equivalente” para os elementos estabilizadores da ferrite. Estes limites são usados como eixos para o diagrama, que localiza as áreas onde as fases austenite, ferrite, martensite estarão presentes [13].

O níquel e o crómio equivalentes usam as fórmulas seguintes para serem calculados:

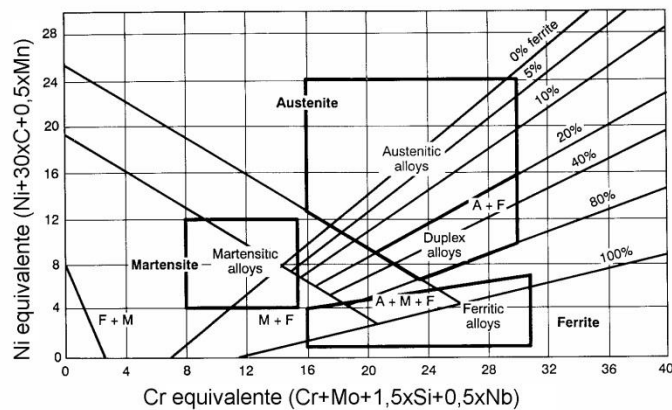
$$\text{Ni (eq)} = \text{Ni} + (30 \times \text{C}) + (0,5 \times \text{Mn})$$

$$\text{Cr (eq)} = \text{Cr} + \text{Mo} + (1,5 \times \text{Si}) + (0,5 \times \text{Nb})$$

O digrama é útil para todos os aços inoxidáveis austeníticos, com exceção dos que tem adição de azoto. Os valores do níquel e crómio equivalentes para os aços 304 e 316 são mostrados abaixo [13].

**Tabela 4 - Valores típicos de níquel e crómio equivalente dos aços 304 e 316 [13].**

	Ni (equiv)	Cr (equiv)
304(1.4301)	10,15	18,92
316(1.4401)	13,15	19,83



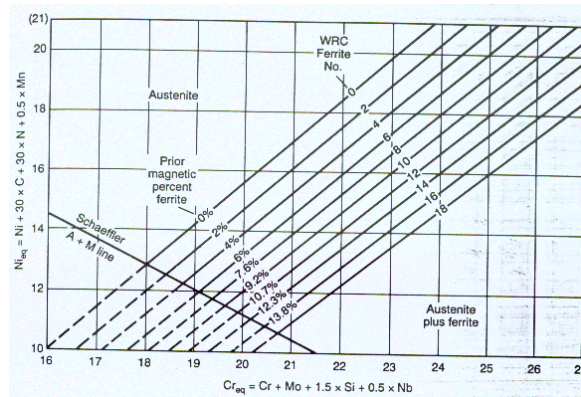
**Figura 2 - Diagrama de Schaeffler [13].**

### Diagrama Delong

Este diagrama refina o diagrama Schaffler, tendo em conta a forte tendência do azoto como estabilizador da austenite. O crómio equivalente não é afetado, mas o níquel equivalente é modificado para:

$$\text{Ni (eq)} = \text{Ni} + (30 \times \text{C}) + (0,5 \times \text{Mn}) + (30 \times \text{N})$$

O diagrama identifica os limites de fase, e mostra os níveis de ferrite em percentagem com base em determinações metalográficas, com base em métodos de determinação magnéticos [13].

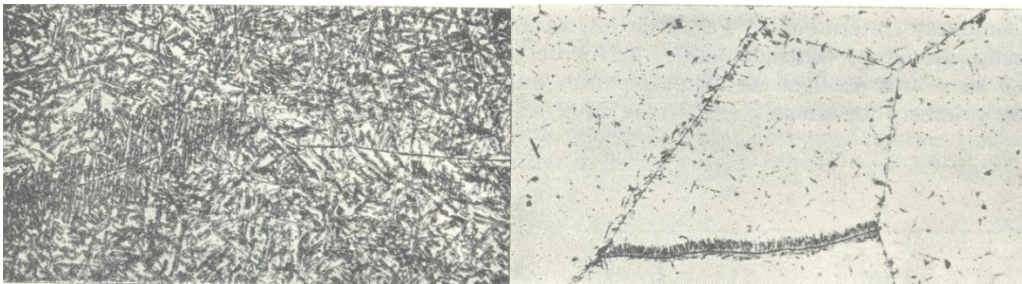


**Figura 3 - Diagrama de Delong [17].**

### 3.1.1.2 A fase sigma dos aços inoxidáveis.

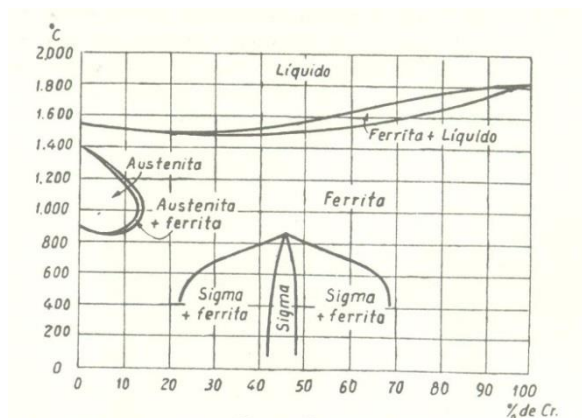
Além da ferrite, da austenite e dos carbonetos, o aço inoxidável pode ter uma fase nova, que é chamada de fase sigma [14].

Esta fase é dura (cerca de 800 HV), frágil e não-magnética. Parece ser um ferro-crómio, de estrutura cristalina, intermetálico, de corpo centrado que deriva da ferrite e que aparece nos aços, com um decréscimo considerável de volume, e provoca fissuras finas no material [14].



**Figura 4 - Observação da fase sigma num aço inoxidável com 25% de cromo e 5% de silício [14].**

A fase sigma é importante porque aparece nas ligas com diferentes teores de cromo, desde baixos teores até aos 46%. Nos diagramas de ferro com 10 a 30% de cromo existe fase alfa e gama, mas também há regiões em que há fase alfa e fase sigma [14].



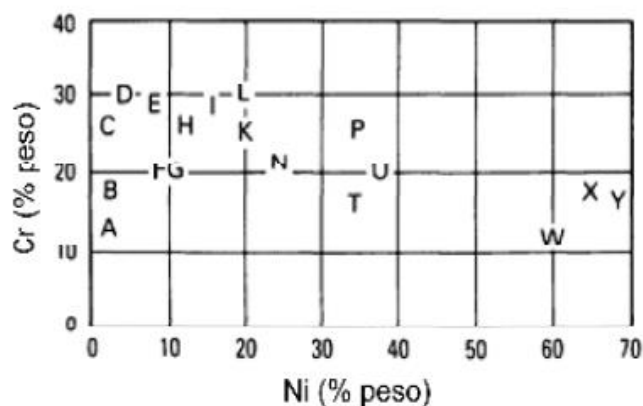
**Figura 5 - Diagrama de fases ferro-cromo [14].**

A fase sigma é formada nas ligas de ferro-crómio, quando estas são aquecidas muito lentamente até uma zona de temperaturas entre 500 a 1000°C. Em aços 18-8, a adição de elementos formadores de ferrite tais como o silício, molibdénio, tungsténio, favorecem a formação de fase sigma [14].

A fase sigma geralmente desenvolve-se nas juntas dos grãos, reduz as propriedades mecânicas, e é capaz de se desenvolver no interior do grão, como se observa na figura 5 [14].

### 3.1.2 Aços Inoxidáveis Austeníticos Fundidos

Os aços inoxidáveis fundidos foram denominados pela *Steel Founders Society of America* (SFSA), que percorreu a classificação da *Alloy Casting Institute* (ACI) como aços fundidos de alta liga. Deste modo, a primeira letra indica que a liga pode ser utilizada em meio líquido corrosivo (C), ou para trabalhar a alta temperatura (H). A segunda letra indica os teores típicos de crómio e níquel da liga, que são de acordo com a figura 6, podendo ir do A ao Z. O número que vem depois das 2 primeiras letras diz-nos o teor máximo de carbono, quer isto dizer que o número dividido por 100 dá o valor percentual de carbono na liga. Por último, se existir outro elemento químico presente na liga, este será indicado pela adição da letra inicial do elemento (por exemplo o Molibdénio, aparece o “M”) [15]. A composição química de algumas ligas fundidas é apresentada na tabela 5.



**Figura 6 - Padrão ACI de Cr e Ni para aços fundidos resistentes ao calor e a corrosão [15].**

Os fornos de arco elétrico são utilizados na produção de aços inoxidáveis. Após a fusão e adição de elementos como o crómio, níquel e molibdénio no banho, este é transferido para equipamentos de refinação secundários, para correção e ajuste final da liga [8,16].

O forno de indução também é utilizado para a obtenção de peças fundidas em aço inoxidável. É adicionada a sucata de aços inoxidáveis, a que depois de fundida se procede ao ajuste com metais puros e ferro ligas no próprio forno. O processo de desoxigenação é na maioria das vezes realizado durante a transferência do metal para a colher de vazamento [16].

**Tabela 5 - Composição química do AIA CF8M [1].**

Composição Química							
	C	Cr	Ni	Mo	Outros	Tratamento Térmico (1)	Microestrutura (2)
CF20	< 0.20	19.5	9.5	-	-	S	a
CF8	< 0.08	19.5	9.5	< 0.5	-	S	a, (f)
CF8A	< 0.08	19.5	9.5	< 0.5	-	S	a, (f)
CF8C	< 0.08	19.5	10.5	< 0.5	Nb>8x%C	S	a, (f)
CF3	< 0.03	19.0	10.0	< 0.5	-	S	a, (f)
CF3A	< 0.03	19.0	10.0	< 0.5	-	S	a, (f)
CF8M	< 0.08	19.5	10.5	2.3	-	S	a, (f)
CF8MNb	< 0.08	19.5	10.5	2.3	Nb>8x%C	S	a, (f)
CF3M	< 0.03	19.0	11.0	2.3	-	S	a, (f)
CF3MS	< 0.03	19.0	13.5	2.7	-	S	a
CF3MN	< 0.03	19.0	11.0	2.3	0.15N	S	a
CF16F	< 0.16	19.5	10.5	< 1.5	S, (P), (Se)	S	a, (f, i)
CG8M	< 0.08	19.5	11.0	3.5	-	S	a
1.4439	< 0.03	17.5	13.5	4.5	0.17N	S	a
CK20	< 0.20	25.0	20.5	< 0.5	-	S	a
316HP	< 0.07	21.0	9.0	2.3	0.12N	S	a, (f)
316LHP	< 0.03	21.0	9.0	2.3	0.12N	S	a, (f)

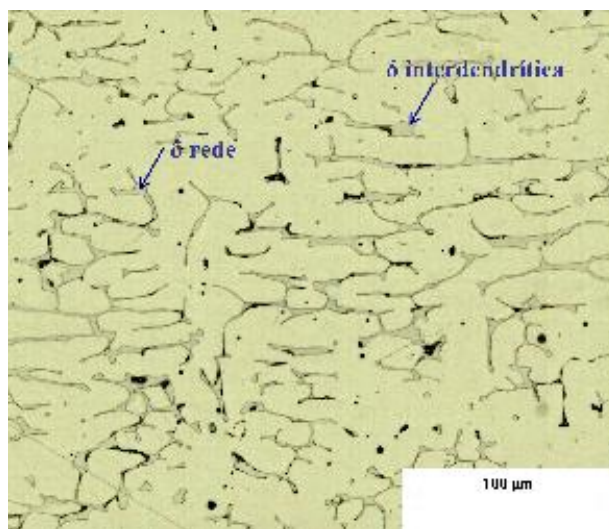
(1) A: Recozido; N: Revenido e normalizado; H: Revenido e endurecido; S: Solubilizado; P: Endurecido por precipitação ; (): Opcional.

(2) a: Austenite; f: Ferrite Delta; m: Martensite; i: Fases intermetálicas; (): Fases secundárias.

