

ANÁLISE DE FALHAS EM MOLDES E ACESSÓRIOS PARA A INDÚSTRIA VIDREIRA

FILIPE DANIEL FERNANDES

Dissertação para obtenção de Grau de Mestre em

Engenharia Mecânica

Júri

Presidente: Professora Doutora Marta Cristina Cardoso Oliveira

Orientador(a): Professor Doutor Altino de Jesus Roque Loureiro

Vogal: Professora Doutora Dulce Maria Esteves Rodrigues

JULHO 2009

FACULDADE DE CIÊNCIAS E TECNOLOGIA DA UNIVERSIDADE DE COIMBRA

DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA

ANÁLISE DE FALHAS EM MOLDES E ACESSÓRIOS PARA A INDÚSTRIA VIDREIRA

FILIPE DANIEL FERNANDES

Dissertação para obtenção de Grau de Mestre
em Engenharia Mecânica

COIMBRA

2009

AGRADECIMENTOS

Gostaria de aqui deixar o meu sincero agradecimento a todos os que, com sugestões e conselhos, me ajudaram na realização desta dissertação de mestrado:

Ao Professor Doutor Altino Loureiro

pelas sugestões, pela constante disponibilidade em discutir, analisar e reler resultados, pela forma metódica, rigorosa, perseverante e alegre com que sempre me orientou

À Professora Doutora Paula Piedade

pela constante disponibilidade, todo o apoio e ajuda prestada na obtenção de alguns resultados

À empresa Intermolde

pela oportunidade criada e pelos apoios fornecidos. Nomeadamente ao Engenheiro Bruno Lopes pelos conselhos, pelo seu acompanhamento directo do trabalho, pelo companheirismo e amizade que demonstrou desde o início da elaboração desta tese

Aos Engenheiros: Carlos Leitão, José Tavares e Rui Leal

pela amizade, companheirismo, conselhos, disponibilidade e todo o apoio prestado no desenvolvimento deste trabalho

Aos meus colegas e amigos

que com a sua presença e apoio contribuíram para a realização desta tese

Aos meus familiares e em especial aos meus pais, pelos incentivos de estímulo com que sempre acompanharam o meu percurso académico. Uma palavra de reconhecimento muito especial para eles, por todo o carinho e pelo modo como ao longo destes anos, tão bem, me souberam ajudar

*A todos,
O meu muito obrigado*

RESUMO

A investigação desenvolvida no âmbito desta dissertação de Mestrado teve por objectivo a análise de falhas em moldes e acessórios para a indústria vidreira.

Com este trabalho pretende-se estudar as causas de fissuração prematura em moldes de principiar em ferro fundido, soldados a plasma e a chama oxiacetilénica, utilizando como material de adição uma liga de níquel “colmonoy 215”. Foram analisados provetes de moldes fissurados e moldes novos, revestidos a plasma e a chama oxiacetilénica. Os moldes revestidos a plasma foram inicialmente sujeitos a um pré aquecimento por indução e os moldes revestidos a chama oxiacetilénica a um pré aquecimento em forno.

Começou-se por fazer uma análise morfológica aos provetes fissurados. Seguidamente foi realizada uma análise metalográfica, análise de microdureza, análise de distribuição elementar e uma análise quantitativa a estes provetes, evidenciando as diferenças encontradas. Estudaram-se também moldes novos soldados pelos dois processos, efectuando toda a análise já descrita para os moldes fissurados, realizando uma comparação de resultados entre todas as amostras em estudo, em todos os ensaios realizados.

Por fim, de forma a perceber quais as alterações estruturais que os processos de pré aquecimento induzem no ferro fundido, foi realizada uma análise microestrutural e de microdureza.

Verificou-se que os processos de projecção oxiacetilénica e plasma podem originar metal depositado com composição química diferente a partir da mesma liga em pó, devido a diferentes diluições e perdas por oxidação. Observou-se um aumento substancial de dureza na zona termicamente afectada pelo calor (ZTA) de ambos os depósitos, sendo mais pronunciado quando se utiliza projecção plasma. Os moldes produzidos por ambas as tecnologias apresentam após algumas horas em serviço, um aumento de dureza no revestimento e na ZTA. Pensa-se que esse endurecimento é devido à formação de precipitados duros e frágeis, os quais poderão estar na origem dos fenómenos de fissuração.

PALAVRAS CHAVE

Projecção Plasma, Projecção Oxiacetilénica, Liga de Níquel, Ferro Fundido, Pré Aquecimento

ABSTRACT

The main objective of the investigation, developed during the preparation of this master's dissertation, was the analysis of failures on moulds and accessories for the glass industry.

This work was done to study the causes of premature cracking of moulds in cast iron, clad by plasma or by oxyacetylenic flame, using as consumable a nickel alloy "colmonoy 215" powder. Specimens removed from moulds clad by plasma and by oxyacetylenic flame in the as welded condition and after an in period were analysed. Previously, to cladding task the moulds were pre-heated. Plasma clad moulds were pre-heated by induction method. Oxyacetylenic sprayed moulds were pre-heated in a conventional furnace.

Metallographic and microhardness tests, as well as microanalysis using energy dispersive spectrometry, were applied in both types of specimens. The effect of pre-heat technique on cast iron microstructure and hardness was also analysed.

It was observed that the chemical composition of plasma clad layers is different from oxyacetylenic deposited layers, due to dilution and oxidation phenomena. The cladding tasks give a significant hardening to the heat affected zone (HAZ) of the moulds. This increase in hardness is higher in moulds clad by plasma than by oxyacetylenic spray. The hardness in the deposited metal and HAZ increases after a short service period of the moulds. The reasons of this hardening were attributed to the precipitation of hard and brittle phases, which can be responsible by the premature cracking of the moulds.

KEYWORDS

Weld Plasma, Weld Oxyacetylenic, Nickel Alloy, Cast Iron, Pre-Heat

ÍNDICE

Capítulo 1. Enquadramento do Trabalho	1
1.1 Introdução	1
Capítulo 2. Estado da Arte	3
2.1 Processo de Fabrico de Moldes	3
2.2 Processos de soldadura	4
2.2.1 Soldadura oxiacetilénica	4
2.2.2 Processo de soldadura plasma	5
2.2.2.1 Parâmetros de processo	7
2.3 Principais problemas na realização de revestimentos.....	8
2.4 Revestimento com “ligas de níquel”	9
2.4.1 Fissuração.....	10
2.5 Material Base	12
2.5.1 Ferro fundido Cinzento	13
Capítulo 3. Caracterização dos provetes	15
3.1 Extração dos provetes	17
3.2 Sistema de identificação	17
Capítulo 4. Análise e Discussão de Resultados	19
4.1 Moldes fissurados	19
4.1.1 Análise Morfológica.....	19
4.1.2 Análise micrográfica	20
4.1.3 Microdureza	24
4.1.4 Mapas de distribuição elementar.....	25
4.1.5 Análise quantitativa.....	28
4.2 Moldes novos.....	31
4.2.1 Análise Morfológica.....	31
4.2.2 Análise micrográfica	31
4.2.3 Microdureza	38
4.2.4 Mapas de distribuição elementar.....	41
4.2.5 Análise quantitativa.....	43
4.3 Amostras de ferro fundido pré aquecidas	45
4.3.1 Análise micrográfica	45

4.3.2	Microdureza	47
Capítulo 5.	Conclusão	49
5.1	Trabalhos Futuros	50
Capítulo 6.	Referências	51
ANEXO A	1
1.1	Equipamento de preparação das amostras	1
ANEXO B	1
1.1	Procedimento experimental	1
1.1.1	Análise metalográfica.....	1
1.1.1.1	Polimento das amostras	1
1.1.1.2	Análise micrográfica.....	1
1.1.2	Microdureza	2
1.1.3	Análise quantitativa.....	3

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1 - Esquema básico de um equipamento utilizado na deposição manual de revestimentos “Rototec”	4
Figura 2.2 - Esquema básico de um equipamento utilizado nas operações de revestimento	6
Figura 2.3 – Tipos de grafite que podem apresentar os ferros fundidos cinzentos	14
Figura 3.1 - Molde de ferro fundido em bruto	15
Figura 3.2 - Máquina Commersald PTA	16
Figura 3.3 - Máquina de pré-aquecimento por indução HEAT 24	16
Figura 3.4 - Equipamento de projecção de chama oxiacetilénica	16
Figura 4.1 – Macrografia da amostra SPMU	19
Figura 4.2 - Macrografia da amostra SMMU	19
Figura 4.3 – Ensaio de líquidos penetrantes na amostra SPMU	20
Figura 4.4 – Ensaio de líquidos penetrantes na amostra SMMU	20
Figura 4.5 - Montagem da microestrutura do material de adição SPMU 100X	20
Figura 4.6 - Montagem da microestrutura do material de adição SMMU 100X	20
Figura 4.7 – Microestrutura SPMU na superfície do revestimento	21
Figura 4.8 – Microestrutura SPMU na parte central do revestimento	21
Figura 4.9 - Microestrutura do material depositado da amostra SMMU	22
Figura 4.10 - Microestrutura do ferro fundido da amostra SPMU 100X (só polido)	22
Figura 4.11 - Microestrutura do ataque ao ferro fundido da amostra SPMU 100X (ataque com nital a 4%)	22
Figura 4.12 - Microestrutura do ferro fundido da amostra SMMU 100X (só polido)	22
Figura 4.13 - Microestrutura do ataque ao ferro fundido da amostra SMMU 100X	22
Figura 4.14 - Microestrutura da zona termicamente afectada SPMU	23
Figura 4.15 - Microestrutura do material de base SPMU	23
Figura 4.16 - Microestrutura da zona termicamente afectada SMMU	23
Figura 4.17 - Microestrutura do material de base SMMU	23
Figura 4.18 – Distribuição de dureza ao longo das amostras SPMU e SMMU	24
Figura 4.19- Mapas de distribuição elementar da amostra SPMU	26
Figura 4.20 - Mapas de distribuição elementar da amostra SMMU	27
Figura 4.21 - Zonas onde foram efectuadas as análises quantitativas. 1 - Zona superficial, 2 - Zona intermédia, 3 - Zona próxima da interface	28
Figura 4.22 - Microestrutura do metal depositado da amostra SPMN	31
Figura 4.23– Microestrutura do material depositado da amostra SMMN	31
Figura 4.24 – Interface material depositado – material base SPMN	32
Figura 4.25 - Interface material depositado – material base SMMN	32
Figura 4.26 - Microestrutura do ferro fundido da amostra SPMN 100X (só polido)	33
Figura 4.27 - Microestrutura do ataque ao ferro fundido da amostra SPMN 100X	33
Figura 4.28 - Microestrutura do ferro fundido da amostra SMMN 100X (só polido)	33
Figura 4.29 - Microestrutura do ataque ao ferro fundido da amostra SMMN 100X	34
Figura 4.30 - Microestrutura da zona termicamente afectada SPMN	35

Figura 4.31 - Microestrutura do material de base SPMN	35
Figura 4.32 - Microestrutura da zona termicamente afectada SMMN.....	35
Figura 4.33 - Microestrutura do material de base SMMN	35
Figura 4.34 - Microestrutura da zona termicamente afectada SPMN	36
Figura 4.35 - SPMN Microestrutura do material de base	36
Figura 4.36 - Microestrutura zona termicamente afectada SPMU.....	36
Figura 4.37 - Microestrutura do material de base SPMU	36
Figura 4.38 - Microestrutura zona termicamente afectada SMMN	37
Figura 4.39 - Microestrutura do material de base SMMN	37
Figura 4.40 - Microestrutura zona termicamente afectada SMMU	37
Figura 4.41 - Microestrutura do material de base SMMU	37
Figura 4.42 – Distribuição de dureza ao longo da amostra SPMN e SMMN	38
Figura 4.43 – Distribuição de dureza ao longo da amostra SPMN e SPMU	39
Figura 4.44 – Distribuição de dureza ao longo da amostra SMMN e SMMU.....	40
Figura 4.45 - Mapas de distribuição elementar da amostra SPMN.....	41
Figura 4.46- Mapas de distribuição elementar da amostra SMMN	41
Figura 4.47 – Microestruturas das amostras: ASP – Amostra sem pré aquecimento, APF – Amostra pré aquecida em forno e API – Amostra pré aquecida por indução.....	46
Figura 4.48 - Zonas representativas da microestrutura da figura 2. ZInt - Zona interior,.....	46
Figura 4.49 - Distribuição de durezas da amostra em ferro fundido sem pré aquecimento.....	47
Figura 4.50 - Distribuição de durezas da amostra em ferro fundido pré aquecida em forno...	47
Figura 4.51 - Distribuição de durezas da amostra em ferro fundido pré aquecida por indução	47
Figura B1 - Esquema representativo de uma indentação	B3

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 2.1 – Composição típica dos ferros fundidos não ligados	13
Tabela 3.1– Composição química do ferro fundido cinzento %(W) (percentagem em peso) .	15
Tabela 3.2– Composição química do colmonoy 215	16
Tabela 3.3 – Condições de execução do revestimento.....	17
Tabela 4.1 - Análise quantitativa nas amostras SPMU e SMMU	29
Tabela 4.2- Análise quantitativa para as amostras SPMN e SMMN	43

Capítulo 1. Enquadramento do Trabalho

1.1 Introdução

A *Intermolde* tem demonstrado ao longo dos anos uma enorme capacidade de inovação e de adaptação às evoluções e à mudança ao nível das tecnologias, dos produtos e dos mercados. A aposta na utilização das novas tecnologias relativas a engenharia de superfícies, como a metalização com recurso à solução plasma robotizada, por substituição do processo convencional de enchimento com pré aquecimento em forno e posterior utilização de maçarico oxiacetilénico, ou o recurso aos novos materiais, são alguns dos exemplos.

O crescimento da produtividade da *Intermolde* está relacionado com a capacidade de introduzir e adoptar as novas tecnologias referidas. Esta capacidade de inovação permite uma aproximação aos níveis de desempenho económico dos países mais desenvolvidos.

Os moldes fabricados pela empresa *Intermolde* são utilizados na produção de garrafas. A produção de garrafas é efectuada em duas fases. A primeira fase consiste em dar uma forma intermédia à garrafa, com recurso a um molde de principiar. Seguidamente dá-se a forma final com recurso a moldes de acabar. Estes moldes trabalham tipicamente numa gama de temperaturas de 450 – 500^oC. Os moldes são fabricados em ferro fundido, aço inoxidável ou ligas de cobre devido às suas propriedades térmicas de extracção de calor e resistência a temperatura e fadiga térmica. Os moldes em ferro fundido são mais baratos mas apresentam menor capacidade de extracção de calor que os moldes em ligas de cobre, o que afecta a cadência de produção de garrafas. Há por parte dos clientes da *Intermolde* uma grande pressão para aumentar a cadência de produção, o que torna os ciclos de trabalho dos moldes cada vez mais severos. Este ciclos severos provocam nos moldes o aparecimento de falhas graves. A empresa *Intermolde* pretende resolver alguns problemas, nomeadamente os que dizem respeito às causas de fissuração prematura em moldes de principiar soprado, feitos em ferro fundido cinzento. Estes moldes são revestidos em diversas localizações das peças de modo a melhorar a sua vida em condições de serviço muito severas.