### 3.1.2.1 Aço Inoxidável Austenítico - CF8M

As ligas CF8M são aços inoxidáveis austeníticos fundidos similares à classe AISI 316 (SAE 30316) devido à aproximação da composição química das 2 classes, pois contêm cromo níquel e molibdênio como elementos de liga principais. A microestrutura bruta de fusão é caracteristicamente austenítica, mas contém também frações volumétricas de ferrite delta que variam entre 5 e 20%, mas podendo chegar aos 40%. A proporção das fases presentes nestes aços depende de vários fatores, entre eles estão a composição química, os elementos de liga, os

parâmetros do processo de fabrico, temperatura de vazamento, tratamentos térmicos e velocidade de arrefecimento [15].



**Figura 7 - Microestrutura típica de um AIA CF8M.**

A classificação da liga CF8M, segundo a ACI, indica que este aço é recomendado para ambientes onde é necessária alta resistência à corrosão (C), que tem os valores de 19%Cr-9%Ni (F), o 8 diz-nos que o valor máximo de carbono na liga é 0,08% e por fim que o molibdénio também está presente na composição química (M) [15].

A combinação da soldabilidade com a alta resistência à corrosão leva a que estes aços sejam aplicados nas indústrias químicas, nucleares e do processamento de papel e celulose. Esta liga é ainda usada em componentes como carcaças de bombas e válvulas, juntas, adaptadores, anéis e tubos de arrefecimento de equipamentos que estejam sujeitos a meios líquidos agressivos [15].

A presença do molibdénio contribui para uma maior resistência à corrosão na presença de cloretos. Com isto, a liga CF8M é considerada a liga com melhor desempenho em meios corrosivos, de todas as ligas CF [7,8].

## **3.2 Tratamento Térmico de solubilização**

O tratamento térmico de um aço inoxidável serve para produzir alterações na microestrutura, nas propriedades mecânicas e em tensões residuais. Um tratamento térmico após o fabrico consegue uma combinação de propriedades mecânicas e resistência à corrosão satisfatória [17].

### **3.2.1 Tratamentos térmicos em aços inoxidáveis austeníticos**

Os aços inoxidáveis austeníticos convencionais não podem ser endurecidos por tratamento térmico, mas sim por trabalho a frio. Após soldadura ou fundição pode ser necessário uma solubilização para restaurar a resistência à corrosão e a ductilidade. Durante o

tratamento de solubilização os carbonetos de crómio que diminuem a resistência à corrosão intergranular vão sendo dissolvidos. As temperaturas de solubilização variam com a composição do aço [17].

UNS No.	Designation	Temperature <sup>(a)</sup>	
		°C	°F
Conventional grades			
S30100	301	1010-1120	1850-2050
S30200	302	1010-1120	1850-2050
S30215	302B	1010-1120	1850-2050
S31600	316	1040-1120	1900-2050
S31700	317	1065-1120	1950-2050

**Figura 8 - Temperaturas de austenitização para alguns aços inoxidáveis austeníticos [17].**

O tempo, a temperatura e o método de arrefecimento dependem da espessura da secção. As peças são solubilizadas à temperatura apresentada durante 3 a 5 minutos por 2,5 mm (0,10 polegadas) de espessura, seguido por um arrefecimento rápido ao ar ou em água. Secções mais espessas são arrefecidas em água [17].

A precipitação de carbonetos pode ocorrer a temperaturas entre 425 e 900°C (800 e 1650°F), por isso é desejável que a temperatura de solubilização esteja seguramente acima deste limite. A temperatura deve rondar os 1095°C (2000°F). O arrefecimento da temperatura de solubilização deve ser rápido, mas também tem de ser compatível com as limitações de distorção geométrica. Se os limites de distorção permitirem, deve-se utilizar a têmpera em água. Secções finas em que o arrefecimento a jato de ar ainda provoca distorção, as peças devem ser arrefecidas ao ar parado. Se o arrefecimento ao ar não conseguir evitar a precipitação de carbonetos, a resistência máxima à corrosão não é atingida [17].

A escolha do tratamento térmico dependa da composição química do AIA. O aumento da temperatura de solubilização utilizada não afeta apenas o equilíbrio austenite/ferrite, havendo também outros fins, tais como:

- Empobrecer a ferrite em crómio e enriquecê-la em níquel;
- Provocar um aumento da sensibilidade à formação de austenite secundária e de Cr<sub>2</sub>N, que tem efeito contrário às outras fases secundárias;
- Os grãos passam a ter formas mais regulares [18].

São obrigatórias certas restrições na atmosfera do forno. A atmosfera do forno deve ser cuidadosamente controlada para prevenir a cementação e condições excessivamente oxidantes.

A absorção de carbono por parte dos aços estabilizados não pode ser tolerada, o impacto direto da chama deve ser prevenido e o teor de enxofre na atmosfera do forno deve ser baixo [17].

Nos aços inoxidáveis austeníticos de baixo carbono no que respeita à precipitação de carbonetos de cromo, o teor em carbono (0,03% max.) é baixo para reduzir a tendência para a precipitação de carbonetos intergranulares. No entanto, as ligas de baixo teor de carbono não são satisfatórias em serviço num intervalo de temperaturas de 540 a 760°C (1000 a 1400 ° F), porque elas não são completamente imunes à formação de carbonetos que diminuem a resistência à corrosão [17].

Os efeitos de sensibilização e suscetibilidade à corrosão variam nas ligas de baixo teor de carbono, dependendo da sua composição química. As que contêm molibdênio, tipos 316L e 317L são suscetíveis à formação da fase sigma, como resultado da exposição ao longo do tempo a temperaturas de 650-870°C (1200 a 1600 ° F) [17].

### **3.3 Propriedades mecânicas e aplicações**

As propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis podem ser alteradas ou melhoradas por diversos mecanismos de endurecimento, através da composição química ou do tratamento térmico que é aplicado. Os mecanismos de endurecimento mais comuns são por solução sólida, encruamento ou diminuição do tamanho de grão [18]. Os valores de referência de algumas propriedades mecânicas são apresentados na tabela 6.

A seleção dos aços inoxidáveis fundidos é realizada de acordo com a resistência à corrosão e com as propriedades mecânicas, sendo que a resistência à corrosão é o fator mais importante na seleção [18].

Na avaliação da tensão limite convencional de proporcionalidade (R<sub>0,2</sub>) deste material temos que levar em conta as duas fases presentes. À temperatura ambiente a ferrite apresenta valores de R<sub>0,2</sub> superiores à austenite, mas nem sempre acontece, pois o azoto quando tem teores mais altos vai aumentar a resistência mecânica da austenite para valores superiores aos da ferrite. O controlo do tamanho de grão pode melhorar a tensão limite de convencional de proporcionalidade [18,19].

A resistência ao choque deste material é melhorada pela presença de austenite, pois esta retarda a propagação de fissuras, ao contrário da ferrite [18,19].

No caso da resistência à fadiga, esta poderá ser melhorada através de um tratamento térmico que incute a presença da fase sigma. No entanto, não se pode descorar o facto da fase sigma provocar uma diminuição da resistência à corrosão e ao impacto [18,19].

**Tabela 6 - Propriedades Mecânicas e Físicas de referência do AIA CF8M [1].**

Propriedades Mecânicas e Físicas								
	R0.2% MPa min	Rm MPa min	Alongamento %min	Dureza HB (3)	Resistência ao Impacto KV J (3)	Densidade Kg/dm <sup>3</sup>	Contração	Soldabilidade (4)
CF20	205	485	30	150-200	80	7.75	2.7%	1
CF8	205	485	35	140-200	120	7.75	2.6%	1
CF8A	240	530	35	150-200	110	7.75	2.6%	1
CF8C	205	485	30	140-200	80	7.75	2.7%	1
CF3	205	485	35	140-200	140	7.75	2.6%	1
CF3A	240	530	35	150-200	120	7.75	2.6%	1
CF8M	205	485	30	140-200	120	7.75	2.6%	1
CF8MNb	205	485	25	140-200	110	7.75	2.7%	2
CF3M	205	485	30	140-200	120	7.75	2.6%	1
CF3MS	205	485	25	140-200	120	7.75	2.6%	1
CF3MN	255	515	35	150-200	140	7.75	2.6%	1
CF16F	205	485	30	140-200	100	7.75	2.6%	2
CG8M	240	515	25	150-200	100	7.75	2.6%	1
1.4439	210	490	20	140-200	120	7.75	2.6%	1
CK20	195	450	30	150-220	80	7.75	2.7%	2
316HP	300	550	35	150-200	120	7.75	2.6%	1
316LHP	300	550	35	150-200	120	7.75	2.6%	1

(3) Valores típicos a 20°C.

(4) 1: Excelente; 2: Satisfatório; 3: Aceitável com precauções; 4: Maioritariamente insatisfatório.

### 3.4 Comportamento e otimização da resistência à corrosão por picadas

A corrosão resulta de uma reação química ou eletroquímica entre um meio envolvente e um material, de onde resulta uma degradação do material e das suas propriedades. Para avaliar a resistência à corrosão dos aços inoxidáveis é necessário medir a capacidade deste passar e manter o mesmo estado, quando sujeito à ação de um determinado ambiente. O aço inoxidável austenítico tem uma boa resistência à corrosão em geral, sendo atacado principalmente pela

corrosão por picada e por fenda. Estes processos corrosivos são bastante agressivos, pois atacam em determinados pontos tendo taxas de penetração elevadas [18,20,21].

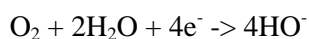
### 3.4.1 Corrosão por Picada

A corrosão por picada ocorre com a dissolução do metal num meio rico em cloretos. A picada inicia-se devido a vários fatores, entre eles, o polimento, inclusões, fases secundárias e sujidade [18,22].

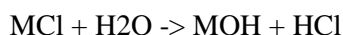
A quebra do filme passivo leva à formação de uma célula eletroquímica em que o ânodo está no fundo da picada e o cátodo na superfície do metal. A reação anódica é,



que é equilibrada pela reação catódica,



O aumento dos iões metálicos no interior da picada, vai atrair iões cloro para manter a neutralidade, mas ao mesmo tempo vai haver formação de ácido clorídrico e de um hidróxido metálico.



A formação do ácido clorídrico diminui o pH no interior da picada e aumenta a velocidade da reação anódica, tornando este processo auto catalítico [18,23].

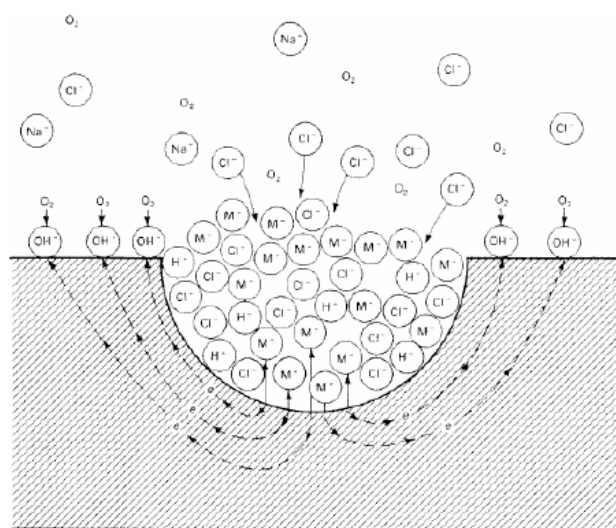


Figura 9 - Diagrama do processo de corrosão por picada [30].

#### 3.4.1.1 Coeficiente de resistência à corrosão por picada (PREN)

Os aços inoxidáveis podem ser hierarquizados recorrendo a algumas expressões matemáticas, que relacionam a influência dos elementos de liga na resistência à corrosão por picada [23,24,25].

$$PREN = \%Cr + 3,3 [\%Mo + 0,5\%W] + 30 \%N$$

O PREN permite avaliar o efeito de alguns elementos químicos sobre a resistência à corrosão por picada. A resistência à corrosão da liga é elevada mediante a distribuição homogênea dos elementos de liga e a sua presença em solução sólida. O crómio e o molibdénio são encontrados em maior percentagem na ferrite, enquanto o azoto é mais abundante na austenite, o que nos leva a concluir que o valor do PREN é diferente nas duas fases. Como o teor de azoto presente nas diferentes ligas é baixo, e o conjunto do teor de crómio e molibdénio é superior, o PREN da austenite é inferior ao da ferrite [23].

O aumento do teor de azoto na liga leva a um aumento do PREN da austenite, que pode ultrapassar o PREN da ferrite. Se a percentagem de azoto continuar a ser aumentada, o PREN da austenite continua a aumentar, e o PREN da ferrite a diminuir, porque o azoto tem efeito na repartição do crómio e do molibdénio nas duas fases. Este elemento estimula de facto o efeito da homogeneização dos elementos de liga das duas fases, mas o níquel estimula o efeito contrário. Quando não é possível um aumento do teor de azoto, a determinação da temperatura do tratamento térmico é fulcral, pois pode minimizar as diferenças da composição química de cada fase [18,20,23].

#### **3.4.1.2 Temperatura crítica de picada (CPT)**

O conceito de temperatura crítica de picada (CPT) demonstra que é possível segmentar diversos aços inoxidáveis variando exclusivamente a temperatura. Dependendo de cada ambiente envolvente, os AIA têm uma temperatura acima da qual a corrosão por picada se inicia e se propaga. Temperatura abaixo desta a corrosão por picada não ocorre [18,20,27].

### **3.4.2 Testes de Corrosão**

Para o estudo da corrosão por picadas são diversos os estudos normalizados existentes, no entanto há um que se realça pela informação que disponibiliza, que é:

- O método de ensaio de resistência à corrosão por picada e por cavitação de aços inoxidáveis e ligas relacionadas usando a solução de cloreto de ferro, que se rege pela norma ASTM G48 – 03 [28].

#### **3.4.2.1 Resistência à corrosão por picada e por fenda de aços inoxidáveis e ligas relacionadas usando cloreto de ferro**

Este teste de resistência à corrosão segue a norma ASTM G48 – 03, que consiste em mergulhar uma amostra numa solução de tricloreto de ferro ( $\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ ) durante 72 horas a uma temperatura de 22°C. Neste ensaio podem existir variações ao nível da temperatura e duração.

São 4 os fatores que levam à utilização da solução de tricloreto de ferro, sendo eles:

- A reação de redução do ião  $\text{Fe}^{2+}$  e  $\text{Fe}^{3+}$  é altamente oxidante, o que leva a um elevado potencial de corrosão;
- A cinética da equação de redução dos iões ferro é elevada;
- O pH da solução é reduzido devido à hidrólise dos iões ferro;
- O tricloreto de ferro fornece à solução 3 iões cloreto por cada ião de ferro [28].

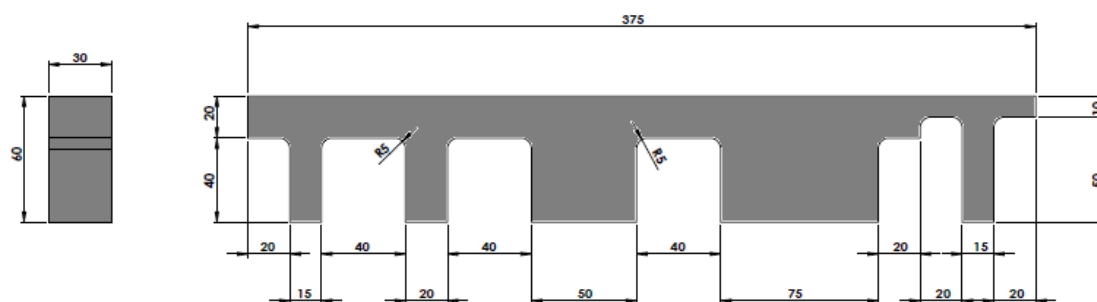
## 4. Materiais e Métodos

Neste capítulo vão ser descritos os materiais, as técnicas, equipamentos e métodos de trabalho que foram realizados durante o estudo.

### 4.1 Materiais, Tratamentos Térmicos e Técnicas

O material utilizado neste trabalho foi um aço inoxidável austenítico com classificação ASTM CF8M, equivalente ao AISI 316, e cuja designação na FAL é FLI50.

Todo o material usado neste trabalho foi cedido pela empresa FAL S.A., que fez questão de satisfazer todas as necessidades deste trabalho, ou seja, realizar a fusão e a preparação do material para se proceder a todo o estudo do mesmo. A peça fabricada está apresentada na figura 10. A FAL S.A. deseja saber como é que o tratamento térmico influenciava a microestrutura, a sanidade interna e integridade geométrica de peças, com diferentes espessuras.



**Figura 10 – Desenho técnico da peça realizada para estudo do efeito do tratamento térmico em peças com variação de espessura de secção.**

Todo o estudo começa com uma variável que pretendia avaliar o efeito de proteção realizado sobre o banho:

- Com proteção de argon (3 l/min, durante 20 minutos);
- Sem proteção de argon.

Teoricamente, os banhos elaborados sem proteção de argon, absorvem maior quantidade de oxigénio, que após desoxigenação, provocarão o aparecimento de maior quantidade de inclusões que poderão vir proporcionar locais para escorvar a corrosão do material.

A quantidade da carga que foi realizada foi de aproximadamente 300 Kg.

Após a fusão do banho temos a desoxigenação do mesmo com alumínio. Esta desoxigenação é realizada com alumínio granulado que é adicionado à colher, 0,200 Kg. Na tabela 7 apresenta-se a composição química dos materiais utilizados.

**Tabela 7 - Composição química do aço vazado para a execução deste trabalho.**

CF8M (FLI50)	% Cr	% Ni	% Mo	% Mn	% N	% Cu	% C	% Fe	% Al
S/Ar	18,65	10,15	2,13	0,850	0,065	0,213	0,045	66,4	0,0408
C/Ar	18,77	10,64	2,19	0,760	0,058	0,211	0,032	65,7	0,0533

Após a preparação dos provetes e das peças vazadas de propósito para o estudo da mudança de espessura, estes foram sujeitos ao tratamento térmico de solubilização, para que as condições requeridas ficassem satisfeitas para o seguimento do trabalho. O tratamento térmico teve conjuntos de tempos e temperaturas de solubilização diferentes, sendo eles 1050°C com 1 hora, 1150°C com 1 e 2 horas, e 1220°C com 1 e 2 horas, seguido de um arrefecimento em água. A temperatura de 1050°C é a temperatura tradicional, ou seja é a temperatura que é utilizada na empresa para todas as peças. As outras temperaturas (1150°C e 1220°C) estão fora dos limites da bibliografia, para que no final haja uma comparação entre a temperatura tradicional e as outras temperaturas, porque um pequeno aumento na temperatura pode significar uma redução no tempo de tratamento, e um aumento significativo das propriedades mecânicas e da resistência à corrosão. As peças tiveram um tratamento de 1050°C durante 2 horas, um realizado no forno industrial da empresa e outro na mufla da faculdade, e um tratamento a 1150°C com a duração de 2 horas na mufla da faculdade.

A empresa FAL S.A responsabilizou-se pelo tratamento térmico de temperatura 1220°C, pois as muflas existentes na faculdade não conseguem atingir esta temperatura. A mufla onde os provetes foram tratados no Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto (DEMM-FEUP) é um “TermoLab” que funciona com um controlador “EuroTherm”, como é mostrado na figura 11.



**Figura 11 - Forno utilizado no DEMM-FEUP.**

## **4.2 Análise Metalográfica**

### **4.2.1 Análise Microestrutural**

Para o estudo microestrutural foram cortadas pequenas amostras das cabeças dos provetes de tração em cada fusão, assim como uma amostra de cada variação de espessura da peça realizada de propósito para este estudo, que de seguida foram sujeitos ao tratamento

térmico com as temperaturas e tempos referidos anteriormente. Finalizado o tratamento térmico, as amostras foram desbastadas com lixas de SiC, com 180, 320, 400 e 600 mesh de granulometria, seguido de um polimento com suspensão de diamante em base aquosa de 6 e 1 µm. Após o desbaste e o polimento foi realizado o ataque químico. Os reagentes utilizados no ataque químico foram o Groesbeck modificado, que é composto por 30g de  $\text{KMnO}_4$ , 30g de NaOH e 100ml de  $\text{H}_2\text{O}$ , durante 15 segundos a uma temperatura entre 90 e 100°C, de modo a atacar a ferrite, e o ataque eletrolítico com NaOH 40%, ou seja, 40g de NaOH e 100ml de água com corrente contínua com tensão entre 1,5-3V por 5 a 60 segundos, para revelar a fase sigma.

A seguir ao ataque, a microestrutura do AIA em estudo foi observada num microscópio ótico “Leica DM4000M”, que incorpora uma câmara digital de modelo “Leica DFC420”. Este processo foi realizado com o intuito de quantificar a ferrite presente no AIA, pois quer a austenite quer a fase sigma não foram atacadas. A realização da quantificação física é um parâmetro importante na análise do material quando sujeito ao tratamento térmico variando a temperatura e o tempo. Para a realização da quantificação foi utilizado um software de análise de imagem designado por “ImageJ”.

Para um estudo mais aprofundado das amostras utilizadas para a quantificação, das amostras do ensaio de corrosão e das amostras do ensaio de choque, foi utilizado um microscópio eletrónico de varrimento, disponível no CEMUP, com um equipamento “JEOL JSM 6301F/ Oxford INCA Energy 350”.

### **4.3 Ensaios de corrosão**

No seguimento do trabalho realizado foram feitos ensaios de corrosão com o objetivo de estabelecer uma relação entre a temperatura do tratamento térmico e a resistência à corrosão do AIA em estudo.

#### **4.3.1 Ensaio de corrosão segundo a norma G48-03 (Methods for pitting and crevice corrosion resistance of stainless steels and related alloys by use of ferritic chloride solution)**

A norma G48-03 indica vários métodos de estudo da resistência à corrosão de aços inoxidáveis, sendo que neste estudo foram realizados 2 métodos:

- Teste de picada do cloreto de ferro – Método A;
- Teste da temperatura crítica de picada para aços inoxidáveis – Método E.

As amostras para o teste de corrosão apresentavam uma forma quadrada, com 25 mm de lado e 5 mm de espessura, tendo sido desbastadas com uma lixa de SiC de 180 mesh, ou seja de granulometria grosseira.

#### **4.3.1.1 Teste de picada do cloreto de ferro – Método A**

O objetivo deste ensaio foi avaliar a resistência à corrosão por picada do AIA em estudo, com as diferentes temperaturas de tratamento térmico, quando sujeito a um ambiente agressivo. Para a realização do ensaio foram colocados 900 ml da solução A (a composição química vai ser apresentada na secção “soluções utilizadas nos ensaios de corrosão realizados”) num goblé e as amostras foram suspensas na solução com fio de nylon depois de terem sido pesadas numa balança analítica. A temperatura do banho foi controlada constantemente, mantendo-se nos  $20 \pm 2$ , e este teve agitação de modo a que o banho fosse mais agressivo. O ensaio durou 72 horas, e ao fim as amostras foram retiradas, lavadas e escovadas com uma escova macia, desengorduradas e por fim pesadas. A análise das amostras foi realizada de acordo com os pontos definidos pela norma ASTM G 46 – 94 (*Examination and evaluation of pitting corrosion*), que tem como critérios de análise a perde de massa, densidade, diâmetro e profundidade da picada.

#### **4.3.1.2 Teste da temperatura crítica de picada para aços inoxidáveis – Método E**

A avaliação da temperatura crítica de picada inicia-se com o cálculo do seu valor previsto, onde este é baseado na composição química com a seguinte fórmula:

$$\text{CPT (}^\circ\text{C)} = 2,5\% \text{ Cr} + 7,6\% \text{ Mo} + 31,9\% \text{ N} - 41$$

O cálculo do CPT é aplicado segundo a norma que rege o ensaio, como a temperatura de referência para o início do teste. Na tabela seguinte é apresentado o valor do CPT para o AIA em estudo, que neste caso é um CF8M.