A empresa implantou a soldadura plasma no início do ano de 2006 como forma alternativa à soldadura oxiacetilénica, tendo esta também substituído o processo convencional de pré aquecimento em forno, por máquinas de pré aquecimento por indução. Em 2008 recebeu uma reclamação de 1080 moldes em ferro fundido num só cliente. Estes moldes foram soldados a plasma e apresentam fissuração prematura, ou seja, apenas permitiram 100000 gotas onde deveriam ter capacidade para produzir 1000000 gotas.

Com este trabalho pretende-se determinar as causas de fissuração prematura em moldes de principiar soldados a plasma e a chama oxiacetilénica. Pretende-se também efectuar uma comparação entre estes dois processos. Para tal serão feitas análises metalográficas, medições de dureza, análises de distribuição elementar e análises quantitativas.

.

Capítulo 2. Estado da Arte

2.1 Processo de Fabrico de Moldes

Para uma melhor percepção da produção de moldes, faz-se seguidamente uma breve descrição dos vários processos envolvidos no seu fabrico.

Os moldes chegam à empresa com forma aproximada ao molde final “bruto de fundição”; estes passam por uma primeira operação de maquinagem para aproximação dos moldes a medidas finais pretendidas e para retirar óxidos e sujidade que estes possam possuir. As peças a revestir são preparadas para o revestimento numa fresadora CNC ou torno CNC. Nesta operação são realizados rasgos nas peças, que posteriormente serão preenchidos pelo material de revestimento “uma liga de níquel”. A forma e dimensão destes rasgos foram optimizadas de forma a proporcionar as melhores condições de adesão, qualidade e durabilidade. No caso de se revestir o molde com soldadura plasma, a peça é pré aquecida através de uma máquina de indução, neste caso da marca Heat 24 a uma temperatura de 380 – 400⁰C durante quatro minutos; seguidamente estes moldes são transportados para uma máquina de plasma, “robot 90”, onde os rasgos são preenchidos com o material de adição. No caso de os revestimentos serem efectuados através do processo manual, estes são pré aquecidos num forno à temperatura de 550⁰C durante uma hora, passando posteriormente por um maçarico de chama oxiacetilénica, onde um operador efectuará a deposição do material de revestimento. Findo este processo, o molde é posto a arrefecer lentamente, sendo posteriormente maquinado até se atingir a geometria pretendida. É preciso ter em atenção que o facto de o pré aquecimento ser efectuado em forno ou por indução está associado respectivamente ao processo de chama oxiacetilénica, ou processo plasma.

O pré aquecimento é realizado com o objectivo de reduzir a velocidade de aquecimento dos moldes e consequentemente reduzir a sua tendência à fissuração. Outro efeito positivo do pré aquecimento refere-se ao facto de se reduzir a velocidade de arrefecimento o que reduz a fracção de estruturas duras e eventualmente frágeis que se podem formar a baixa temperatura, na zona fundida e na zona afectada pelo calor.

O pré aquecimento é uma operação cara, já que reduz a produtividade, e portanto só deve ser realizado quando for necessário. No caso da empresa *Intermolde* este é indispensável, pois todos os ensaios realizados sem pré aquecimento levavam à ocorrência de fissuras aquando da soldadura.

2.2 Processos de soldadura

Conforme já referido são utilizados dois processos de soldadura para revestimento das arestas dos moldes. Um dos processos utilizados é baseado na soldadura oxiacetilénica (processo Rototec); este foi adoptado pela empresa *Intermolde* desde a sua existência, estando totalmente optimizado. As soldaduras realizadas por este processo possuem boas propriedades, no entanto, devido ao facto de este processo ser realizado manualmente, leva a tempos de execução elevados e a um maior desgaste do pessoal. A empresa optou então por adoptar a soldadura plasma robotizada como forma de resolver estes problemas. Contudo, devido à inexperiência da utilização deste tipo de equipamento surgiram vários problemas de porosidades, aparecimento de fendas, etc, que se devem ao facto dos parâmetros de soldadura não estarem optimizados. Seguidamente faz-se uma descrição do funcionamento dos dois processos de soldadura referidos.

2.2.1 Soldadura oxiacetilénica

A soldadura oxi-gás (Oxifuel Welding, OFW) compreende um grupo de processos de soldadura que utilizam o calor produzido por uma chama de combustível gasoso e oxigénio para fundir o metal de base e, se usado, o metal de adição. O processo é usado principalmente na forma manual, mas existem aplicações mecanizadas, particularmente quando o processo é utilizado com a aplicação de pressão, sendo, neste caso, denominado de soldadura de gás por pressão (Pressure Gás Welding, PGW) [1], [2].

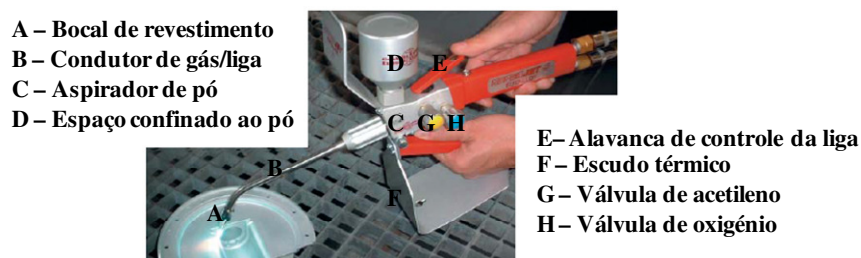


Figura 2.1 - Esquema básico de um equipamento utilizado na deposição manual de revestimentos “Rototec”

O equipamento básico para soldadura manual consiste em: fonte de oxigénio e gás combustível, reguladores de quantidade de gás, mangueiras, espaço destinado ao armazenamento do “pó” e maçarico. Na figura 2.1 mostra-se o esquema básico deste equipamento. O oxigénio é, em geral, fornecido em cilindros de gás comprimido (200 atm). Em locais onde este gás é muito utilizado, ele pode ser fornecido a partir de instalações centralizadas. O acetileno é fornecido em geral dissolvido em acetona dentro de cilindros

próprios. Os maçaricos são dispositivos que recebem o oxigénio e o gás combustível, fazem a sua mistura na proporção correcta e libertam esta mistura, no seu bico, com uma velocidade adequada para a sua queima.

As principais características e aplicações deste processo são:

- Obtenção de bons revestimentos, embora estes dependam da perícia do operador.
- Equipamento portátil e muito versátil.
- Baixo custo.
- Baixa intensidade do calor transferido à peça implica baixa velocidade de soldadura.
- Usado em manutenção e reparação.

2.2.2 Processo de soldadura plasma

O processo de soldadura plasma em operações de revestimento é muito recente quando comparado com o processo oxiacetilénico. A primeira tocha de arco plasma foi desenvolvida e patenteada por Robert Gage em 1953 nos Estados Unidos, quando estudava a aplicação de arco TIG no corte de metais, sendo, por isso, inicialmente usado em operações de corte. A aplicação do processo em operações de soldadura relata a década de 60, a mesma época em que foram iniciadas aplicações em operações de obtenção de revestimentos duros. O processo de revestimento com pó metálico por plasma a arco transferido (PTA) foi oficialmente demonstrado e introduzido em 1961. A utilização de plasma na produção de materiais teve um impacto directo sobre a economia mundial em praticamente toda a indústria de alta tecnologia assim como nas indústrias mais tradicionais. Apenas nas operações de revestimento em que o material é adicionado na forma de pó é que o processo passou a ser denominado de PTA – *Plasma Transferred Arc*. O emprego da técnica representou uma grande flexibilização nos processos de revestimentos, permitindo a deposição de praticamente todo tipo de material, inclusive materiais duros como os cerâmicos, que normalmente não podem ser processados sob a forma de arames ou varetas para utilização em outras técnicas de endurecimento superficial. Além disso, o desenvolvimento e o aprimoramento da técnica permitiu a obtenção de maiores espessuras de depósitos, em relação ao laser, e menores taxas de diluição, se comparado aos processos convencionais de soldadura utilizados nas operações de revestimentos [3].

Uma das características particulares do processo PTA é a existência de dois arcos eléctricos: um primeiro chamado de arco piloto, entre o eléctrodo e o bocal (arco não transferido) que é utilizado para iniciar e estabilizar um segundo, chamado de arco principal,

entre o eléctrodo e a peça (arco transferido). O arco piloto é utilizado apenas no início do processo, sendo extinto quando o arco principal é formado [4]. A figura 2.2 mostra um esquema básico de um equipamento utilizado nas operações de revestimento.

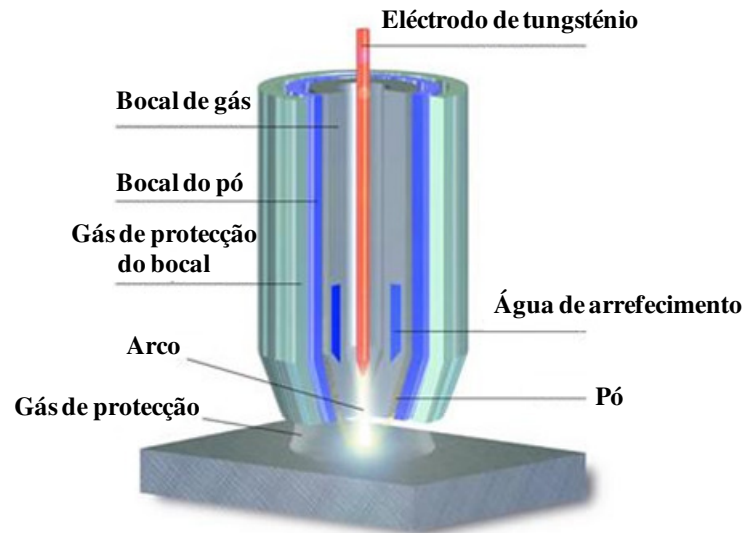


Figura 2.2 - Esquema básico de um equipamento utilizado nas operações de revestimento

O gás, que é alimentado pela coluna central da tocha, é conhecido como gás plasma ou gás central (geralmente árgon). São as moléculas do gás central que serão decompostas em átomos pelo arco e, após perder electrões, tornar-se-ão iões. O gás ionizado electricamente condutor, forma um feixe de elevada energia que é transferido para a peça (feixe de plasma). A tocha é utilizada para transferir de forma focalizada o feixe de plasma para a superfície da peça. O gás central também é responsável pela protecção do eléctrodo de tungsténio.

O gás mais externo, tem a função de proteger o banho fundido da atmosfera, evitando contaminação e oxidação. Para esta aplicação o gás mais utilizado é o árgon ou mistura de árgon e hidrogénio.

O terceiro sistema de gás é conhecido como gás de transporte e é utilizado para alimentar o material na forma de pó no feixe de plasma, o qual irá formar um banho fundido e dará origem ao revestimento. O gás utilizado para este fim pode ser árgon, hélio ou mistura de árgon com hidrogénio. Numa tocha PTA o processo de formação do arco plasma pode ser descrito nas seguintes etapas:

Faz-se passar o gás plasma por uma arco eléctrico formado entre o eléctrodo de tungsténio e o bocal constritor ou com o próprio substrato. O gás super-aquecido pelo arco eléctrico ioniza, dando origem ao plasma. À saída da tocha é injectado o gás de transporte com o material de adição em forma de pó, que é fundido, super-aquecido e acelerado ao

encontro do substrato que também se funde. A solidificação do material de adição sobre a superfície parcialmente fundida do substrato garante uma ligação metalúrgica deste revestimento com o substrato [5].

As principais características do processo PTA são [6], [7], [8]:

- Estabilidade do arco, mesmo com correntes baixas, devido ao bocal estrangido.
- Concentração da energia, devido às características do feixe de plasma, proporcionando uma zona termicamente afectada (ZTA) mais estreita.
- As propriedades do plasma mantêm-se constantes, mesmo com pequenas variações de distâncias entre a tocha e a peça.
- Impossibilidade de inclusões de tungsténio no revestimento, já que o eléctrodo se encontra confinado no interior da tocha.

2.2.2.1 Parâmetros de processo

Os parâmetros de processo que mais influenciam as propriedades do revestimento, são [9]: corrente, gás plasma, taxa de alimentação do pó, velocidade de soldadura, quantidade de gás de protecção, quantidade de gás de transporte, distância tocha-peça e características do bocal estrangedor.

A intensidade da corrente afecta directamente o transporte de calor ao substrato. Na prática, o aumento da corrente deve ser acompanhado de aumento da taxa de alimentação do pó de adição, de forma a evitar o aumento excessivo da diluição. A correcta selecção da intensidade da corrente é baseada na composição química do pó, do substrato e da espessura final do revestimento.

A quantidade de gás plasma afecta a quantidade de partículas no feixe de plasma, o desgaste do eléctrodo e a penetração do depósito.

A taxa de alimentação de pó influencia principalmente as características do cordão do depósito (geometria e formato) e, obviamente, a taxa de deposição do processo. A taxa de deposição pelo processo PTA é limitada por dois factores: a espessura exigida do depósito e a taxa de diluição no revestimento. A diluição aumenta com a quantidade de material depositado. Este aumento ocorre não devido a maior quantidade de pó, mas devido à necessidade do aumento da corrente do arco transferido para processar o material de adição.

A velocidade de soldadura é a variável de processo mais importante que caracteriza o aspecto do revestimento obtido, pois afecta directamente a qualidade final da solda. Velocidades de deslocamento da tocha muito elevadas causam defeitos no revestimento, principalmente porosidades e irregularidades superficiais. Além disso, a velocidade influencia

o formato e o tamanho da zona de fusão, o tamanho da ZTA e a microestrutura final do revestimento.

A taxa de alimentação do pó, no processo PTA, é ajustada pela rotação do parafuso transportador do sistema de alimentação. A quantidade de gás de transporte deve ser tal que possibilite o arraste e o direcçãoamento para o feixe de plasma deste pó. A taxa de alimentação de pó tem influência significativa na qualidade do depósito. Mantendo os demais parâmetros fixos, a diluição diminui e a altura do cordão aumenta para vazões maiores de gás de transporte, devido o aumento na taxa de alimentação de pó.

Devido às características colimadas do feixe de plasma obtido pelo bocal constrangedor, no processo PTA são permitidas pequenas variações de distância entre a peça e a tocha. A distância entre a tocha e a peça está directamente ligada à tensão no arco, e um aumento excessivo na tensão do arco pode acarretar um alargamento exagerado da ZTA, devido à quantidade de calor.

A maior ou menor constrição do arco é determinada pelo diâmetro e comprimento do orifício do bocal constrangedor, sendo que os mais elevados graus de constrição são obtidos para pequenos diâmetros e grandes comprimentos do bocal. Uma maior constrição proporciona um feixe mais concentrado de plasma, que faz permitir maiores distâncias entre a tocha à peça, mas que podem causar maior transferência de calor ao substrato e ocasionar maiores taxas de diluição.

As principais características dos revestimentos obtidos pela técnica PTA são [10]:

- Depósitos homogêneos e de alta densidade.
- Revestimentos de alta qualidade de acabamento e com ligação metalúrgica ao substrato.
- Baixa deformação do material (peça).
- Mínima diluição (entre 5 e 20%).
- Perda de apenas 15% do material depositado.