**Tabela 8 - Cálculo do CPT previsto para o aço em estudo.**

	<b>% Crómio</b>	<b>% Molibdénio</b>	<b>% Azoto</b>	<b>CPT Previsto (°C)</b>
<b>CF8M</b>	18.77	2.19	0.059	25

Depois de calculado o CPT previsto, a temperatura do ensaio foi aumentada  $10^\circ\text{C}$  como é referido na norma. Para homogeneizar a solução, esta foi mergulhada no banho isotérmico uma hora antes do ensaio à temperatura desejada. A duração do ensaio e o processo de lavagem das amostras foi igual ao ensaio anterior. A análise das picadas foi realizada visualmente, não sendo preciso recorrer ao microscópio ótico para comprovar a existência de picadas. A temperatura crítica de picada foi fixada quando, a uma determinada temperatura, uma amostra resistia à corrosão por picadas e  $10^\circ\text{C}$  acima ela apresentava picadas na sua superfície. É de referir que todas as temperaturas críticas de picada foram confirmadas através da repetição dos ensaios.

#### **4.3.1.3 Soluções utilizadas nos ensaios de corrosão realizados**

Para a execução dos ensaios de corrosão foram necessárias duas soluções diferentes, sendo elas:

- Solução A para o método A: Dissolveram-se 100 g de cloreto de ferro ( $\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ ) em 900 ml de água; de seguida filtrou-se a solução com papel de filtro;
- Solução B para o método E: Dissolveram-se 68,72 g cloreto de ferro ( $\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ ) em 600 ml de água e adicionaram-se 16 ml de ácido clorídrico HCl. Por fim a solução foi filtrada utilizando papel de filtro.

#### **4.4 Ensaio de Tração e de Resiliência**

Tentar estabelecer uma relação entre as propriedades mecânicas e a temperatura de tratamento térmico de solubilização do material estudado, foi a razão para a realização dos ensaios de tração e Charpy, que foram realizados na empresa FAL S.A. Para a realização de cada ensaio foram necessários três provetes tratados termicamente com as diversas temperaturas de estudo.

Depois dos provetes tratados termicamente, estes foram tracionados segundo a norma NP EN 10002 e sujeitos ao ensaio de Charpy segundo a norma NP EN 10045 nas máquinas da empresa FAL S.A., sendo disponibilizados os dados necessários para o estudo das propriedades mecânicas relativas a estes ensaios. O equipamento utilizado para os ensaios de tração foi o Hoyton HMS, e para os ensaios de resiliência foi o Hoyton Charpy (com capacidade até 300J).

### **5. Análise e Comentário aos Resultados**

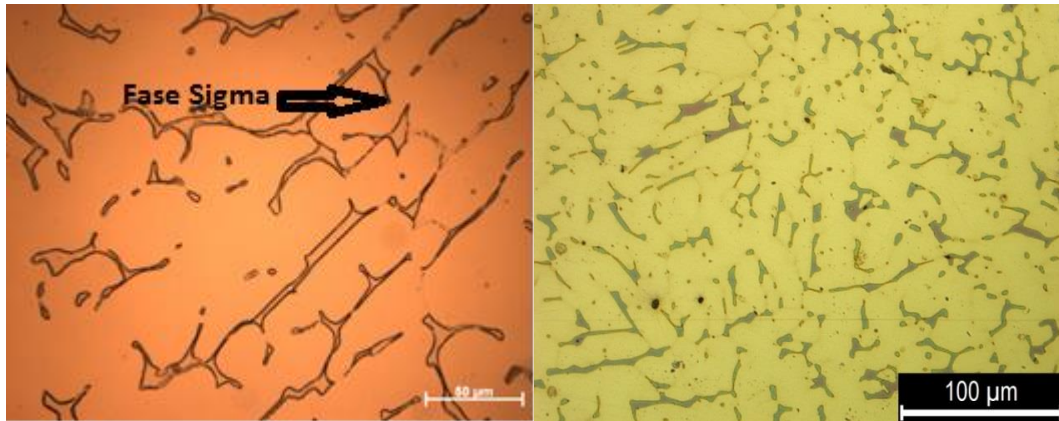
#### **5.1 Análise Metalográfica**

A análise metalográfica abrangeu o estudo da microestrutura e quantificação química e física do CF8M.

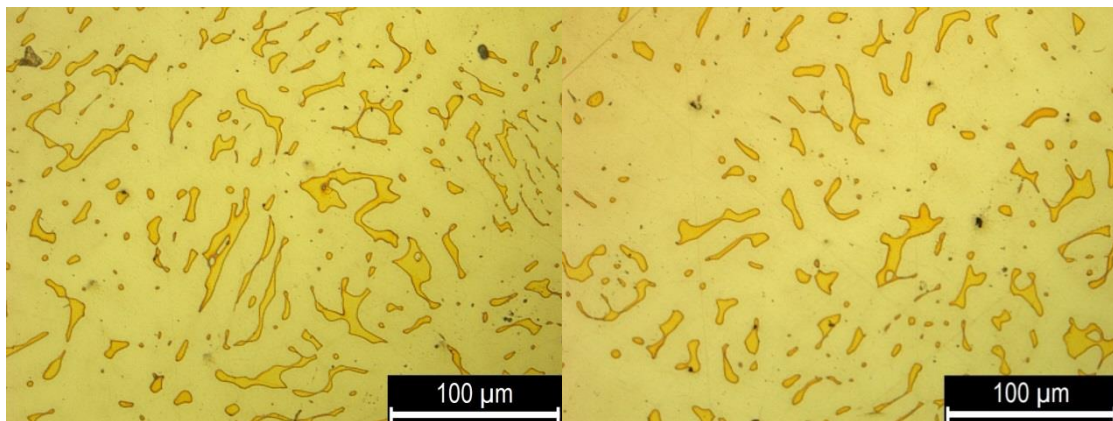
##### **5.1.1 Microestrutura**

A análise microestrutural é muito importante nas propriedades dos AIA, pois o desempenho em serviço – propriedades deste material dependem, como se sabe, da microestrutura.

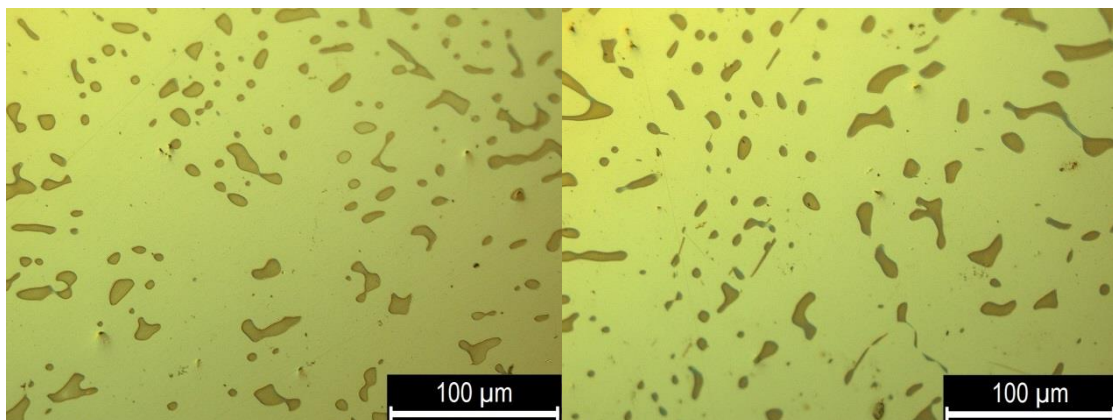
Nas figuras 12, 13 e 14 apresentam-se as microestruturas do aço CF8M.



**Figura 12 –** Microestrutura de uma amostra de bruto de fundição (esquerda) com ataque eletrolítico de NaOH 40%, e a microestrutura de uma amostra sujeita ao tratamento térmico de solubilização a 1050°C (direita) atacada com o reagente Groesbeck Modificado.



**Figura 13 -** Microestrutura de uma amostra sujeita ao tratamento térmico de solubilização a 1150°C durante 1 hora (esquerda) e a 2 horas (direita) atacadas com o reagente Groesbeck Modificado.



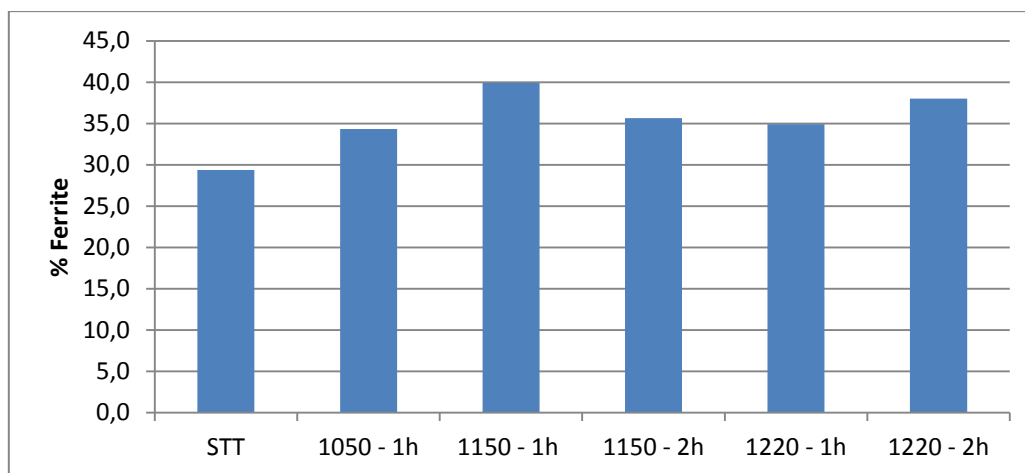
**Figura 14 -** Microestrutura de uma amostra sujeita ao tratamento térmico de solubilização a 1220°C durante 1 hora (esquerda) e a 2 horas (direita) atacadas com o reagente Groesbeck Modificado.

A análise microestrutural revelou um AIA composto por austenite, ferrite, inclusões e fase sigma, isto antes do tratamento térmico, ou seja, no estado de bruto vazamento (as cast), como se observa na figura 12. Para a eliminação da fase sigma, que é uma fase prejudicial para os AIA, recorreu-se à realização do tratamento térmico. A fase sigma endurece o material, mas por outro lado compromete a resistência à corrosão. O material depois de sujeito ao tratamento térmico, a fase sigma é dissolvida e como o arrefecimento é rápido não há tempo para ela se voltar a formar.

À medida que a temperatura do tratamento térmico aumenta, os grãos de ferrite tornam-se mais arredondados, tal como é demonstrado nas figuras 12, 13 e 14. Nas temperaturas de tratamento mais altas, os grãos de ferrite ficam mais afastados uns dos outros, formando “ilhas”. Como a fase sigma é dissolvida com o tratamento térmico vai sendo cada vez menos visível, com o aumento da temperatura, o que torna as fronteiras de grão cada vez menos evidentes. Podemos ainda observar que as inclusões estão presentes em todas as amostras.

### 5.1.2 Quantificação física dos provetes

A quantificação física é uma análise metalográfica importante, pois assim é possível conhecer o efeito do aumento da temperatura e variação do tempo de autenitização do tratamento térmico e a quantidade de ferrite presente na microestrutura.



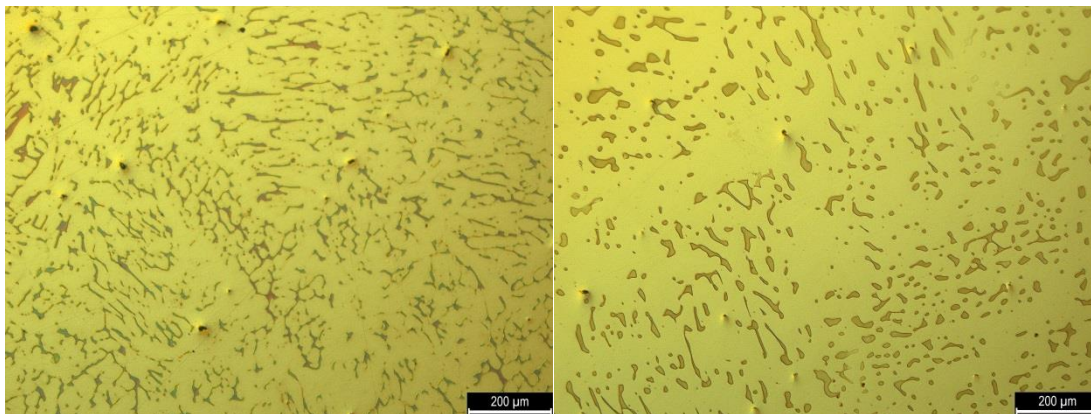
**Figura 15 - Percentagem de ferrite presente no CF8M para diversas temperaturas de tratamento térmico de solubilização.**

A elevação da temperatura de tratamento térmico de recozimento de solubilização provoca um aumento da percentagem de ferrite presente no material, como é comprovado na figura 15. Mas este aumento não é gradual, ou seja, efetivamente os teores de ferrite são superiores ao estado “as cast”, mas não tem um aumento linear, pois o tratamento térmico não influencia toda a peça do mesmo modo, logo depende da espessura da peça e do modo de arrefecimento, que pode ser favorável à formação de ferrite, ou de fases secundárias. A quantificação física deste material varia entre 30% de ferrite no estado “as cast” e 40 % quando sujeito ao tratamento térmico à temperatura de 1150°C.

A temperatura de 1150°C durante uma hora é a que apresenta maior quantidade de ferrite, como se pode observar na figura 13. Esta quantidade de ferrite pode ter sido influenciada pela espessura da amostra que foi tratada, ou pelo arrefecimento ter sido mais rápido.

### 5.1.3 Análise de Inclusões

Neste capítulo vão ser apresentadas duas microestruturas de modo a que seja possível realizar a comparação entre o banho protegido e o banho não protegido com argon.



**Figura 16 - Microestrutura de uma amostra do banho sem proteção com argon (esquerda) e amostra do banho com proteção de argon (direita) atacadas com o reagente Groesbeck Modificado.**

Podemos ver através da figura 16, que o número de inclusões e o tamanho das mesmas diminui do banho desprotegido para o banho protegido com argon. Tal acontecimento deve-se ao facto de o oxigénio presente nas amostras em que o banho foi protegido com argon ser mais baixo que o oxigénio presente nas amostras em que o banho não foi protegido. Isto é comprovado pelo alumínio residual presente nas amostras dos dois banhos, onde a amostra em que o banho foi protegido contém mais alumínio residual, ou seja, o alumínio utilizado para a desoxigenação foi menor.

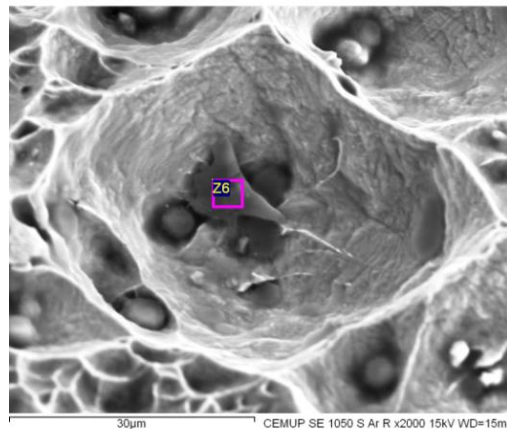
### 5.1.4 Análise em MEV

A quantificação química das picadas presentes nas amostras sujeitas aos ensaios de corrosão, foi o principal objetivo de análise no microscópio eletrónico de varrimento.

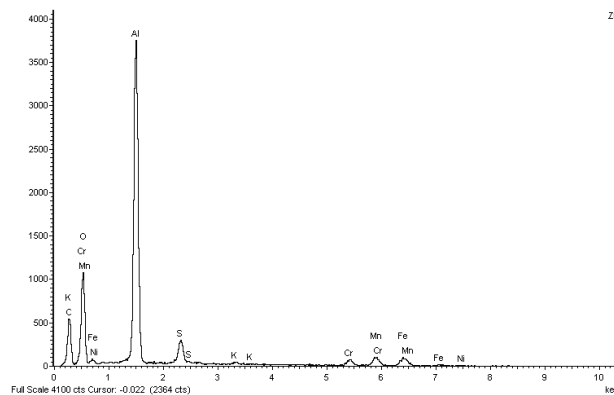
Este tipo de microscópio possui dois modos de imagem, elétrons retrodifundidos e elétrons secundários. É produzido um feixe de elétrons que quando acelerado incide na amostra, libertando da superfície da amostra os elétrons ou secundários ou retrodifundidos, que são captados por detetores que os convertem num sinal e forma uma imagem. Os elétrons retrodifundidos formam imagens com contraste atómico, o que faz com que as zonas mais brilhantes correspondam a zonas onde o número atómico dos elementos presentes seja mais alto. Os elétrons secundários criam imagens com contraste topográfico. Este equipamento pode

ser composto por um sistema integrado de microanálise por raios-X, EDS (espectrômetro de dispersão de energia), que usa a energia dos raios-x emitidos para a análise elementar de uma área selecionada. Os elétrons de cada elemento da amostra têm uma energia característica, o que faz com que a composição química seja determinada facilmente [30].

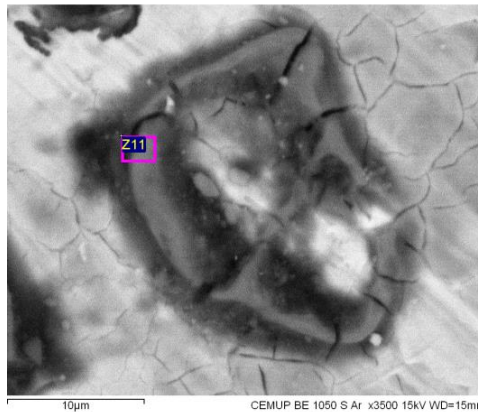
Nas figuras seguintes e no Anexo I são apresentadas essas fases, assim como a sua composição química, de modo a que seja possível identificar as zonas mais frágeis do aço em estudo a diversas temperaturas de tratamento térmico de solubilização.



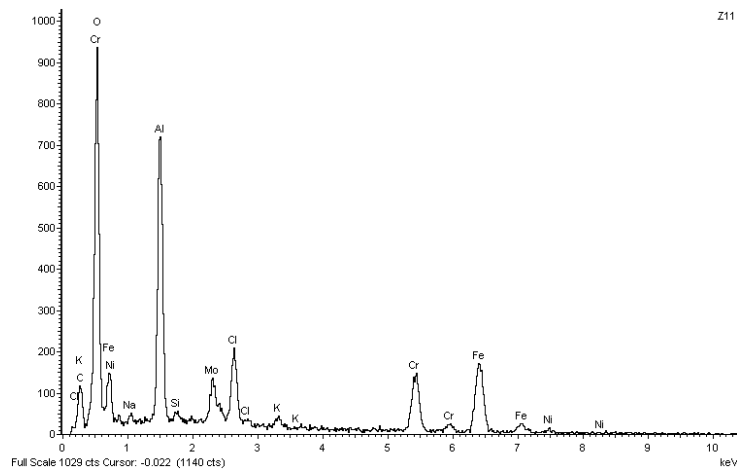
**Figura 17 - Zona de fratura do provete tratado a 1050°C S/Ar, obtido por MEV de elétrons secundários.**



**Figura 18 - Espectro obtido na área delimitada por Z6 para a figura 16, provando a existência de Alumina ( $Al_2O_3$ ).**



**Figura 19 - Zona de corrosão por picada do provete tratado a 1050°C S/Ar.**

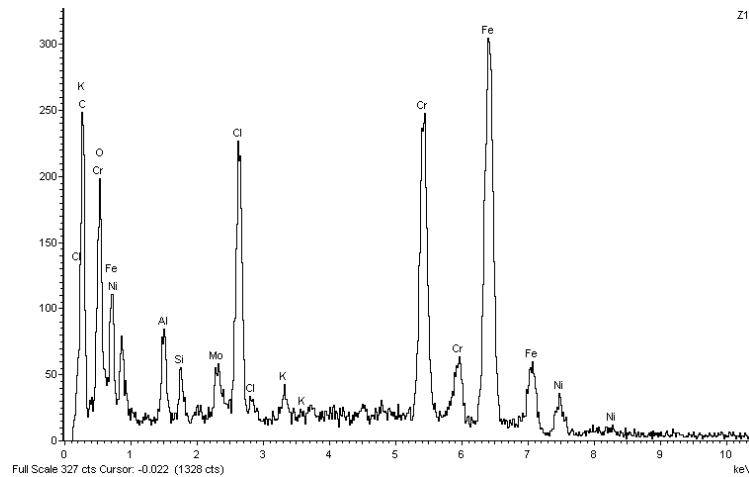


**Figura 20 – Espectro obtido na área delimitada por Z11 para a figura 18, provando a existência de alumina ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) na zona da picada.**

A microanálise realizada possibilitou avaliar a composição química das picadas presentes nas diversas amostras ensaiadas, pois deste modo é possível ver a composição química no local da picada e deduzir qual a causa mais provável para a corrosão ter ocorrido naquele local. Sendo assim, depois de analisadas as picadas da amostra sujeita ao tratamento térmico a 1050°C, que foi processada sem a injeção de argon para a desoxigenação, as picadas tinham em seu redor uma composição química semelhante, ou seja, ferro e cromo em grandes quantidades. Mesmo assim foi possível identificar dois locais (figura 17 e 19) onde estava presente a alumina, mas tendo em conta o alumínio residual presente na amostra, estes locais deviam ser mais abundantes na amostra. A dificuldade em encontrar alumina no nosso material deve-se ao facto de os ensaios de corrosão serem bastante agressivos, e com a agitação da solução e posterior lavagem das amostras, a alumina ter sido “arrancada” da zona das picadas.

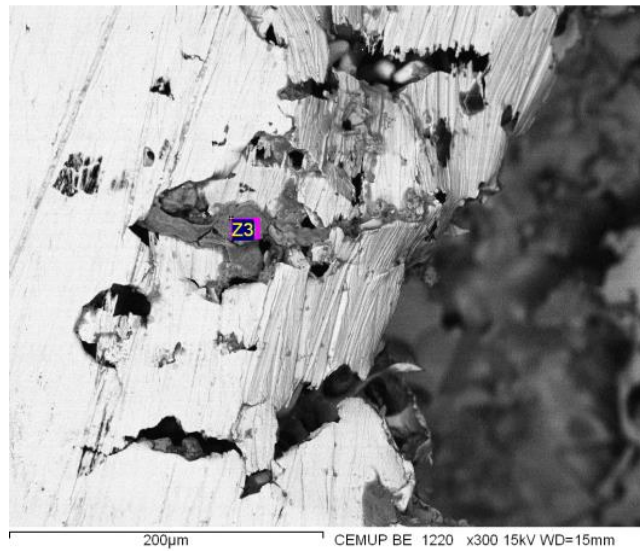


**Figura 21 - Zona de corrosão por picada do provete tratado a 1150°C durante 2 horas, obtido por MEV de elétrons secundários.**

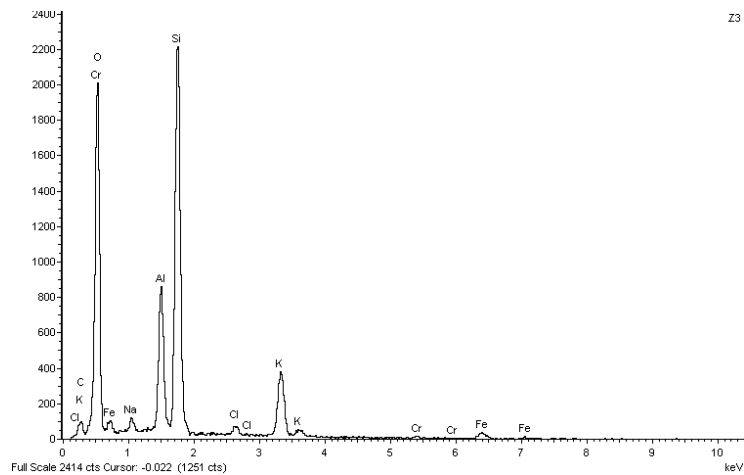


**Figura 22 - Espectro obtido na área delimitada por Z1 provando a existência de óxido de ferro e carbonetos de cromo.**

Na amostra que foi sujeita ao tratamento térmico a 1150°C durante 2 horas, e que no ensaio de corrosão modificado a 30°C foi a que teve maior perda de massa, a alumina não foi encontrada, mas por outro lado as picadas tinham a presença dos carbonetos de cromo (figura 21 e 22), que como nos indica a bibliografia são responsáveis pela sensibilização do AIA, e que mesmo dissolvidos durante o tratamento térmico podem voltar a formar-se se o arrefecimento não for suficientemente rápido.