2.3 Principais problemas na realização de revestimentos

Existe uma elevada gama de materiais que podem ser utilizados como revestimentos: materiais cerâmicos, materiais metálicos, diferentes ligas, etc. Estes possuem diversas propriedades e são utilizados no revestimento de materiais que não possuem as propriedades exigidas para trabalhar em determinadas condições. Os revestimentos são normalmente utilizados para promover uma maior resistência ao desgaste, corrosão, abrasão, erosão e uma

maior resistência mecânica. Estes devem ser seleccionados dependendo das características que se pretendam para as superfícies. Um número elevado de processos pode ser utilizado na deposição destas ligas: projecção plasma, projecção por chama, projecção por detonação, pulverização catódica, etc. O processo de deposição deve ser seleccionado dependente do material a depositar e da qualidade do revestimento pretendido. A estes processos estão normalmente associados alguns problemas nomeadamente problemas de adesão do revestimento ao substrato, presença de porosidades, tensões residuais e presença de precipitados. A rotura ou arranque dos revestimentos está associada aos factores anteriormente citados [11].

Os processos de deposição podem influenciar a adesão do revestimento. A adesão está dependente da energia térmica associado a cada processo. Quanto maior a energia térmica maior será a adesão devido à maior diluição de material que o processo promove. As ligações intervenientes na adesão de um revestimento podem ser mecânicas ou químicas. No primeiro caso o material base possui rugosidade suficiente para que o material de adição se introduza nas reentrâncias permanecendo preso e impedindo o seu deslocamento. As ligações químicas podem ser primárias (iónicas, covalentes e metálicas) ou secundárias (Van der Waals). As ligações primárias são ligações fortes que promovem adesões mais elevadas [12].

Na maior parte dos casos, os revestimentos obtidos pelos vários processos estão submetidos a tensões internas. Estas tensões são provenientes do resultado da diferença dos coeficientes de expansão térmica entre o revestimento e o material base. Os tipos de tensões induzidas por efeito térmico são de tracção se o coeficiente de expansão do revestimento for superior ao do material base e são de compressão se se verificar o inverso. Estas tensões, se forem muito elevadas podem originar a rotura do revestimento.

As porosidades presentes nos revestimentos contribuem para a sua rotura. Quando o material é solicitado mecanicamente as porosidades promovem a formação de pequenas fissuras, que se vão propagar devido ao esforço mecânico. As porosidades formam-se nos revestimentos aquando a solidificação, devido à presença de gases [13].

2.4 Revestimento com “ligas de níquel”

O níquel é um metal importante em engenharia, sobretudo porque possui excelente resistência à corrosão e à oxidação a altas temperaturas. O níquel tem também uma estrutura CFC, o que o torna facilmente deformável [14]. Este material é relativamente caro e de elevada densidade o que limita a sua utilização.

As ligas de níquel são normalmente utilizadas quando os materiais têm que suportar temperaturas elevadas e condições de oxidação severas, ou seja são utilizadas como revestimento de peças para promover uma superfície dura e uma boa resistência ao desgaste [15]. Estas ligas contêm elevados níveis de crómio, silício, carbono e boro o que conduz a microestruturas complexas. Tipicamente a fracção de níquel (fase dendrítica) varia entre 40 a 70%, contendo as regiões interdendríticas de silício, carbonetos e por fases com boro. Reduzindo o tamanho e o volume da fracção da fase dendrítica de níquel é de esperar um melhoramento na resistência ao desgaste das ligas de níquel, contudo, aumentando a fracção de silício, carbonetos e da fase com boro pode conduzir a um abaixamento da dureza das ligas [16]. As características microestruturais das ligas de níquel devem ser aperfeiçoadas de modo a fornecer uma boa combinação entre resistência ao desgaste e dureza. Pequenas quantidades de alumínio (0,5 a 4%) e de titânio (1 a 4%) são adicionados para promover endurecimento por precipitação.

As superligas à base de níquel consistem fundamentalmente de três fases: uma matriz de austenite gama, uma fase com os precipitados Ni_3Al e Ni_3Ti chamada gama-linha (γ), e partículas de carbonetos [17]. A fase gama-linha é a responsável pela resistência mecânica a alta temperatura e pela estabilidade destas ligas, enquanto que os carbonetos estabilizam os limites de grão a temperaturas elevadas. A fase gama-linha aumenta a resistência mecânica a alta temperatura das superligas de níquel, porque dificultam o movimento sob tensão de pares de deslocações que se empilham na fase gama linha. Este mecanismo de endurecimento designa-se por endurecimento de fronteiras de antifase.

2.4.1 Fissuração

A fissuração dúctil (ductility dip cracking) é encontrada num significativo número de ligas, nas quais se incluem as ligas de níquel. Do ponto de vista mecânico relativamente pouco é conhecido ou percebido sobre este tipo de fissuração. Estas fissuras formam-se abaixo da temperatura efectiva de solidificação, sendo as fronteiras de grão o local preferencial de ocorrência da fissuração dúctil.

Um número significativo de factores têm influência neste tipo de fissuração, nomeadamente o tipo de liga, porosidades e elementos intersticiais, impurezas e segregação de elementos intersticiais, tamanho de grão, migração das deslocações, precipitação das fronteiras de grão, orientação das fronteiras de grão relativamente às tensões de soldadura aplicadas, e operações de soldadura feitas em multicamada. A presença de hidrogénio e enxofre poderá influenciar a formação de fissuras [18].

A composição química das ligas níquel é um dos principais factores a controlar para obviar a ocorrência de fissuração dúctil. Considerando a natureza dos elementos e o seu efeito na ocorrência de fissuração dúctil nas ligas de níquel, estes podem ser divididos em dois grupos: (1) elementos adicionados intencionalmente *C*, *Nb*, *Ti*, *B*, e (2) porosidades como *S*, *P* e *H* [19].

O carbono tem sido, segundo várias pesquisas, um elemento que tem um efeito significativo na ocorrência de fissuração dúctil. Foi observado por Haddrill and Baker [20] que a ocorrência da rotura das ligas níquel baixa quando a percentagem em peso de carbono cresce de 0,06 para 0,125 %(W). Eles sugerem que a redução da susceptibilidade à fissuração dúctil com o aumento de elementos intersticiais poderá estar relacionada com a morfologia e distribuição de carbonetos intersticiais.

Revestimentos de níquel que contenham *Nb* e *Ti* podem formar *NbC*, $Ni_2(Nb, Ti)$ e constituintes eutéticos durante a solidificação [21]. Estes precipitados e fases eutéticas, podem inibir o movimento das deslocações, contribuindo para a formação de fronteiras de grão susceptíveis. Estas fronteiras de grão podem fornecer um efeito de travamento mecânico ao movimento das deslocações, o que poderá resultar na rotura intergranular.

O enxofre, o oxigénio, o azoto, o alumínio e o fósforo são postulados como sendo os elementos que aceleram o aparecimento de fissuras. Por outro lado o silício e o manganês, podem inibir o aparecimento de fissuras [22].

O hidrogénio tem um efeito negativo na ocorrência de fracturas dúcteis. Nas matrizes austeníticas a ocorrência de fractura dúctil é difícil, devido à baixa difusibilidade do hidrogénio neste tipo de matriz, contudo se este se difundir ao longo dos interstícios e esteja em concentração suficientemente poderá levar à ocorrência de fissuração dúctil. O hidrogénio difunde-se ao longo das regiões da estrutura cristalina onde concentrações de tensões estão presentes. A difusão de hidrogénio ao longo das fronteiras de grão é maximizada a uma determinada temperatura, permitindo assim que o hidrogénio atómico se recombine e forme H_2 , formando poros microscópios ao longo das fronteiras de grão. O resultado da presença de H_2 é a perda de coesão entre fronteiras de grão, levando à ocorrência de fractura intergranular. Outra possibilidade é o facto de a presença de hidrogénio reduzir a coesão dos precipitados intergranulares com a matriz, resultando daí a formação de poros, podendo levar à fractura intergranular [23].

O enxofre e o fósforo são elementos que se segregam nas fronteiras de grão durante a solidificação. Estes elementos induzem a fragilização das fronteiras de grão, através da perda de coesão.

A presença de fronteiras de grão com intersecção em ponto triplo em materiais cristalinos tem diversas influências sobre as propriedades do material, incluindo redução de ductilidade, migração de deslocações, e recristalização. Estas fronteiras são regiões de tensões elevadas, que conduzem à fractura inicial do material. As fissuras resultantes das intersecções das fronteiras de grão em ponto triplo são atribuídas a uma combinação de crescimento do nível de tensões presente e a deslizamentos das fronteiras de grão. É portanto postulado que a fractura dúctil se inicie para níveis de tensão elevados em pontos triplos e que se estendem ao longo das fronteiras de grão, através do deslizamento das fronteiras de grão [24].

2.5 Material Base

Os ferros fundidos são uma família de ligas ferrosas com uma larga gama de propriedades e, tal como o nome indica, têm o objectivo de ser fundidas na forma desejada, em vez de serem trabalhadas no estado sólido. Os ferros fundidos têm, em geral, 2 a 4% de carbono e 1 a 3% de silício. Podem ainda conter outros elementos de liga para controlar ou modificar certas propriedades.

Os ferros fundidos são excelentes ligas de fundição, porque se fundem facilmente, são muito fluidas no estado líquido e não formam filmes superficiais indesejáveis quando vazados. Estas ligas têm extensa gama de resistências mecânicas e de durezas e, na maior parte dos casos, são fáceis de maquinar. Por adição de elementos de liga, pode obter-se excelente resistência ao desgaste, à abrasão e à corrosão. No entanto, os ferros fundidos têm resistência ao impacto e ductilidade relativamente baixas, o que limita a sua utilização em algumas aplicações. A vasta utilização industrial de ferros fundidos deve-se essencialmente ao seu baixo custo, comparando com outros materiais, e à versatilidade das suas propriedades de engenharia [25], [26].

Distinguem-se quatro tipos de ferros fundidos, consoante a distribuição de carbono na microestrutura branco, cinzento, maleável e dúctil. Os ferros fundidos de alta liga são uma quinta categoria de ferros fundidos. No entanto, como as composições dos ferros fundidos se sobrepõem, estes não podem ser distinguidos entre eles por análise da composição química.

Na tabela 2.1 indicam-se as gamas de composição para os quatro ferros fundidos básicos.

Tabela 2.1 – Composição típica dos ferros fundidos não ligados

	%				
	Carbono	Silício	Manganês	Enxofre	Fósforo
Ferro Fundido Cinzento	2,5 - 4,0	1,0 - 3,0	0,25 - 1,0	0,02 - 0,25	0,05 - 1,0
Ferro Fundido Branco	1,8 - 3,6	0,5 - 1,9	0,25 - 0,8	0,06 - 0,2	0,06 - 0,18
Ferro Fundido Maleável	2,0 - 2,6	1,1 - 1,60	0,2 - 1,0	0,04 - 0,18	máx 0,18
Ferro Fundido Nodular	2,0 - 4,0	1,8 - 2,8	0,1 - 1,0	máx 0,03	máx 0,1

Neste trabalho apenas interessa estudar os ferros fundidos cinzentos pois este é o material base dos moldes que serão estudados.

2.5.1 Ferro fundido Cinzento

O ferro fundido cinzento forma-se quando o teor de carbono da liga excede a quantidade que se dissolve na austenite, precipitando sobre a forma de lamelas de grafite. Quando uma peça em ferro fundido cinzento fractura, a superfície de fractura aparece cinzenta devido à grafite exposta. O ferro fundido cinzento é um material importante em engenharia, porque tem baixo custo, bem como propriedades úteis, incluindo maquinabilidade, resistência a escoriações sob condições de lubrificação deficiente e excelente capacidade de amortecimento de vibrações.

Os ferros fundidos cinzentos não ligados contêm normalmente 2,5 a 4% C e 1 a 3% Si, tal como está indicado na tabela 2.1. Como o silício é um elemento estabilizador da grafite, adicionam-se teores elevados de silício aos ferros fundidos para promover a formação de grafite. A velocidade de solidificação é também um factor importante que determina a quantidade de grafite formada. Velocidades de solidificação moderadas e baixas favorecem a formação de grafite. A velocidade de solidificação afecta também o tipo de matriz formada nos ferros fundidos cinzentos. Velocidades de arrefecimento moderadas favorecem a formação de uma matriz perlítica, enquanto que velocidades de arrefecimento baixas favorecem o aparecimento de uma matriz ferrítica. Para se obter uma matriz totalmente ferrítica num ferro fundido cinzento não ligado, o ferro fundido é geralmente recozido para permitir que o carbono que permaneceu na matriz se deposite nas lamelas de grafite, deixando a matriz completamente ferrítica. Pode-se portanto afirmar que em termos morfológicos os principais factores que influenciam a estrutura do ferro fundido são: composição química, taxa de arrefecimento e tratamento térmico [27]. A variação da quantidade de elementos na

composição química do ferro fundido cinzento tem influência directa na morfologia da grafite. As típicas formas da grafite são mostradas na figura 2.3.

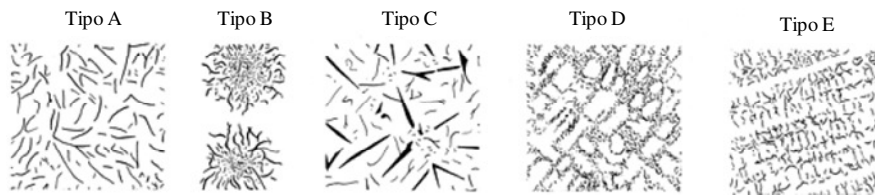


Figura 2.3 – Tipos de grafite que podem apresentar os ferros fundidos cinzentos

Para a maioria das aplicações é preferível a grafite lamelar tipo A, pois esta possui elevada resistência ao desgaste comparado com os outros tipos. A grafite lamelar tipo B é bastante característica de um rápido arrefecimento, por vezes pode também resultar da má inoculação. A grafite lamelar tipo C é formada durante a reacção hipereutectoide. Os grandes flocos de grafite reforçam a resistência ao choque térmico, aumentando e diminuindo respectivamente a condutividade térmica e o módulo de elasticidade. Por outro lado estes flocos de grafite não permitem bom acabamento superficial, nem boa resistência ao impacto. A grafite lamelar tipo D promove um fino acabamento superficial quando maquinado, contudo é difícil de obter uma matriz perlítica com este tipo de grafite, sendo portanto comum encontrar uma matriz ferrítica. A grafite lamelar tipo E possui uma forma interdendrítica, em que a sua orientação está bem definida, não sendo aleatória [28].

Capítulo 3. Caracterização dos provetes

Neste capítulo faz-se a caracterização de todos os provetes estudados. Apresenta-se a composição química do material utilizado no fabrico dos moldes. É descrita a forma como o revestimento é efectuado. Explica-se como é que os provetes são obtidos, indicando-se a nomenclatura utilizada na sua identificação.

O material de base utilizado pela empresa **Intermolde** no fabrico dos moldes é o ferro fundido cinzento. A sua composição química é apresentada na tabela 3.1.