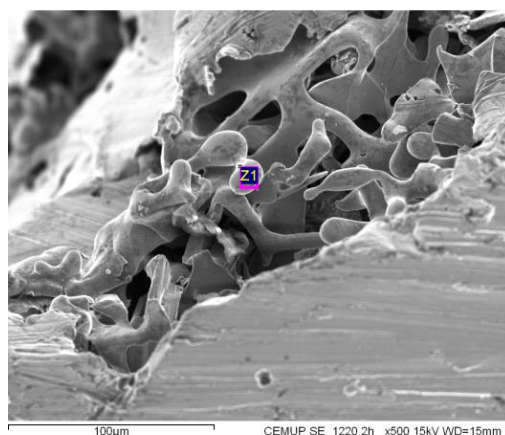


**Figura 23 - Zona de corrosão por picada do provete tratado a 1220°C durante 1 hora, obtido por MEV de elétrons secundários.**

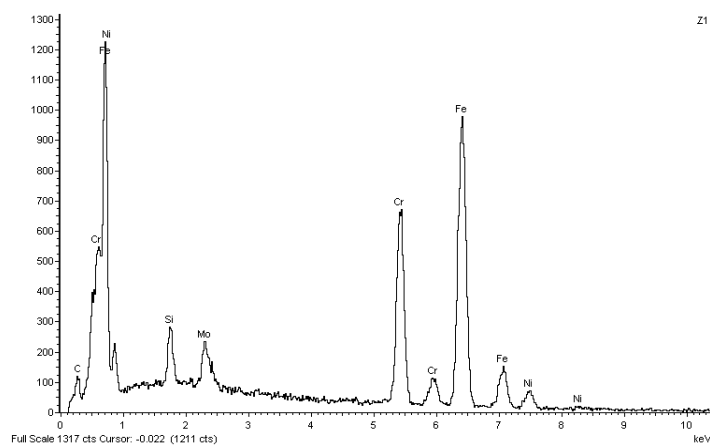


**Figura 24 - Espectro obtido na área delimitada por Z3 provando a existência de sílica ( $\text{SiO}_2$ ) e alumina ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ).**

Na amostra com tratamento térmico a 1220°C durante uma hora (figura 23 e 24), foi possível encontrar novamente a alumina nas imediações de uma picada.



**Figura 25 - Zona de corrosão por picada do provete tratado a 1220°C durante 2 horas, obtido por MEV de elétrons secundários**



**Figura 26 - Espectro obtido na área delimitada por Z1 provando a existência de carbonetos de cromo.**

Na amostra sujeita ao tratamento térmico a 1220°C durante 2 horas, as picadas estão rodeadas por carbonetos de cromo, como se pode observar na figura 25. Os carbonetos de cromo como são um composto duro e que endurece os AIA, mas por outro lado fragiliza-os em relação à resistência à corrosão, podemos observar na figura 25 a morfologia dos carbonetos e a ausência de material à volta deles. Este fenómeno deve-se ao arrefecimento não ter sido suficientemente rápido para impedir que os carbonetos se voltassem a formar.

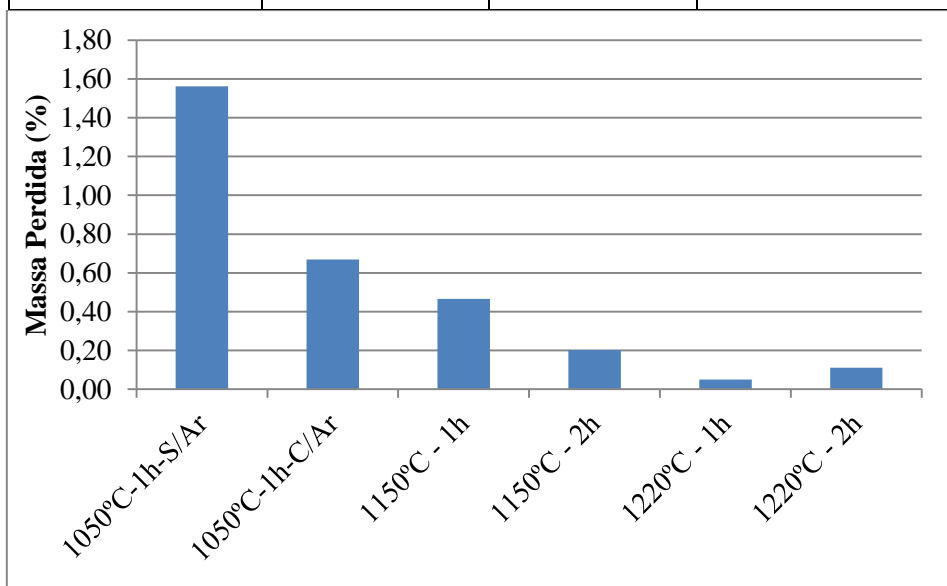
## 5.2 Ensaio de corrosão

Os ensaios de corrosão efetuados deram origem aos resultados que vão ser apresentados neste separador.

### 5.2.1 Ensaio de corrosão segundo a norma G 48 - 03 (Método A)

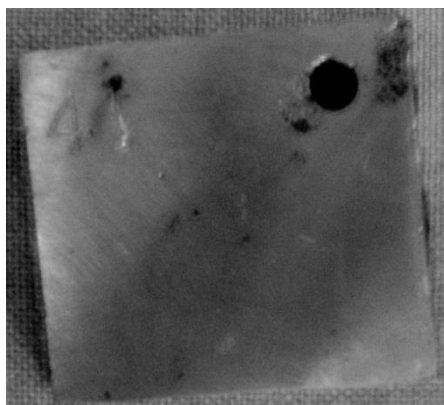
**Tabela 9 – Percentagem de massa perdida com o ensaio à temperatura ambiente.**

	Massa Inicial (g)	Massa Final (g)	Massa Perdida (%)
1050°C - 1h - S/Ar	22,69	22,34	1,56
1050°C - 1h - C/Ar	34,76	34,53	0,67
1150°C - 1h - C/Ar	15,33	15,26	0,47
1150°C - 2h - C/Ar	23,22	23,17	0,20
1220°C - 1h - C/Ar	25,20	25,19	0,05
1220°C - 2h - C/Ar	21,31	21,29	0,11



**Figura 27 – Relação entre a massa perdida e o tratamento térmico.**

O ensaio de corrosão G 48 - 03 - Método A, a que as amostras foram sujeitas, possibilita a análise do comportamento das amostras consoante a temperatura do tratamento térmico. Existiu uma diminuição do número de picadas e uma diminuição da percentagem de massa perdida (figura 27) com o aumento da temperatura de recozimento de solubilização. Quando o banho é protegido com árgon a quantidade de massa perdida diminuiu significativamente, utilizando a mesma temperatura e o mesmo tempo de tratamento térmico.



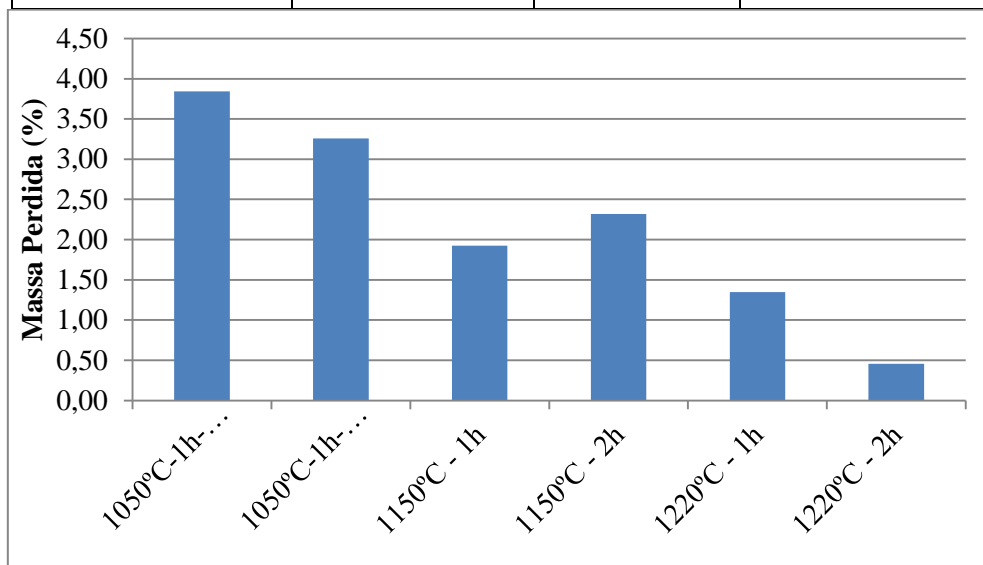
**Figura 28 – Amostra com banho sem proteção de árgon sujeita ao tratamento térmico de solubilização a 1050°C durante uma hora.**

Na amostra com maior perda de massa (figura 27) pode-se observar pequenas picadas na superfície do material, ou seja, locais onde a corrosão por picada começa. A perda de massa foi significativa em relação às outras amostras, o que nos leva a concluir que o banho com proteção de árgon aumenta a resistência à corrosão do AIA.

### 5.2.2 Ensaio de corrosão segundo a norma G 48 - 03 (Método E)

**Tabela 10 - Percentagem de massa perdida com o ensaio à temperatura de 20°C.**

	Massa Inicial (g)	Massa Final (g)	Massa Perdida (%)
1050°C - 1h - S/Ar	21,44	20,61	3,84
1050°C - 1h - C/Ar	17,05	16,50	3,26
1150°C - 1h - C/Ar	29,42	28,87	1,92
1150°C - 2h - C/Ar	28,64	27,98	2,32
1220°C - 1h - C/Ar	19,31	19,05	1,35
1220°C - 2h - C/Ar	21,73	21,64	0,46

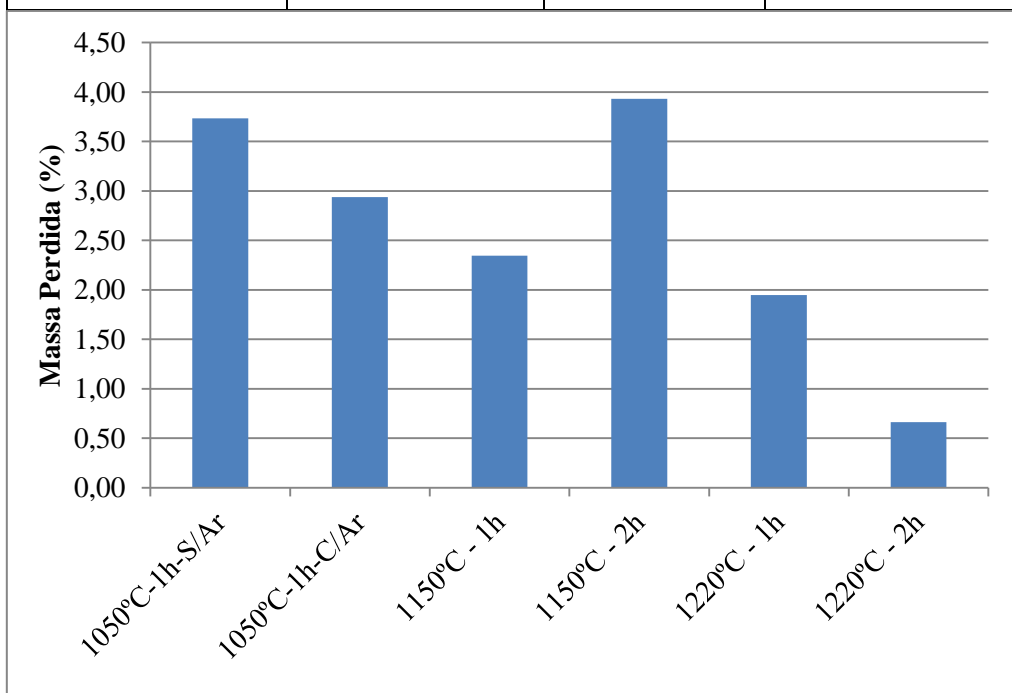


**Figura 29 - Relação entre a massa perdida e o tratamento térmico.**

Quando falamos no ensaio de corrosão G 48 – 03 – Método E a 20°C (figura 29), as amostras perderam massa, mas não foram visíveis picadas na superfície do material, o que nos indica que foi criada uma nova camada de óxido na superfície do material, escondendo as picadas existentes no interior, logo 20°C não é a temperatura crítica de picada. A amostra sujeita ao tratamento a 1150°C durante duas horas foi a única que não teve um resultado coerente, pois devia ter perdido menos massa, o que pode ser explicado pela presença abundante de carbonetos de cromo, que tornam o AIA mais sensível à corrosão.