Tabela 3.1– Composição química do ferro fundido cinzento %(W) (percentagem em peso)

% (W)										
C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Ti	Fe
3,60	0,60	2,00	<0,20	<0,04	<0,20	<0,50	0,50	0,10	0,20	93,00

Este é o intervalo de composição química que o fornecedor de moldes em bruto da **Intermolde** garante.

Os moldes em bruto chegam à empresa com forma aproximada ao molde final pretendido. Estes passam por uma primeira operação de maquinagem para aproximação do molde a medidas finais pretendidas e para retirar óxidos e sujidade que estes possam possuir.

A figura 3.1 ilustra um molde de ferro fundido em bruto. As setas a vermelho indicam as arestas que posteriormente serão revestidas.

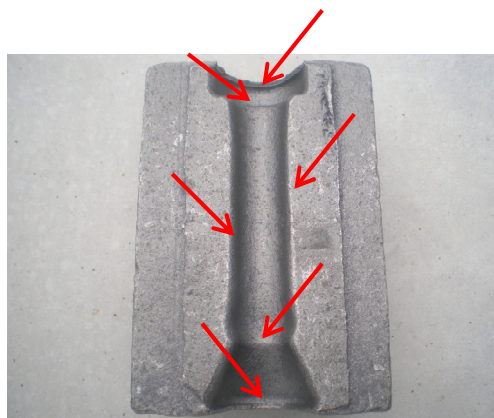


Figura 3.1 - Molde de ferro fundido em bruto

Os moldes a revestir são preparados para o revestimento numa fresadora CNC ou torno CNC. Nesta operação são realizados rasgos, que posteriormente serão preenchidos pelo material de revestimento. O material utilizado pela empresa **Intermolde** no revestimento das

arestas dos moldes é uma liga de níquel com a designação comercial colmonoy 215. A sua composição química nominal está apresentada na tabela 3.2.

Tabela 3.2– Composição química do colmonoy 215

Colmonoy	C	Cr	Si	B	Fe	Al	F	Co	Ni
215	0,14	2,45	2,56	0,86	1,08	1,30	0,01	0,08	91,52

Este material é depositado pelo processo manual de chama oxiacetilénica ou pelo processo robotizado com plasma. No caso de o material ser depositado pelo processo manual de chama oxiacetilénica o molde sofre um pré aquecimento em forno a uma temperatura de 550^o durante uma hora, caso a revestimento seja efectuado por soldadura plasma o molde sofre um pré aquecimento numa máquina de indução Heat 24 a uma temperatura 380 – 400^oC, durante quatro minutos. Os equipamentos de projecção plasma, pré aquecimento por indução e projecção de chama oxiacetilénica estão ilustrados respectivamente nas figuras 3.2, 3.3 e 3.4.



Figura 3.2 - Máquina Commersald PTA



Figura 3.3 - Máquina de pré-aquecimento por indução HEAT 24



Figura 3.4 - Equipamento de projecção de chama oxiacetilénica

No presente trabalho são analisadas amostras de moldes fissurados e moldes novos, soldados pelos processos já referidos anteriormente. As condições de execução da soldadura das arestas dos moldes e o número de gotas que os moldes utilizados produziram estão apresentados na tabela 3.3.

Tabela 3.3 – Condições de execução do revestimento

	Moldes fissurados	Moldes novos
Soldadura plasma	Amperagem – 125 A Velocidade de soldadura – 2,5 mm/s Quantidade de pó – 20rpm Espessura – 3 a 4 mm Pré aquecimento – indução 380 – 400 ^o C, durante 4 min Fabrico de - 1000000 gotas	Amperagem – 128 A Velocidade de soldadura – 2mm/s Quantidade de pó – 20 rpm Espessura – 3 a 4 mm Pré aquecimento – indução 380 – 400 ^o C, durante 4 min
Soldadura oxiacetilénica	Gás: Acetileno, Oxigénio Espessura: 3 – 4 mm Pré aquecimento - em forno a 550 ^o C, durante 1 hora Fabrico de - 500000 gotas	Gás: Acetileno, Oxigénio Espessura: 3 – 4 mm Pré aquecimento - em forno a 550 ^o C, durante 1 hora

3.1 Extracção dos provetes

Os moldes foram cortados de forma a se obter pequenas amostras para posterior análise. Uma vez que as fissuras nos moldes aparecem na zona do material de adição e na zona afectada pelo calor, propagando-se mesmo para o material base as amostras foram retiradas de forma a incluir o metal depositado, a zona afectada pelo calor e também o material base. Foram retirados provetes do material base de moldes pré aquecidos em forno e por indução, de moldes pré aquecidos e revestidos pelo processo plasma e chama oxiacetilénica e de moldes produzidos pelas técnicas referidas, em final de vida, após utilização na produção de garrafas.

3.2 Sistema de identificação

Os provetes de moldes pré aquecidos e revestidos pelas duas técnicas já referidas anteriormente foram identificados através da seguinte nomenclatura: SXMY, em que S e M representam palavras com significado constantes e respectivamente soldadura e molde. A letra X diz respeito ao tipo de soldadura utilizado na deposição do material de adição, plasma “P” ou manual “M”, a letra Y diz-nos se o molde é utilizado “U”, ou novo “N”. O pré aquecimento dos moldes soldados a plasma é feito por indução. Se forem soldados a chama

oxiacetilénica o pré aquecimento é efectuado em forno. Assim com esta nomenclatura temos as seguintes amostras:

SPMN - Soldadura plasma molde novo

SPMU - Soldadura plasma molde utilizado

SMMN - Soldadura manual molde novo

SMMU - Soldadura manual molde utilizado

Os provetes de material base de moldes pré aquecidos em forno e por indução foram identificados através da seguinte nomenclatura: APZ, em que A e P representam palavras com significado constante e respectivamente amostra e pré aquecimento. A letra Z diz-nos o tipo de pré aquecimento a que os moldes foram sujeitos, forno “F” e indução “I”. Com esta nomenclatura temos as seguintes amostras:

APF - Amostra pré aquecida em forno

API - Amostra pré aquecida por indução

ASP - Amostra sem pré aquecimento

O procedimento laboratorial e os equipamentos de preparação das amostras encontram-se descritos em anexo.

Na secção seguinte faz-se uma análise detalhada às amostras de moldes fissurados e moldes novos, soldados com as técnicas de projecção plasma e projecção oxiacetilénica.

Capítulo 4. Análise e Discussão de Resultados

4.1 Moldes fissurados

Neste ponto faz-se o estudo de amostras retiradas de moldes revestidos com cada uma das técnicas em análise (projecção oxiacetilénica e projecção plasma). Estes moldes estiveram em serviço nas linhas de produção de garrafas de uma empresa do sector, tendo sido retirados de serviço após a detecção de falhas graves.

4.1.1 Análise Morfológica

Esta análise permite identificar a existência de falhas visíveis a olho nu nas amostras em estudo. As figuras 4.1 e 4.2 ilustram as fendas em moldes usados revestidos respectivamente pelos métodos de projecção plasma e projecção oxiacetilénica. Na amostra fissurada soldada a plasma “SPMU” verifica-se a presença de uma fenda que atravessa todo o material depositado e se propaga pelo material base. No material base, a fenda apenas se propaga alguns centímetros, não afectando a totalidade da amostra. Verifica-se nesta amostra que a fenda está presente mesmo ao meio desta, e conseqüentemente ao meio do molde. Na amostra soldada a chama oxiacetilénica “SMMU”, veja-se figura 4.2, observa-se uma fissura que atravessa todo o material depositado e se propaga alguns centímetros para o material de base. Contudo, nesta amostra, observam-se ainda alguns poros e também uma clara falta de material na interface de junção dos dois materiais ferro fundido e material de adição. Aqui a fenda aparece um pouco deslocada para a direita do centro da amostra e conseqüentemente do molde.

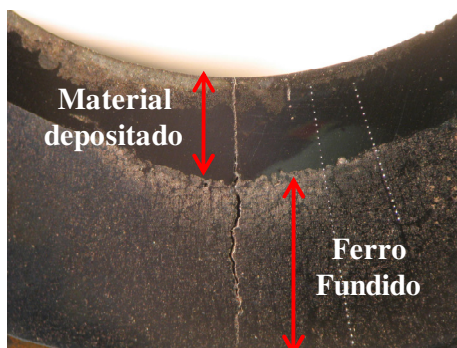


Figura 4.1 – Macrografia da amostra SPMU

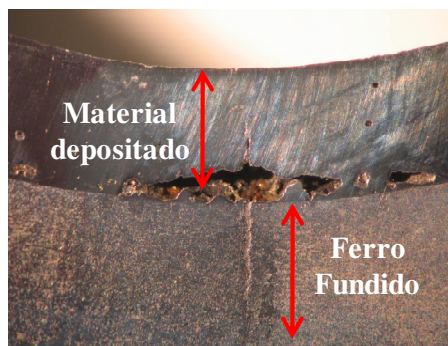


Figura 4.2 - Macrografia da amostra SMMU

Fez-se ainda um ensaio de líquidos penetrantes para confirmar as afirmações acima descritas, veja-se figura 4.3 e 4.4.

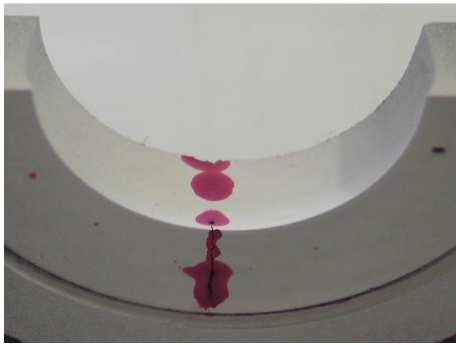


Figura 4.3 – Ensaio de líquidos penetrantes na amostra SPMU

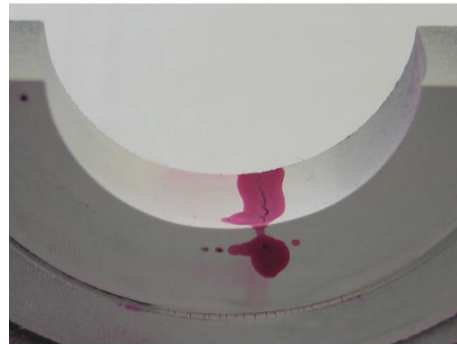


Figura 4.4 – Ensaio de líquidos penetrantes na amostra SMMU

4.1.2 Análise micrográfica

As figuras 4.5 e 4.6 ilustram a microestrutura do metal depositado em amostras fissuradas, produzidas respectivamente pelos processos plasma e chama oxiacetilénica, na zona fissurada dos moldes.

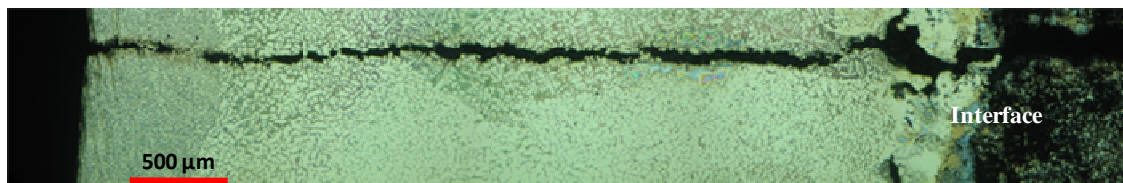


Figura 4.5 - Montagem da microestrutura do material de adição SPMU 100X



Figura 4.6 - Montagem da microestrutura do material de adição SMMU 100X

Analisando a microestrutura do material depositado da amostra soldada por plasma depois de fissurar, veja-se figura 4.5, é bem visível que a microestrutura do material de adição na superfície do revestimento junto à fenda é um grão muito fino e equiaxial, passando em determinado sítio a um grão mais grosseiro. Esta variação estrutural localizada sugere que o molde terá sido reparado após uma primeira fissuração. A reparação é normalmente feita por

soldadura oxiacetilénica e o material de adição pode não ter exactamente a composição química utilizada originalmente. Junto à fissura aparecem zonas em que o grão tem uma forma dendrítica.

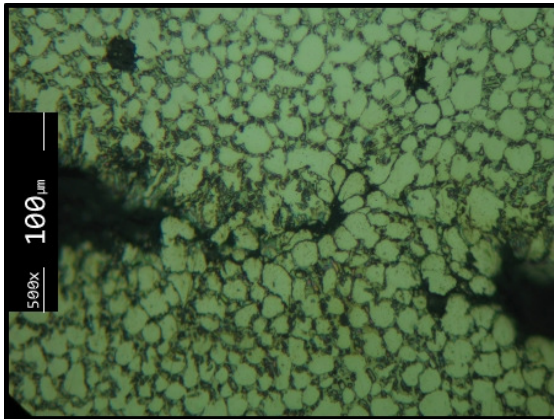


Figura 4.7 – Microestrutura SPMU na superfície do revestimento

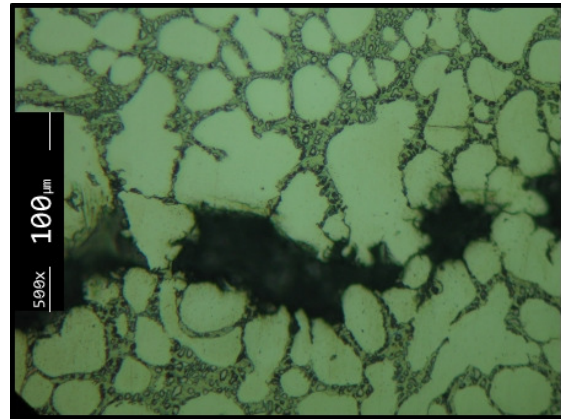


Figura 4.8 – Microestrutura SPMU na parte central do revestimento

Nas figuras 4.7 e 4.8 mostram-se pormenorizadamente as microestruturas do revestimento na superfície (zona reparada) e numa parte mais central do revestimento. É bem visível em ambos a presença de pequenos precipitados entre as fronteiras de grão, bem como uma fase cinzenta entre os grãos da fase branca. O tamanho de grão na superfície é aproximadamente $15,6 \mu\text{m}$, enquanto que na parte mais central é de $33,5 \mu\text{m}$. A fissura presente é intergranular, uma vez que ocorre ao longo da fase cinzenta, ou seja ao longo das fronteiras de grão. Os pequenos precipitados ao longo da fronteira de grão poderão contribuir para a fissuração. Na interface entre o material depositado e o material base é visível uma clara mistura entre estes dois materiais, veja-se a figura 4.5, do lado direito

Na figura 4.6 pode ser observada a microestrutura do material de adição da amostra soldada por soldadura oxiacetilénica, depois de ocorrer fissuração do molde devido ao ciclo de produção de garrafas. A fissura presente é uma fissura do tipo intergranular, uma vez que se propaga ao longo das fronteiras de grão. Existe nesta amostra uma clara separação entre o material base e material de adição, sendo visível também uma clara falta de material na interface. Observando a amostra ao microscópio verifica-se que ao longo da interface estão presentes pequenas microfissuras, o que leva a afirmar que houve uma má adesão do material depositado ao material base, levando à rotura do componente. Na figura 4.9 mostra-se em pormenor a microestrutura da amostra em questão.