**Tabela 11 - Percentagem de massa perdida com o ensaio à temperatura de 30°C.**

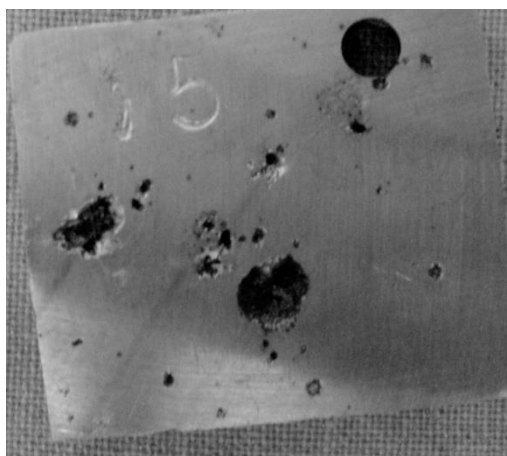
	Massa Inicial (g)	Massa Final (g)	Massa Perdida (%)
1050°C-1h - S/Ar	20,54	19,77	3,74
1050°C-1h - C/Ar	16,36	15,88	2,94
1150°C - 1h - C/Ar	28,80	28,13	2,35
1150°C - 2h - C/Ar	27,89	26,79	3,93
1220°C - 1h - C/Ar	18,99	18,62	1,95
1220°C - 2h - C/Ar	21,59	21,45	0,66



**Figura 30 - Relação entre a massa perdida e o tratamento térmico.**

Após o aumento da temperatura do ensaio para 30°C (figura 30), as picadas foram reveladas e tivemos novamente perda de massa em quantidades significativas. A única amostra incoerente, que nos diz que o aumento da temperatura de solubilização favorece a resistência à corrosão, é a amostra que foi sujeita ao tratamento térmico a 1150°C a 2 horas (figura 31), que tem uma perda de massa superior a todas as outras. Uma das explicações para este facto é a preparação da amostra não ter sido rigorosa o suficiente para eliminar a rugosidade mais

elevada, o que leva a ter locais preferenciais para a formação de uma picada, ou o facto de a amostra ter um número de inclusões superior às outras, pois as amostras não foram retiradas todas do mesmo provete.



**Figura 31 - Amostra com banho protegido com árgon sujeita ao tratamento térmico de solubilização a 1150°C durante duas horas.**

A figura 30 traduz o efeito do aumento da temperatura do ensaio de corrosão para 30°C onde as picadas que estavam escondidas pela camada de óxido do AIA foram reveladas e houve formação de mais picadas. Esta amostra é a única que contraria o efeito do aumento da temperatura do tratamento térmico, mas depois da análise em MEV (figura 21), podemos dizer que o fenómeno responsável por esta perda de massa significativa se deve à presença abundante de carbonetos de cromo.

### 5.3 Ensaio de Tração

Neste capítulo vão ser apresentados os resultados dos ensaios de tração.

**Tabela 12 – Valores médios da resistência máxima, da tensão limite de proporcionalidade a 0,2 e do alongamento dos provetes sujeitos aos diversos tratamentos térmicos de solubilização.**

Provete	Rm (MPa)	Rp 0,2 (MPa)	A (%)
1050°C - 1h - s/Ar	533	326	46
1050°C - 1h - c/Ar	552	342	46
1150°C - 1h - c/Ar	543	332	41
1150°C - 2h - c/Ar	540	317	46
1220°C - 1h - c/Ar	534	327	46
1220°C - 2h - c/Ar	533	305	38
1220°C - 1h - s/Ar	533	304	47
1220°C - 2h - s/Ar	532	304	49

Em relação às propriedades mecânicas obtidas no ensaio de tração não houve nenhuma exceção à regra, pois não ocorreu nenhum desvio significativo dos valores padrão, como é possível observar na tabela 12, o que nos indica que os provetes para o ensaio estavam em boas condições, ou seja, sem nenhuma inclusão que provocasse alguma alteração nos resultados dos ensaios.

## 5.4 Ensaio de Resiliência

Neste capítulo vão ser apresentados os resultados dos ensaios de resiliência.

**Tabela 13 – Valores médios e do desvio padrão do ensaio de resiliência dos provetes sujeitos aos diferentes tratamentos térmicos de solubilização.**

Provete	Energia (J)	Desvio Padrão
1050°C - 1h - S/Ar	176,7	23
1050°C - 1h - C/Ar	171,3	13
1150°C - 1h - C/Ar	190,0	4
1150°C - 2h - C/Ar	176,8	5
1220°C - 1h - C/Ar	187,0	9
1220°C - 2h - C/Ar	173,0	3

Em semelhança ao que aconteceu no ensaio de tração, no ensaio de resiliência não houve nenhum valor fora do comum, pois todos os valores estão próximos e não há desvios significativos, como se observa na tabela 13.

## 6. Discussão dos resultados

O estudo do AIA CF8M surgiu do interesse de estudar o efeito da proteção de banho com argon e o ciclo de tratamentos térmicos realizados, sobre a resistência à corrosão deste aço, bem como se as picadas, as fissuras e os produtos de desoxigenação aparecem. Outro objetivo é tentar produzir este aço com o menor custo possível, e desse modo a adição de elementos como o níquel e o molibdênio deve ser realizado em quantidades mínimas. Deste modo, o estudo vai recair sobre a análise metalográfica, quantificação física, ensaios de corrosão, ensaios de tração e resiliência. Todos estes parâmetros vão contribuir com informação importante para o conhecimento deste aço de modo a que se possa completar os objetivos deste estudo.

A temperatura de tratamento térmico realizada na FAL S.A. que é de 1050°C com a duração de uma hora, teve resultados satisfatórios nas propriedades mecânicas, mas nos ensaios de corrosão foi a que originou maior perda de massa. Isto quer dizer que, a temperatura do tratamento pode vir a ser aumentada, e esperar daí um melhor desempenho face à corrosão.

O tratamento térmico de solubilização a 1150°C durante uma hora foi o que apresentou melhores resultados em relação ao aumento de ferrite na microestrutura, assim como no ensaio de resiliência, onde tem o valor de energia absorvida mais elevado e menor desvio padrão.

O tratamento térmico de solubilização a 1150°C durante duas horas teve um comportamento inesperado na resistência à corrosão, pois os seus valores foram superiores a temperaturas de tratamento mais baixas, o que não é aceitável, pois quanto mais alta a temperatura de tratamento térmico, maior é a resistência à corrosão do aço, pois os carbonetos e a fase sigma, que são fases prejudiciais para aço em relação à resistência á corrosão, são dissolvidos durante o tratamento.

As amostras tratadas a 1220°C foram as que apresentaram melhores resultados na resistência à corrosão em todos os ensaios realizados, andando os valores das duas amostras muito próximos. Este comportamento é justificado com o facto de a temperatura do tratamento ter sido a mais elevada e com isto ter dissolvido todas as fases que comprometem a resistência à corrosão do CF8M.

Aas inclusões estão presentes nas amostras dos dois banhos, mas estão com maior abundância nas amostras onde o banho não foi protegido com árgon, e a alumínio residual presente nessa amostra comprava tal facto, pois foi necessário menos alumínio para a desoxigenação, logo também o oxigénio estava em menor quantidade no banho depois de este ser transferido do forno para a colher.

Em relação ao ensaio de tração todos os provetes tiveram um comportamento semelhante, não havendo grande diferença em nenhuma propriedade avaliada neste ensaio.

Quando comparadas as amostras em que o banho teve injeção de árgon e as que o banho não teve, os resultados são os esperados, pois as amostras sem a injeção de árgon tem menor resistência à corrosão, tem menor resistência máxima, menor tensão de proporcionalidade a 0,2%, o mesmo alongamento, e energia absorvida superior, mas com um desvio-padrão superior, o que nos indica que os valores variam muito, em comparação com as amostras em que o banho teve injeção de árgon.

## **7. Conclusões**

Tendo em consideração os resultados obtidos neste trabalho, em conjunto com o objetivo principal, posso agora concluir:

- O banho deve ser sempre protegido com árgon, pois através de todos os ensaios realizados, os melhores resultados foram obtidos nas amostras onde o banho foi protegido, o que nos indica que esta proteção reduz o teor de oxigénio no banho;

- O tratamento térmico realizado na FAL S.A. para o CF8M deve ser revisto e deste modo aumentar a temperatura, para que a resistência à corrosão melhore, pois é uma característica muito importante deste aço;

- Em relação às temperaturas do tratamento térmico de solubilização, a temperatura mais elevada (1220°C) é a que apresenta melhores resultados na resistência à corrosão e resistência mecânica. A temperatura de 1150°C durante uma hora tem resultados satisfatórios em todos os ensaios realizados;

- Com a ajuda da microscopia eletrónica de varrimento e espectroscopia de dispersão de energia, verificou-se que os pontos onde ocorreu a corrosão por picada estão rodeados por carbonetos de crómio e em alguns casos nota-se a presença de  $Al_2O_3$  e  $SiO_2$ . A presença pouco assídua de  $Al_2O_3$  no material pode dever-se ao facto de a maioria do alumínio utilizado na desoxigenação ter sido dissolvido no banho. Mas não se pode descartar o caso de o  $Al_2O_3$  ter sido arrancado do material, uma vez que a corrosão foi bastante agressiva.

## 8. Trabalho Futuro

Todo o trabalho ao nível da metodologia de processamento dos banhos de CF8M, teve como principal objetivo a análise do comportamento deste aço quando sujeito a ensaios de corrosão. Contudo, como o tempo e a recolha de dados foi limitada, deve-se continuar este trabalho. Sendo assim, sugiro alguns temas que poderão ser objeto de estudo:

- Como a resistência à corrosão é uma característica importante do aço CF8M, avaliar mais aprofundadamente essa resistência à corrosão, quer em peças isoladas, quer em soldaduras, pois a zona termicamente afetada deve ter um comportamento diferente do resto da peça;
- Estudar o impacto da técnica de *shrouding* como metodologia de trasfega do banho do forno para a colher, de modo a reduzir a turbulência, e assim minimizar o teor de oxigénio que poderá ser incorporado no banho;
- Uma vez que existem outros desoxigenantes, utilizá-los no banho e comparar o seu efeito com o efeito do alumínio, que é o desoxigenante mais utilizado;