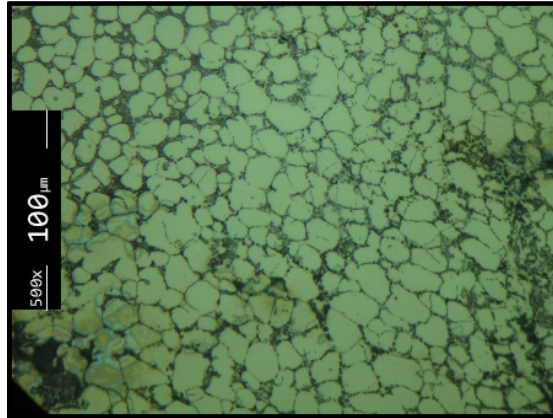


Figura 4.9 - Microestrutura do material depositado da amostra SMMU

A amostra SMMU possui um grão irregular “fase branca”; os precipitados presentes têm um tamanho pequeno e estão distribuídos uniformemente ao longo da fronteira de grão. Nas fronteiras de grão existe uma fase cinzenta tal como verificado na amostra SPMU. O tamanho de grão médio da amostra SMMU é $15,6 \mu m$ sendo mais pequeno que na amostra SPMU. A espessura da camada depositada é aproximadamente igual nas duas amostras.

Na figura 4.10 e 4.12 ilustra-se a morfologia do ferro fundido respeitante respectivamente à SPMU e SMMU onde as amostras estão apenas polidas. Posteriormente foram atacadas quimicamente com nital a 4%, de forma a realçar a sua microestrutura “Figura 4.11 e 4.13”.

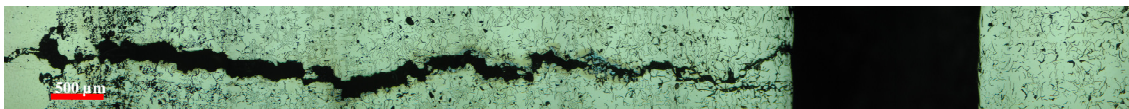


Figura 4.10 - Microestrutura do ferro fundido da amostra SPMU 100X (só polido)



Figura 4.11 - Microestrutura do ataque ao ferro fundido da amostra SPMU 100X (ataque com nital a 4%)

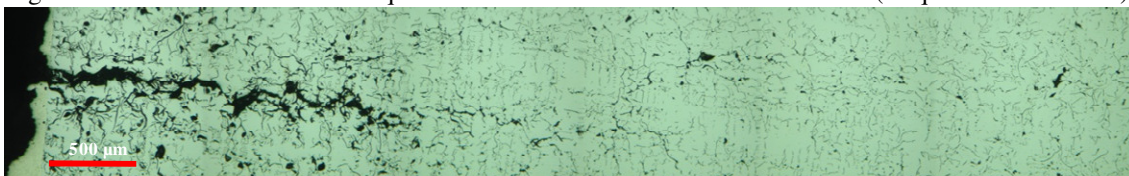


Figura 4.12 - Microestrutura do ferro fundido da amostra SMMU 100X (só polido)

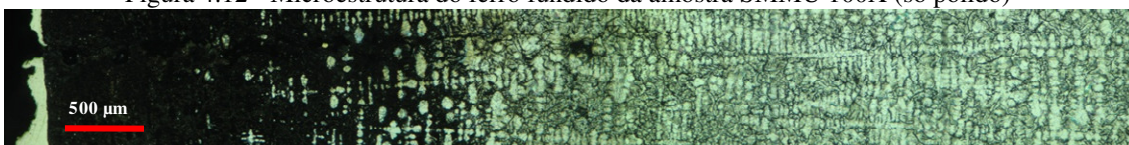


Figura 4.13 - Microestrutura do ataque ao ferro fundido da amostra SMMU 100X (ataque com nital a 4%)

Em ambas as amostras verifica-se que a microestrutura do ferro fundido não é constante no molde variando à medida que se afasta do revestimento. A contrastação química do ferro fundido permite identificar com grande rigor a zona afectada termicamente de ambas as amostras. A ZTA é representada pela zona mais escura nas figuras 4.11 e 4.13. Analisando a figura 4.11 e a figura 4.13 observa-se que a zona termicamente afectada da amostra SPMU é bastante maior que a da amostra SMMU. Estas distâncias foram medidas, sendo a zona termicamente afectada pelo calor visível para a amostra SPMU e SMMU respectivamente 5,0 mm e 3,0 mm. A amostra SPMU possui uma zona escura do lado direito conforme mostrado nas figuras 4.10 e 4.11; esta zona corresponde a uma reentrância no molde. É visível ainda que a microestrutura do ferro fundido junto à interface é diferente da do material base em ambas as amostras. Nas figuras 4.14 a 4.17 evidenciam-se essas diferenças.

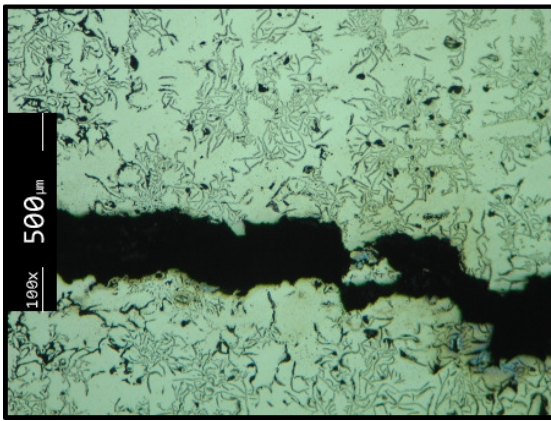


Figura 4.14 - Microestrutura da zona termicamente afectada SPMU

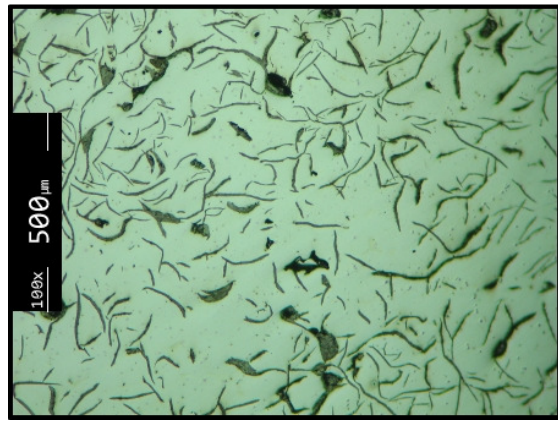


Figura 4.15 - Microestrutura do material de base SPMU

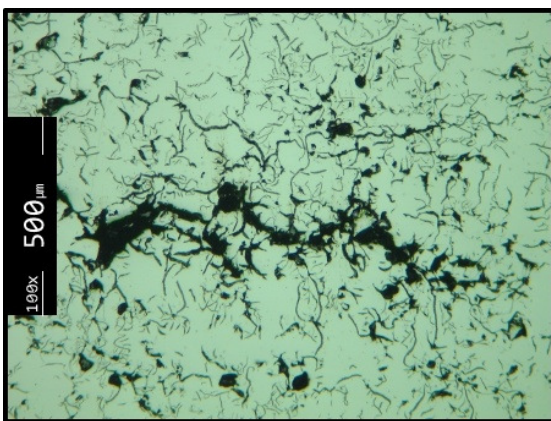


Figura 4.16 - Microestrutura da zona termicamente afectada SMMU

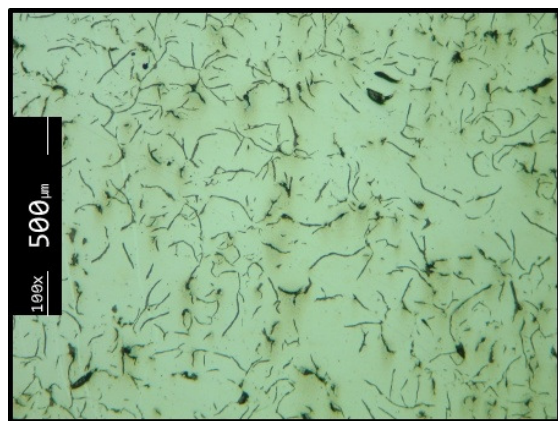


Figura 4.17 - Microestrutura do material de base SMMU

Na amostra SPMU observa-se que as lamelas de grafite na zona termicamente afectada são mais finas que as do material base, possuindo uma forma de flor rosada “típica de grafite tipo B”. As lamelas de grafite da zona termicamente afectada pelo calor da amostra SMMU

são idênticas às observadas no material base. Fazendo uma comparação entre as duas amostras em estudo, observa-se que na zona termicamente afectada as lamelas de grafite na amostra SPMU são mais finas, o que poderá ser indício de difusão do carbono das lamelas de grafite para a matriz vizinha. No material base as lamelas de grafite da amostra SPMU são mais grosseiras que as da amostra SMMU. Como se verá mais à frente este comportamento está relacionado com o aquecimento prévio induzido nos moldes antes de revestir.

4.1.3 Microdureza

A figura 4.18 ilustra a distribuição de dureza das amostras SPMU e SMMU. Estas durezas foram medidas desde a superfície do material de adição, passando pela interface níquel - ferro fundido, abrangendo toda a zona termicamente afectada e terminando no material de base. A separação entre o material base e material de adição é feita neste gráfico pelo eixo vertical.

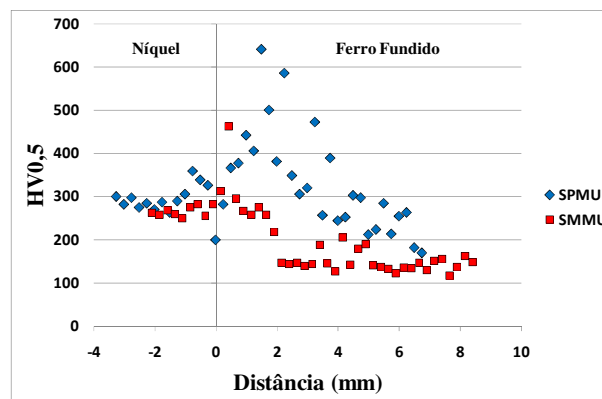


Figura 4.18 – Distribuição de dureza ao longo das amostras SPMU e SMMU

Da análise da distribuição de durezas da amostra SPMU, fazendo uma análise da esquerda para a direita na figura 4.18, observa-se que a dureza no material de adição se mantém aproximadamente constante junto à superfície, havendo um aumento da dureza junto à interface. O valor médio de dureza para o material depositado é cerca de 292 $HV_{0,5}$. Na zona termicamente afectada a dureza no ferro fundido sobe até um valor máximo de 650 $HV_{0,5}$, estando este valor situado a 1,6 mm da interface. Atingido este valor observa-se uma diminuição gradual de dureza, até estabilizar para um valor de 254 $HV_{0,5}$, que corresponde à dureza do material base não alterado termicamente.

Observando a distribuição de dureza ao longo da amostra SMMU, veja-se figura 4.18, verifica-se que na zona do material de adição esta é aproximadamente constante ao longo de toda a largura, tendo um valor médio de 266 $HV_{0,5}$. A partir da zona de interface a dureza vai

aumentar, atingindo um máximo de dureza de 463 *HV*_{0,5} para uma distância a contar da interface de 0,5 *mm* (este valor de dureza "463 *HV*_{0,5}" foi confirmado, realizando várias medições nesta zona). A partir deste valor a dureza vai diminuir até estabilizar. A dureza média para o material de base é de 152 *HV*_{0,5}.

Fazendo uma comparação entre as durezas das duas amostras em questão, observa-se que a amostra SPMU, no material de adição, é um pouco mais dura que a amostra SMMU; na zona termicamente afectada e na zona do material base a dureza é também mais elevada para a amostra SPMU, verificando-se na zona termicamente afectada um aumento muito elevado de dureza. As diferenças de dureza observadas no metal depositado podem talvez ser atribuídas a diferenças de composição química motivadas seja por diferença de perda de elementos durante a transferência metálica seja a diferentes diluições originadas pelos dois processos. A aparente maior diluição do processo plasma pode talvez justificar o aumento de dureza observado do lado do níquel, junto à interface. O aumento de dureza na zona termicamente afectada pelo calor pode ser devido à formação de estruturas martensíticas, devido a eventual diluição de carbono na matriz do ferro fundido, ou à precipitação de carbonetos complexos e finos, durante a utilização dos moldes, ou logo na fase de revestimento. Nos pontos seguintes faz-se a análise qualitativa e quantitativa das amostras de modo a identificar as causas das diferenças observadas.

4.1.4 Mapas de distribuição elementar

Seguidamente apresentam-se os mapas de distribuição elementar, vejam-se as figuras 4.19 e 4.20, de alguns elementos químicos das amostras SPMU e SMMU na zona de interface revestimento - material base. Os mapas de distribuição elementar são realizados num quadrado com aproximadamente 100 μm de lado. O objectivo desta análise é a verificação da ocorrência ou não de fenómenos de difusão de diversos elementos de liga na interface entre o material depositado e o material base. Os elementos estudados foram o *Ni*, *Cr*, *Fe* e *C* por serem os mais abundantes de um ou outro lado da interface. A linha de separação entre o revestimento e o material base está marcada na primeira imagem das figuras 4.19 e 4.20.

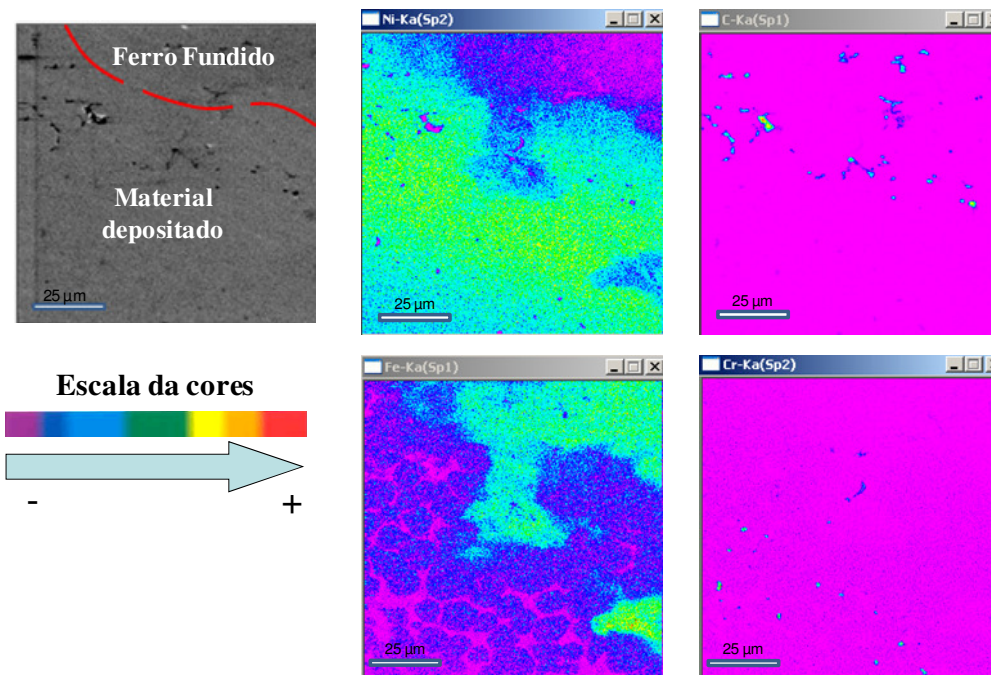


Figura 4.19- Mapas de distribuição elementar da amostra SPMU

Na figura 4.19 estão ilustrados os mapas de distribuição elementar dos elementos níquel, carbono, ferro e crómio da amostra SPMU. Em todas as imagens o revestimento é representado no canto inferior esquerdo e o ferro fundido no canto superior direito, conforme se esquematiza na primeira imagem da figura 4.19. Esta figura mostra uma fotografia por microscopia electrónica de varrimento da área em análise. Na mesma figura está indicada a escala de cores, onde a menor concentração do elemento analisado é indicada a roxo e a maior a vermelho.

Na amostra SPMU observa-se que o elemento níquel está presente em grande quantidade na parte do material depositado, havendo uma pequena difusão deste na zona de interface. O mesmo acontece com o elemento carbono mas agora do lado do ferro fundido; este está presente nas lamelas de grafite havendo apenas uma pequena difusão na zona de interface. Analisando agora o mapa de distribuição de ferro verifica-se que este elemento está presente em maior quantidade na zona do material base, contudo o revestimento também possui uma fracção deste elemento, aparecendo nesta zona concentrado em grânulos que correspondem aos grãos “fase branca” observados na microestrutura da amostra SPMU. O crómio está em maior quantidade no material de adição. Pode-se concluir desta análise que o revestimento é formado por grãos com grande quantidade de níquel e algum ferro, contendo também crómio. Este poderá ainda conter elementos que vieram por difusão do lado do ferro fundido. O ferro fundido é constituído por lamelas de grafite e uma matriz ferrítica. Do lado do ferro fundido observa-se a presença de uma pequena percentagem de crómio, que pode

resultar da difusão a partir do revestimento ou ser originário do ferro fundido. Esta análise quantitativa não permite fazer essa distinção.

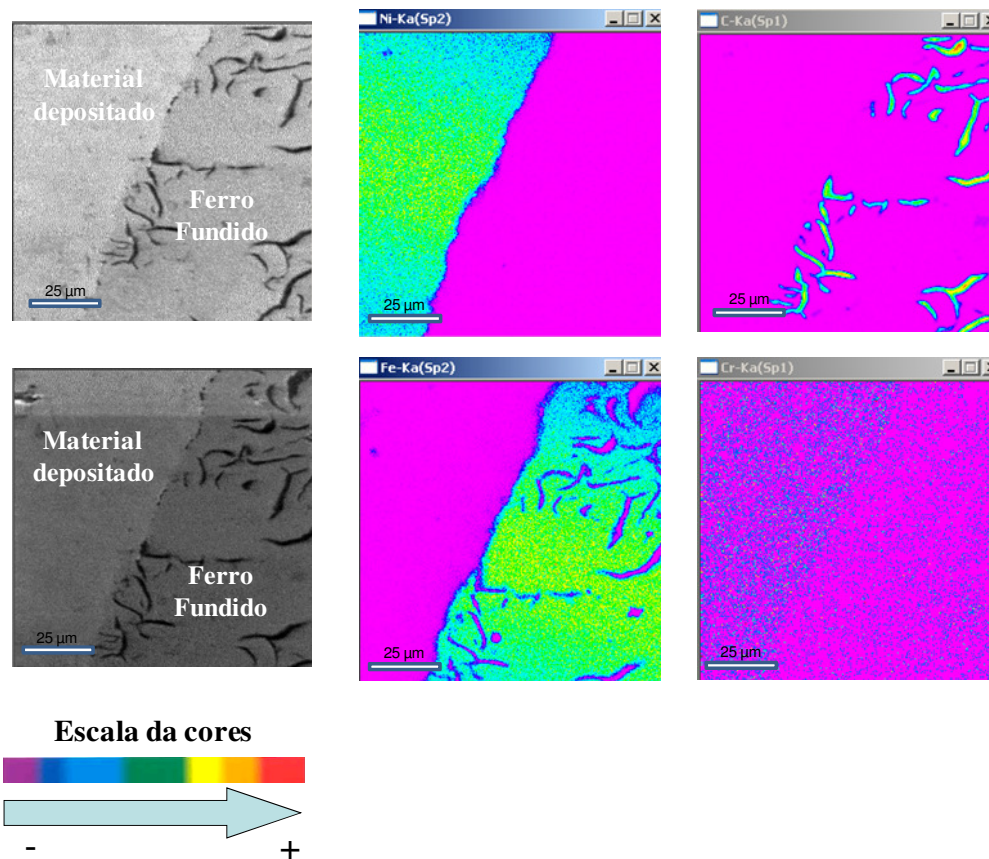


Figura 4.20 - Mapas de distribuição elementar da amostra SMMU

Na amostra SMMU o níquel está presente em grande quantidade e distribuído uniformemente na zona respeitante ao material de adição, não havendo difusão deste elemento para o material base. O mapa de distribuição elementar de carbono mostra que este elemento apenas está presente nas lamelas não havendo uma difusão deste elemento para o material de adição. No mapa de distribuição elementar do ferro observa-se que este elemento está distribuído uniformemente ao longo do material de base, não havendo difusão deste elemento para o material de adição. No entanto o material de adição contém uma pequena quantidade de ferro, que corresponde à percentagem presente na composição química do pó de adição. Analisando o mapa de distribuição elementar de crómio observa-se que este elemento está presente em maior quantidade do lado do material de adição. Poder-se-á então afirmar que o material de adição é constituído por uma grande quantidade de níquel contendo crómio.

Comparando a amostra SPMU com a SMMU são observadas algumas diferenças nos elementos analisados. A grande diferença encontrada entre as duas amostras é no mapa de distribuição do ferro; na amostra SPMU este elemento está presente do lado do material de

adição, o mesmo não se verificando na amostra SMMU, em que as contagens deste elemento são baixas. Uma outra diferença diz respeito à presença de uma maior quantidade de crómio tanto do lado do material de adição como no material base na amostra SMMU. Observa-se ainda que na amostra SPMU há uma pequena diluição dos elementos níquel e carbono na interface, não se verificando o mesmo na amostra SMMU.

4.1.5 Análise quantitativa

Os mapas de distribuição elementar não permitem verificar a composição química em pontos afastados da interface, pelo que se decidiu fazer a análise quantitativa do revestimento em pontos afastados da interface.

Realizou-se em cada uma das amostras uma análise quantitativa aos seguintes elementos: *Fe, Ni, Cr, Si e Al*, de forma a perceber quais as fases e precipitados presentes no revestimento. Estes são os elementos presentes em maior percentagem na liga do revestimento.

Na amostra SPMU foi realizada a análise quantitativa à fase branca, grãos, e à fase cinzenta “matriz”, em três zonas; a primeira análise foi realizada numa zona próxima da superfície, a segunda numa zona intermédia e a terceira numa zona próxima da interface, conforme figura 4.21. Contudo, na zona superficial apenas foi efectuada a contagem relativa à fase branca, uma vez que a fase cinzenta tem uma dimensão muito pequena “veja-se figura 4.5”. De facto a microsonda, ao medir as contagens dos elementos na fase cinzenta iria apanhar a zona da fase branca, não dando a contagem certa dos elementos.

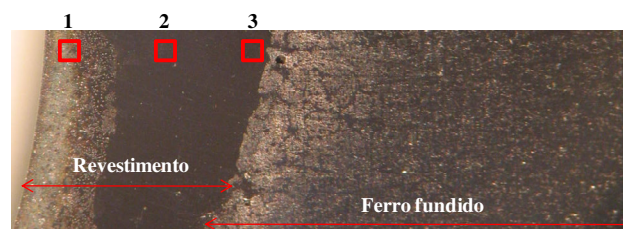


Figura 4.21 - Zonas onde foram efectuadas as análises quantitativas. 1 - Zona superficial, 2 - Zona intermédia, 3 - Zona próxima da interface

Na amostra SMMU, tal como na amostra SPMU, foi realizada uma análise quantitativa nas três zonas já identificadas anteriormente, para os elementos já descritos; nesta amostra fez-se ainda uma análise a precipitados e à zona de interface do lado do ferro fundido. Relativamente aos precipitados só foram analisados em algumas zonas, pois como são muito pequenos a microsonda pode efectuar uma contagem de elementos incorrecta, devido ao facto

de apanhar o material envolvente do precipitado. Na tabela 4.1 mostram-se os resultados obtidos nestas amostras.

Tabela 4.1 - Análise quantitativa nas amostras SPMU e SMMU

	Zona	Elementos Fases	Composição química % (W)				
			Al	Si	Cr	Fe	Ni
SPMU	Superficial	Branca	0,02	2,48	3,72	0,50	93,47
		Cinzenta	0,03	2,33	3,67	2,86	90,88
	Intermédia	Branca	0,02	1,22	1,24	1,11	88,15
		Cinzenta	0,01	2,21	2,94	11,71	82,96
Interface	Branca	0,04	0,57	2,84	14,17	70,77	
	Cinzenta	0,00	2,79	0,29	0,05	94,11	
SMMU	Superficial	Branca	0,01	2,55	0,25	0,11	93,52
		Precipitado	0,00	2,93	0,34	0,11	93,34
		Cinzenta	0,02	1,89	0,40	0,08	88,66
	Intermédia	Branca	0,02	2,58	0,59	0,15	93,80
		Cinzenta	0,02	2,57	0,56	0,57	92,93
	Interface	Branca	0,01	0,85	0,20	1,46	84,25
		Cinzenta	0,03	2,22	0,02	83,72	0,10
		Ferro fundido					

Analisando as contagens dos diferentes elementos na amostra SPMU verifica-se que o elemento que está presente em maior quantidade é o níquel, em ambas as fases. Na fase branca e cinzenta as contagens deste elemento, à medida que se migra da zona superficial para a zona de interface, vão baixando. Na zona superficial esta contagem aparece com um valor um pouco superior, pois como visto anteriormente nesta zona o grão é mais fino comparado com o resto do revestimento, o que se deveu a uma reparação. A possível explicação para esta diferença de valor deve-se ao facto de os clientes da empresa *Intermolde* utilizarem na reparação um revestimento com composição química diferente do da empresa, ou ser depositado por outro processo. Na amostra SMMU as contagens de níquel são também elevadas, tanto para a fase branca como para a fase cinzenta, verificando-se uma diminuição dos seus valores à medida que se migra da zona superficial para a zona de interface. Relativamente às contagens deste elemento pouco há a dizer comparando com a amostra SPMU. A diferença que se observa é que as contagens deste elemento na zona de interface são mais baixas para a amostra SPMU.

Relativamente ao alumínio as suas contagens na amostra SPMU e SMMU têm um valor idêntico ao longo de todo o revestimento para as duas fases.

Nas contagens do elemento *Si*, verifica-se um abaixamento nas suas contagens à medida que se migra da superfície para a interface em ambas as fases, para as duas amostras em questão. Observa-se no entanto que a fase cinzenta é mais pobre em silício que a fase branca.

Analisando agora as contagens de crómio na amostra SPMU verifica-se que para a fase branca, à medida que se migra da superfície para a interface, as suas contagens vão baixando, verificando-se o acontecimento contrário na fase cinzenta. Na amostra SMMU as contagens deste elemento são idênticas para a fase branca e cinzenta. A grande diferença encontrada entre as duas amostras é que as contagens deste elemento na amostra SPMU são superiores à da amostra SMMU.

Nas contagens do elemento *Fe*, verifica-se para ambas as amostras que quando se migra da superfície para a zona intermédia as suas contagens aumentam, tanto para a fase branca como para fase cinzenta. A diferença encontrada entre as duas amostras é nas contagens deste elemento na zona de interface, são superiores para a amostra SPMU.

A análise na zona de interface do lado do ferro fundido serve para confirmar que o elemento que está presente em maior quantidade é o ferro, havendo também elementos como *Al, Cr, Si, e Ni*, entre outros que fazem parte da composição química do ferro fundido.

O único precipitado analisado foi um correspondente à zona superficial da amostra SMMU devido às razões já explicadas anteriormente. Os elementos que estão presentes em maior quantidade são o níquel o silício, tendo no entanto crómio, ferro, alumínio. Com as contagens destes elementos não se consegue identificar os precipitados presentes na amostra. De acordo com a literatura os precipitados poderão ser: $M_{23}C_6$, M_7C_3 , $Ti(C, N)$, AlN , Al_2O_3 , onde *M* representa elementos como o *Fe, Ni, Cr*, [16, 18, 19, 23, 24].

Fazendo uma comparação do teor dos diversos elementos com a composição química do pó de adição; veja-se tabela 3.2; verificam-se algumas diferenças. O teor de alumínio na amostra SPMU é baixo quando comparado com o do pó de adição, verificando-se o mesmo para a amostra SMMU. Relativamente ao teor de silício este aparece na amostra SPMU e SMMU com valores idênticos aos verificados na composição química do pó. O teor de crómio aparece na amostra SPMU idêntico à composição química do pó de adição; já na amostra SMMU o teor deste elemento é bastante mais baixo. O teor de ferro na amostra SPMU aumenta à medida que se migra da zona superficial para a zona de interface, verificando-se que o teor deste elemento na zona intermédia e na zona de interface é elevado quando comparado com a composição química do pó. Na amostra SMMU as contagens deste elemento são bastante baixas. Possíveis factores que poderão explicar estas diferenças encontradas no teor dos diversos elementos podem ser enumerados: perda de elementos por oxidação durante o serviço dos moldes, difusão de elementos pela interface, diluição provocada pelos processos de soldadura e perda de elementos quando efectuado o depósito do material. Para se afirmar quais os fenómenos que poderão estar na origem da diferença destes

valores, é necessário efectuar uma análise detalhada de moldes produzidos pelas duas técnicas, mas antes de serem utilizados.

4.2 Moldes novos

4.2.1 Análise Morfológica

A inspecção visual aos moldes novos produzidos pelas duas técnicas, SPMN e SMMN, revelou que estes estão isentos de fissuras superficiais. Foi realizado ainda um ensaio de líquidos penetrantes aos moldes para confirmar a afirmação acima descrita; tal ensaio mostrou que os moldes novos não apresentavam qualquer fenda superficial.

4.2.2 Análise micrográfica

A análise micrográfica foi realizada sobre provetes retirados dos dois moldes. As figuras 4.22 e 4.23 ilustram a microestrutura do metal depositado em amostras novas, produzidas respectivamente pelos processos plasma e chama oxiacetilénica.