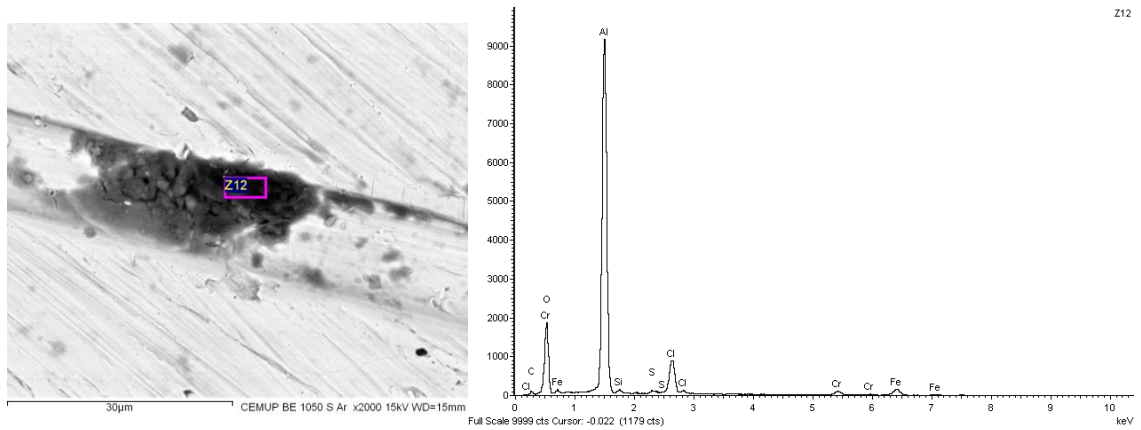
## 9. Bibliografia

- [1] “AUSTENITIC ALLOYS” disponível em: [www.fondinox.com](http://www.fondinox.com), acessado em: 30/04/2013;
- [2] K.H. Lo, C.H. Shek, J.K.L. Lai, “Recent developments in stainless steels”, *Materials Science and Engineering R* 65 (2009) 39–104. Disponível em: [www.sciencedirect.com](http://www.sciencedirect.com).
- [3] American Society for Metals, “ASM Metals Reference Book”, 3ª edição, 1993, ASM International, pág. 355.
- [4] S. Henrique, Sebenta da disciplina de materiais metálicos do 3.º ano do Mestrado Integrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, adaptada de W.F. Smith, "Structure and properties of engineering alloys", 2nd edition, 1993, Mc Graw Hill International Editions.
- [5] M. Gajewsky, J.Kasinska, “Effects of Cr-Ni 18/9 Austenitic Cast Steel Modification by Mischmetal”, *Archives of Foundry Engineering*, Volume 12, Issue 4/2012, 47-52.
- [6] Morais F., “ Tese de Mestrado em Processamento de banhos de Aço ao Carbono na Fundação Alto da Lixa”, 2012, Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto.
- [7] L. Colombier et J. Hochmann, “Aciers Inoxydables/Aciers Réfractaires”, 1995, Dunod, págs. 445-452.
- [8] TEBECHERANI, CIRO DE TOLEDO PIZA. “Aços inoxidáveis”. Disponível em <[http://www.pipesystem.com.br/artigos\\_técnicos/aço\\_inox](http://www.pipesystem.com.br/artigos_técnicos/aço_inox).> Acessado em 15/05/2013.
- [9] MODENESI, PAULO J. “Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis”. Coleção Tecnologia da Soldagem. Escola SENAI “Nadir Dias de Figueiredo”. Osasco-SP, 2001.
- [10] MATHEW, M. D., LIETZAN, L. M., MURTY, K. L. AND SHAH, V. N. “Low temperature aging embrittlement of CF-8 stainless steel”. *Material Science and Engineering*. A 269. p.186-196, 1999.
- [11] D. Dyja, Z. Stradomsky, S. Stachura, “Solidification Structure of Massive Castings From Duplex Cast Steel”, *Archives of Foundry*, Volume 5, 2005, n.º 15.
- [12] ANDRADE, T. F. “Precipitação de fase de laves no aço inoxidável superferrítico 28%Cr-4%Ni-2%Mo-Nb”. Dissertação de mestrado. Engenharia Metalurgia e Materiais. Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2006.
- [13] <http://www.bssa.org.uk/topics.php?article=121>, consultado em 07/01/2013.
- [14] A. B. José, “Aceros Especiales”, 5ª edição, 1975, Editorial DOSSAT – Madrid, págs. 448-451.
- [15] Cunha G., “INFLUÊNCIA DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA NA MICROESTRUTURA E NAS PROPRIEDADES DE AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS CF8M (AISI 316)”, Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica, JOINVILLE 2009, INSTITUTO SUPERIOR TUPY – IST.

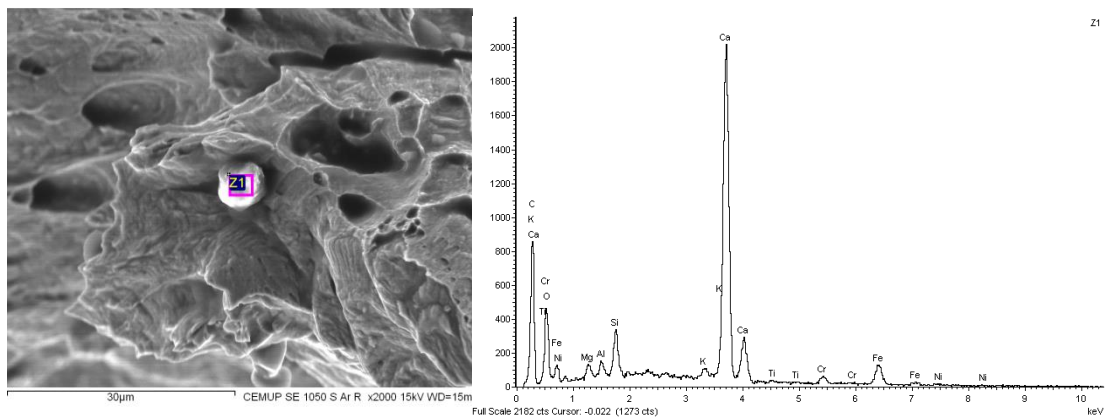
- [16] JÚNIOR, JOÃO DOMINGOS GUIMARÃES DE ATHAYDE. “Otimização da injeção de gás inerte no convertedor MRP-L”. Dissertação de mestrado, Metalurgia Extrativa. Escola de Engenharia da Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, Abril 2005.
- [17] ASM Handbook, Heat Treating, ASM International, Volume 4, 1991.
- [18] Santos R., “ Tese de Mestrado no “Efeito da temperatura de recozimento de solubilização na resistência à corrosão e mecânica de aços inoxidáveis duplex”, 2008, Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto.
- [19] H.Hanninem, J.Romu, R.LLola, J.Tervo, A.Laitinen, Effects of processing and manufacturing of high nitrogen-containing stainless steels on their mechanical, corrosion and wear properties, in: Journal of Materials Processing Technology vol 117, 2001, pp. 424-430.
- [20] “Practical Guidelines for the Fabrication of Duplex Stainless Steel”, Second edition, 2009, Published by the International Molybdenum Association (IMOA), London, UK.
- [21] ASM Handbook, ASM International, Corrosion, volume 13, 9th edition, 1992.
- [22] SHUTKO, K.I. AND BELOUS, V.N. Comparative study sensitization development in hot-isostatic-pressed cast and wrought structures type 316L(N)-IG stainless steel under isothermal heat treatment. Journal of Nuclear Materials. 307- 311. p. 1016-1020, 2002.
- [23] Z. Cvijovic, G. Radenkovic, “Microstructure and pitting corrosion resistance of annealed duplex stainless steel”, in: F. o. T. a. M. o. Belgrade, U. o. N. Faculty Of Mechanical Engineering (Eds.), 2006.
- [24] KINA, A. YAE; SOUZA, V.M.; TAVARES, S.S.M.; PARDAL, J.M. AND SOUZA, J.A. Microstructure and intergranular corrosion resistance evaluation of AISI 304 steel for high temperature service. Materials Characterization. 2007.
- [25] FRITZ, JAMES D., Effects of Metallurgical variables on the corrosion of stainless steels. Corrosion: Fundamentals, Testing and Protection, vol. 13A, ASM Handbook, ASM International, 9ª. Edição. Ohio, USA, p. 266-274, 2003.
- [26] CHIAVERINI, VICENTE. Aços e ferros fundidos. Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais - ABM, 7ª. São Paulo, p 381-423, 2002.
- [27] Ribeiro F., “ Tese de Mestrado em MODIFICAÇÕES DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX VAZADO 25Cr-6Ni-3Mo-3Cu PARA MELHORIA DA RESISTÊNCIA À CORROSÃO POR PICADAS”, 2008, Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto.
- [28] ASTM G 48 – 03, “Standard test methods for pitting and crevice corrosion resistance of stainless steels and related alloys by use of ferritic chloride solution”
- [29] ASTM G 46 – 99, “Standard Guide for Examination and Evaluation of Pitting Corrosion”
- [30] ASM Handbook, Materials Characterization, ASM International, Volume 10, 9th edition, 1986

## 10. Anexos

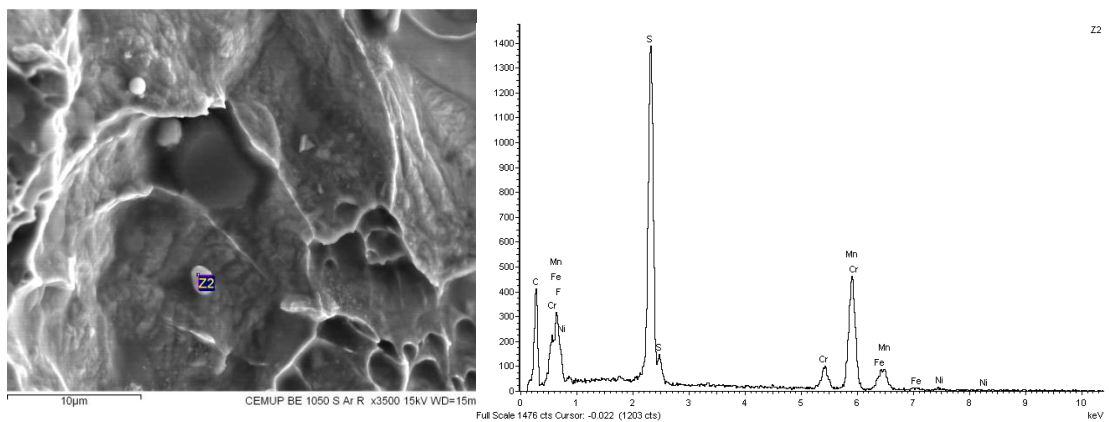
### 10.1 Anexos I



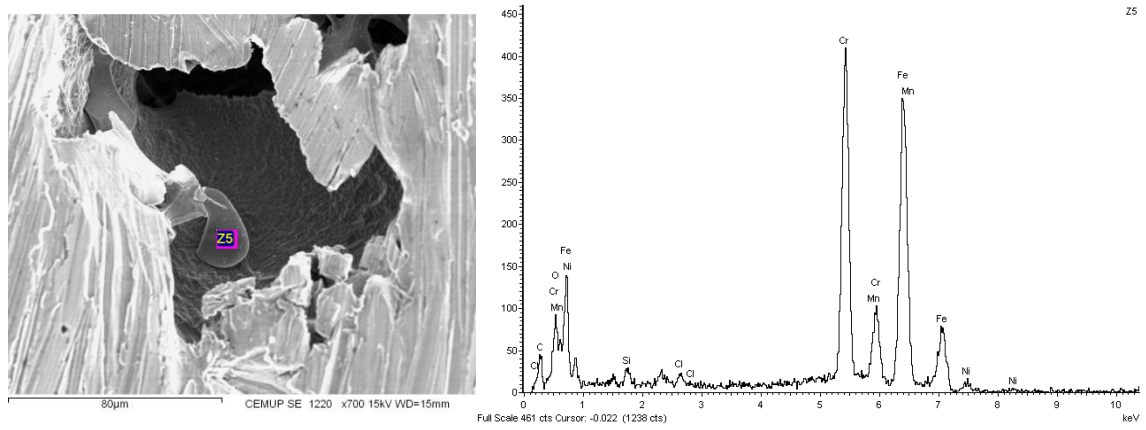
**Figura 1 - Zona de corrosão por picada do provete tratado a 1050°C S/Ar (esquerda) e espectro obtido na área delimitada por Z12 (direita).**



**Figura 2 - Zona de corrosão por picada do provete tratado a 1050°C S/Ar (esquerda) e espectro obtido na área delimitada por Z1 (direita).**



**Figura 3 - Zona de corrosão por picada do provete tratado a 1050°C S/Ar (esquerda) e espectro obtido na área delimitada por Z2 (direita).**



**Figura 4 - Zona de corrosão por picada do provete tratado a 1220°C C/Ar (esquerda) e espectro obtido na área delimitada por Z5 (direita).**