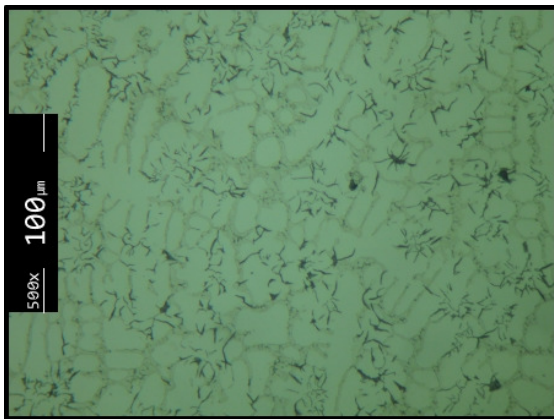


Figura 4.22 - Microestrutura do metal depositado da amostra SPMN

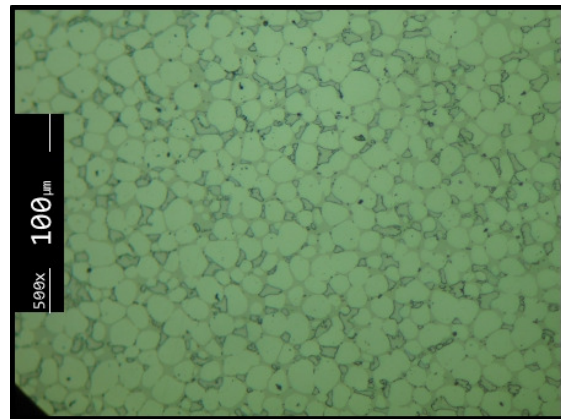


Figura 4.23– Microestrutura do material depositado da amostra SMMN

A análise comparativa das figuras 4.22 e 4.23 evidencia a diferença observada nas microestruturas da liga depositado pelos dois processos. Observa-se que na soldadura plasma a estrutura é dendrítica, possuindo uma fase eutética cinzenta entre grãos. Os grãos da “fase branca” parecem ter uma orientação preferencial. São visíveis também precipitados escuros ao longo de toda a microestrutura e pequenos precipitados escuros nas fronteiras de grão. Analisando agora a figura respeitante à microestrutura da soldadura oxiacetilénica observa-se que esta possui um grão bem definido “fase branca”, distribuído uniformemente ao longo de toda a matriz. Estes grãos estão separados por uma fase eutética cinzenta como no caso do revestimento obtido por plasma. Esta microestrutura possui ainda nas fronteiras de grão

precipitados, uma fase grosseira branca e pequenos precipitados escuros. A existência de precipitados na fronteira de grão, conforme já referido, pode contribuir para a fissuração intergranular. O tamanho médio de grão da fase branca da amostra SMMN é $11,7 \mu\text{m}$. A diferença de microestrutura obtida por soldadura plasma e soldadura oxiacetilénica poderá dever-se ao facto de o processo plasma possuir uma potência térmica muito elevada levando à fusão total do material de adição “pó” e à formação de um banho de fusão, obtendo-se assim uma estrutura dendrítica. No caso da soldadura oxiacetilénica o processo tem uma potência térmica mais baixa o que poderá provocar a formação de grãos menores, devido ao menor tempo disponível para crescerem.

A interface entre o material depositado e o material de base de cada tipo de soldadura está ilustrada nas figuras 4.24 e 4.25, respectivamente para uma soldadura plasma e uma soldadura oxiacetilénica.

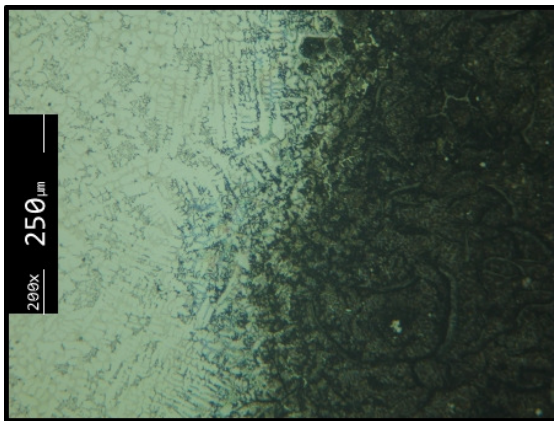


Figura 4.24 – Interface material depositado – material base SPMN

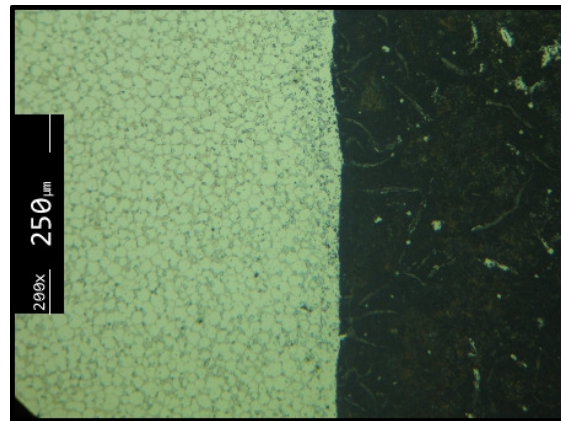


Figura 4.25 - Interface material depositado – material base SMMN

Na soldadura efectuada pelo processo plasma observa-se que na zona de interface entre o níquel e o material base não há uma separação linear entre os dois materiais, devido a significativa diluição do ferro fundido. Contrariamente, o revestimento efectuada por soldadura oxiacetilénica apresenta interface perfeitamente linear, sugerindo fraca diluição do material base. O facto de o revestimento obtido por soldadura plasma não apresentar uma interface linear bem definida é devido ao processo plasma conter uma densidade de potência maior, levando assim a uma diluição mais significativa. Contudo não é possível avaliar com rigor a diluição de nenhuma das amostras, com recurso aos métodos convencionais. Estas diferenças já tinham sido observadas nos moldes usados.

Efectuando a comparação entre o revestimento obtido por soldadura plasma em amostras novas e fissuradas são visíveis algumas diferenças. Ambos os revestimentos são

formados por uma fase branca e cinzenta. Observa-se que os grãos da fase branca são diferentes nas duas amostras. Na amostra SPMN o grão tem uma forma dendrítica parecendo haver uma orientação preferencial deste. Na amostra SPMU o grão tem uma forma equiaxial, não havendo uma orientação preferencial. Na amostra SPMN observa-se a presença de precipitados escuros distribuídos uniformemente ao longo de todo o material depositado, não se verificando o mesmo na amostra SPMU. A diferença de microestruturas entre as duas amostras, está relacionada com a temperatura utilizada no processo de fabrico de garrafas. Esta temperatura funciona como um tratamento térmico, alterando a microestrutura inicial do revestimento dos moldes.

Comparando o revestimento da amostra SMMN com o da amostra SMMU também se observam algumas diferenças. A amostra SMMU possui um grão mais irregular e maior, e os precipitados presentes têm um tamanho mais pequeno, estando distribuídos uniformemente ao longo da fronteira de grão. Nas fronteiras de grão existe uma fase cinzenta tal e qual como verificado na amostra SMMN. O tamanho de grão médio da amostra SMMU é $15,6 \mu\text{m}$ e na amostra SMMN é $11,7 \mu\text{m}$. Observam-se em ambas as amostras uma clara separação entre o material depositado e o material base. Mais uma vez a diferença microestrutural do revestimento nas amostras SMMU e SMMN deve-se à temperatura utilizada no processo de fabrico de garrafas.

Na figura 4.26 e na figura 4.28 ilustra-se a microestrutura do ferro fundido respeitante respectivamente à SPMN e SMMN onde as amostras estão apenas polidas. Posteriormente foram atacadas quimicamente com *nital* a 4% de forma a realçar a sua microestrutura “Figuras 4.27 e 4.29”.

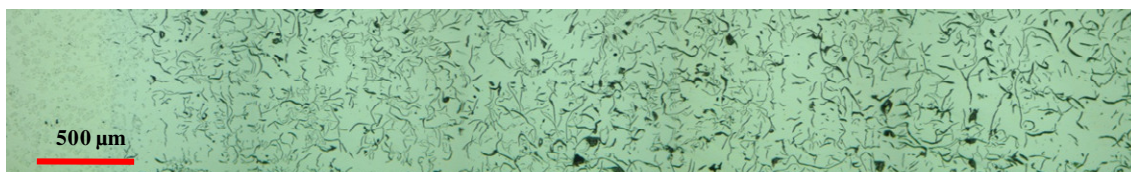


Figura 4.26 - Microestrutura do ferro fundido da amostra SPMN 100X (só polido)

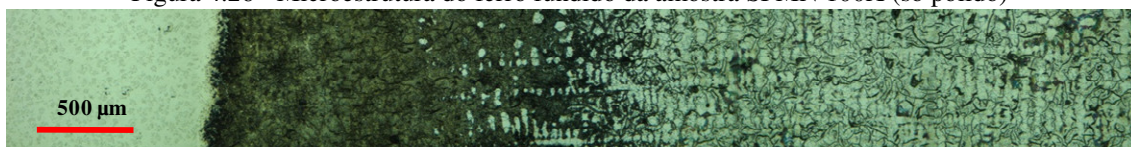


Figura 4.27 - Microestrutura do ataque ao ferro fundido da amostra SPMN 100X (ataque com nital a 4%)

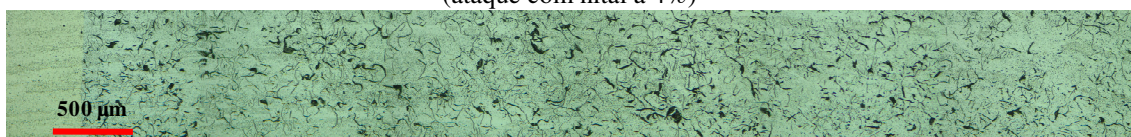


Figura 4.28 - Microestrutura do ferro fundido da amostra SMMN 100X (só polido)

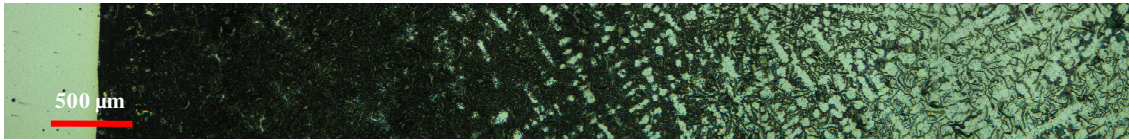


Figura 4.29 - Microestrutura do ataque ao ferro fundido da amostra SMMN 100X (ataque com nital a 4%)

Em ambas as amostras verifica-se que a microestrutura do ferro fundido não é constante no molde, à medida que se afasta do revestimento “vejam-se figuras 4,26 e 4.28”. Esta diferença já se tinha observado nos moldes utilizados. Da análise das figuras 4.27 e 4.29, observa-se que a zona termicamente afectada da amostra SMMN é bastante maior que a da amostra SPMN. Estas distâncias foram medidas sendo a zona afectada termicamente pelo calor para a amostra SPMN e SMMN respectivamente $2,7\text{ mm}$ e $4,5\text{ mm}$. A explicação para este facto estará na diferença de densidade de potência térmica dos processos utilizados. O processo de soldadura por chama oxiacetilénica é um processo com baixa densidade de potência (energia), e que necessita de várias passagens para deposição de material o que leva a uma maior permanência do molde a elevada temperatura; como este está sujeito bastante tempo a elevada temperatura há maior perda de calor por condução e é natural que possua uma zona termicamente afectada bastante grande. O processo de soldadura plasma possui elevada potência energética e a deposição do material é efectuado de uma só vez, ou seja o seu tempo de permanência a alta temperatura é pequeno, conduzindo assim a uma zona termicamente afectada também pequena. Em ambas as amostras parece haver uma ligeira descarbonização superficial na zona mais afastado do revestimento, mais notória na amostra SMMN.

Nas figuras 4.30 a 4.33 mostram-se com pormenor as microestruturas das duas amostras, tanto na zona termicamente afectada como no material base.

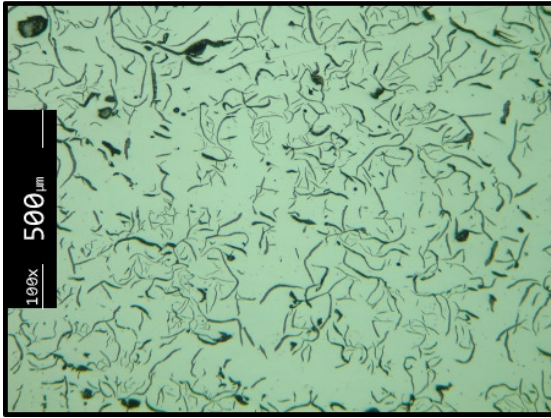


Figura 4.30 - Microestrutura da zona termicamente afectada SPMN

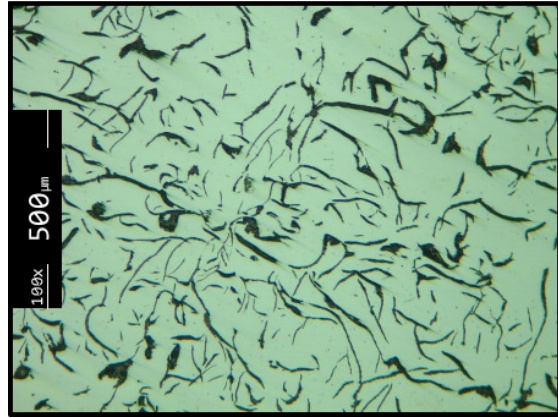


Figura 4.31 - Microestrutura do material de base SPMN

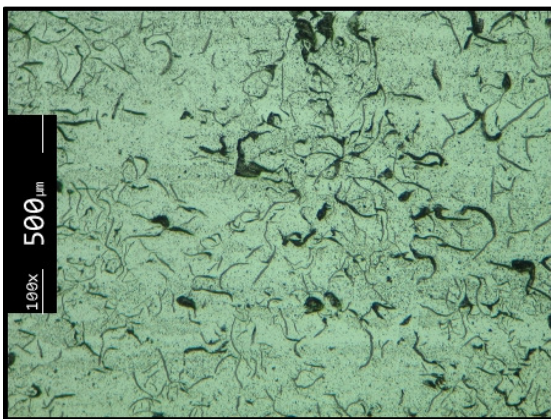


Figura 4.32 - Microestrutura da zona termicamente afectada SMMN

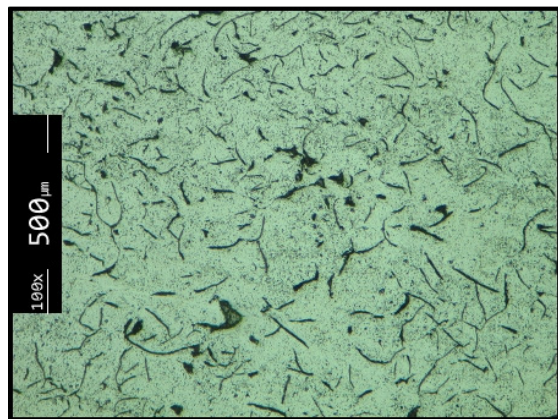


Figura 4.33 - Microestrutura do material de base SMMN

Em ambas as amostras as lamelas de grafite são do tipo A (lamelas distribuídas aleatoriamente sem ordem preferencial na sua distribuição). Analisando a microestrutura da zona termicamente afectada pelo calor da amostra SPMN é evidente a diferença encontrada relativamente ao material de base. Na zona termicamente afectada as lamelas de grafite são bastante mais finas que as do material base. O facto de as lamelas na zona termicamente afectada aparecerem mais finas indica que houve alguma difusão do carbono das lamelas de grafite para a matriz vizinha, o que poderá provocar algum endurecimento por solução sólida. Na amostra SMMN observa-se que na zona afectada termicamente pelo calor as lamelas de grafite são idênticas às do material base.

Fazendo agora uma comparação entre a microestrutura da zona termicamente afectada e material base das duas amostras em estudo é clara a diferença encontrada. Na zona termicamente afectada a amostra SPMN possui lamelas de grafite mais finas que a amostra SMMN. No material de base são também evidentes claras diferenças. A amostra SPMN possui lamelas de grafite mais grosseiras que a amostra SMMN. Esta diferença já tinha sido observada nos moldes usados. Como já referido para os moldes fissurados, esta diferença está

relacionada com o aquecimento prévio induzido nos moldes antes de revestir. Este estudo será feito mais à frente.

Efectuando a comparação entre a microestrutura da zona termicamente afectada pelo calor e material base das amostras SPMN e SPMU, são observadas algumas diferenças. As figuras 4.34 a 4.37 mostram em pormenor essas diferenças.

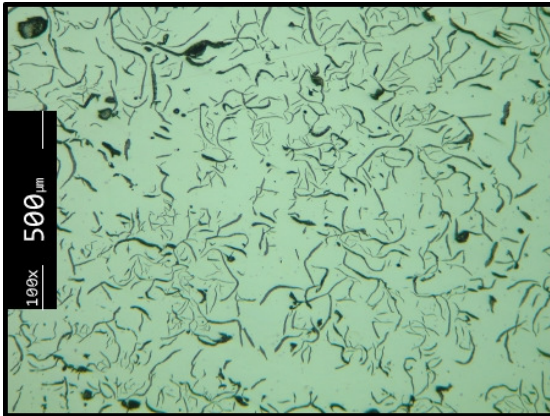


Figura 4.34 - Microestrutura da zona termicamente afectada SPMN

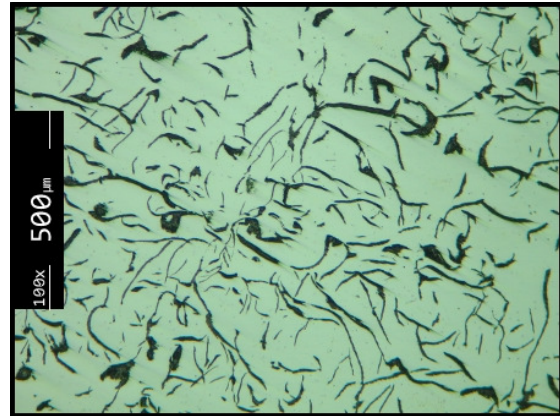


Figura 4.35 - SPMN Microestrutura do material de base

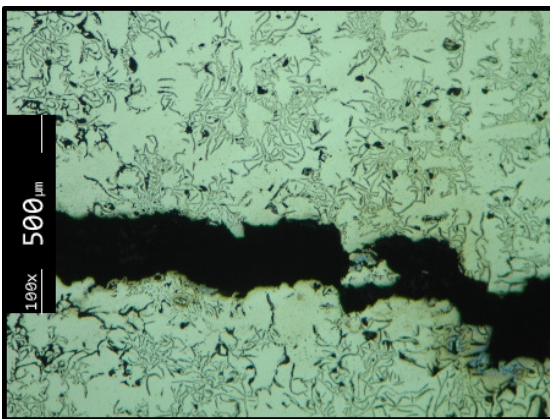


Figura 4.36 - Microestrutura zona termicamente afectada SPMU

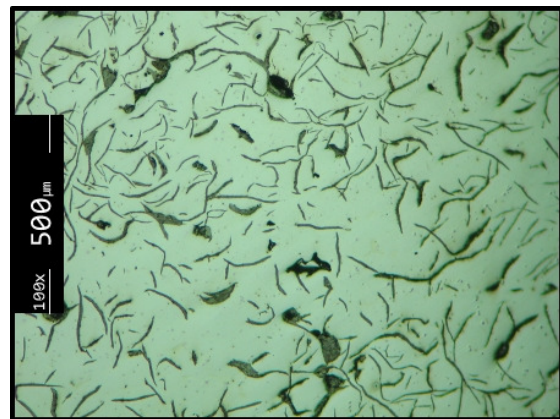


Figura 4.37 - Microestrutura do material de base SPMU

Como descrito anteriormente a amostra SPMN na zona termicamente afectada as lamelas de grafite são mais finas do que as do material base. Na amostra SPMU observa-se que as lamelas de grafite na zona termicamente afectada são ainda mais finas do que as da amostra SPMN, possuindo uma forma de flor rosada, típico de um rápido arrefecimento. É também visível uma pequena diferença na microestrutura do material base das duas amostras. Na SPMU as lamelas de grafite são mais finas, este facto poderá ser explicado devido à exposição da amostra muitas horas a elevada temperatura, o que poderá levar à difusão de carbono das lamelas de grafite para a matriz vizinha, ou haver perda de carbono por oxidação.

Fazendo agora a comparação entre a amostra SMMN e SMMU, observa-se que a amostra SMMN possui uma zona termicamente afectada maior que a amostra SMMU. Nas figuras 4.38, 4.39, 4.40 e 4.41 mostram-se com pormenor as microestruturas das duas amostras, tanto na zona termicamente afectada como no material base.

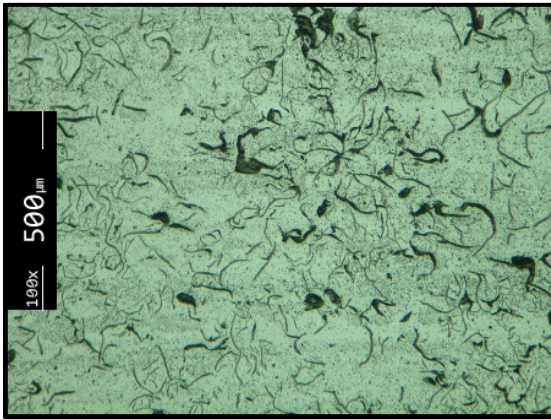


Figura 4.38 - Microestrutura zona termicamente afectada SMMN

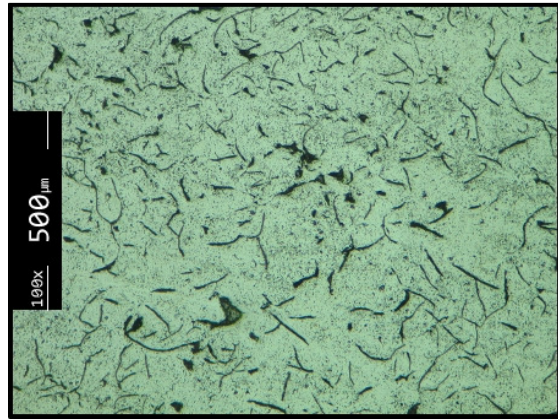


Figura 4.39 - Microestrutura do material de base SMMN

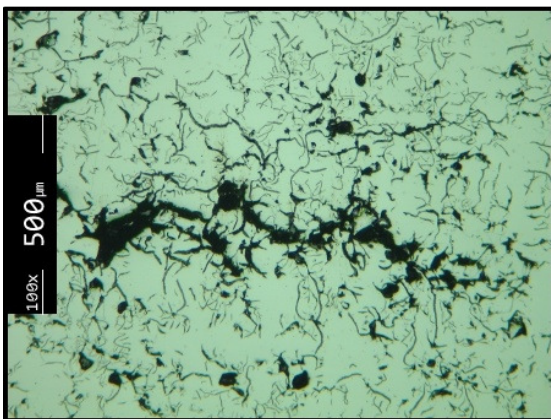


Figura 4.40 - Microestrutura zona termicamente afectada SMMU

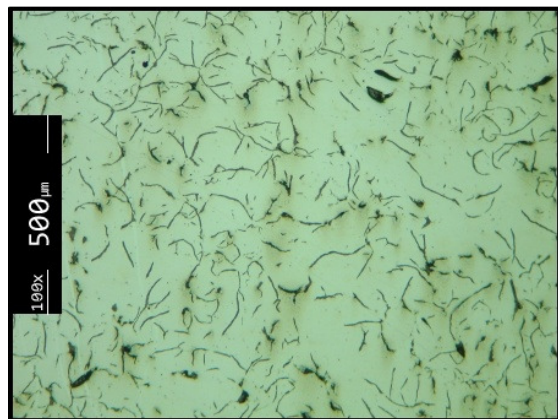


Figura 4.41 - Microestrutura do material de base SMMU

Da análise destas microestruturas pouco há a dizer, uma vez que elas são muito parecidas. Como visto anteriormente as lamelas de grafite na zona termicamente afectada da amostra SMMN são idênticas às do material base, verificando-se o mesmo na amostra SMMU. Relativamente às microestruturas das duas amostras também se aparentam muito parecidas, não havendo diferenças que sobressaiam.

4.2.3 Microdureza

A figura 4.42 ilustra a distribuição de dureza das amostras SPMN e SMMN.

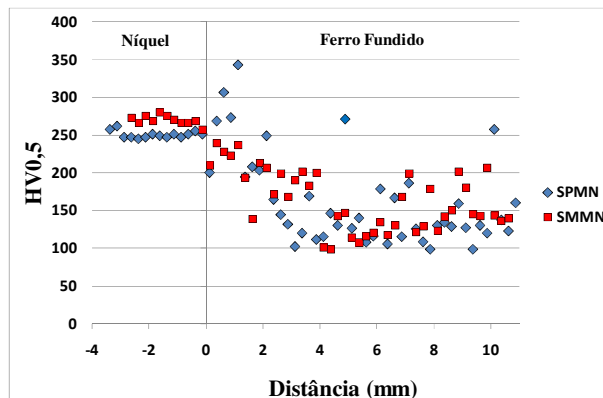


Figura 4.42 – Distribuição de dureza ao longo da amostra SPMN e SMMN

Fazendo uma comparação entre as duas amostras, verifica-se que a dureza da amostra SMMN na zona do material de adição é mais elevada do que a da amostra SPMN. A explicação para este facto como se verá no capítulo da análise de distribuição elementar e na análise quantitativa destas amostras, respectivamente capítulos 4.2.4 e 4.2.5 poderá dever-se ao facto de os revestimentos apresentarem composição química diferente.

Na ZAT o processo plasma é o que induz uma maior dureza. Como se viu na secção respeitante ao estudo da microestrutura do ferro fundido, observou-se que na zona afectada termicamente a amostra SPMN tinha lamelas de grafite mais finas que a amostra SMMN, o que indica que no caso da amostra SPMN houve uma maior difusão de carbono das lamelas de grafite para a matriz. O carbono que se difunde na matriz poderá provocar um pequeno endurecimento por solução sólida. Contudo, o aumento de dureza na ZAT poderá ser devido à precipitação de carbonetos. No material base verifica-se que a dureza para as duas amostras é mais ou menos idêntica sendo para a amostra SPMN e SMMN respectivamente 141 e 146 HV0,5. Em ambas as amostras no material base são ainda visíveis pontos com dureza superior à tendência da dureza do material base. Estes valores poderão ser explicados devido ao facto da indentação ter apanhado uma zona só de matriz que é mais dura que as lamelas de grafite.

Seguidamente faz-se a comparação entre durezas de amostras em moldes novos e usados.

A figura 4.43 ilustra a distribuição de dureza das amostras SPMN e SPMU.

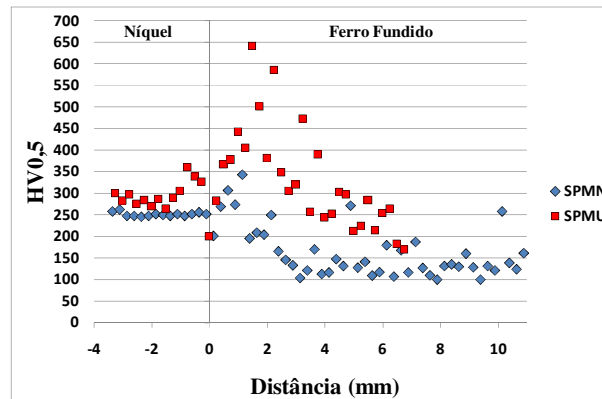


Figura 4.43 – Distribuição de dureza ao longo da amostra SPMN e SPMU

Comparando as amostras soldadas a plasma antes e depois de fissurar observa-se que ao longo de toda a amostra o molde fissurado apresenta uma dureza sempre superior. Na zona do material depositado a diferença não é muito acentuada, no entanto verifica-se um aumento de dureza do molde novo para o molde fissurado, de 251 HV0,5 para 292 HV0,5. Na zona imediatamente a seguir à interface níquel - ferro fundido observa-se em ambas as amostras um aumento de dureza, no entanto para o caso da amostra fissurada este aumento é muito elevado. Enquanto que o valor máximo de dureza para a amostra SPMN é apenas de 343 HV0,5, para a amostra fissurada este valor sobre brutalmente para quase o dobro 642 HV0,5. Esta zona poderá estar na origem da fissura, ou poderá ser apenas uma zona onde a fissura se propaga rapidamente devido à sua elevada dureza. Os moldes durante utilização estão sujeitos a forças de fadiga devido ao fecho e abertura dos moldes. Como estas zonas são muito duras não se deformam facilmente quando solicitadas mecanicamente, ou seja são sensíveis à fissuração. Mesmo que a fissuração não ocorra aqui a zona pode facilitar a propagação de fendas devido ao seu carácter frágil. Como já explicado na secção respeitante à análise metalográfica destas amostras, a amostra SPMU possui na parte do ferro fundido afectado pelo calor lamelas de grafite muito finas sob formas de flor rosadas que são consequência de um rápido arrefecimento. Um rápido arrefecimento induz uma estrutura martensítica dura, que é o que se pode verificar. Este pode ser um mecanismo de endurecimento, mas provavelmente não é o principal, pois observam-se valores de dureza muito elevados. Presumivelmente estas durezas devem-se à precipitação de carbonetos e carbonitretos de *Cr*, *Ti* e *V*. Da figura 4.43 pode-se ainda verificar que a dureza do material de adição da amostra SPMU é mais elevado que a da amostra SPMN.

A figura 4.44 ilustra a distribuição de dureza das amostras SMMN e SMMU.

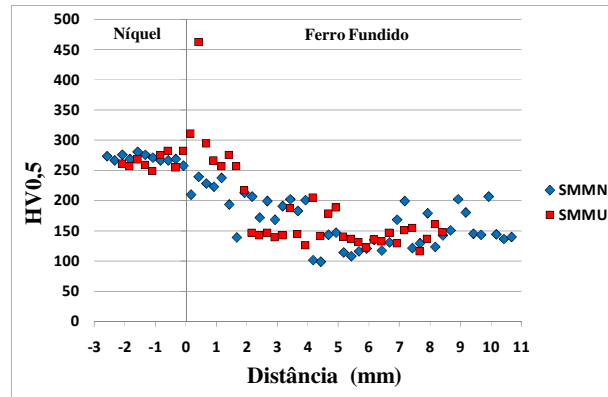


Figura 4.44 – Distribuição de dureza ao longo da amostra SMMN e SMMU

Analisando o gráfico de distribuição de durezas ao longo das amostras SMMN e SMMU poucas diferenças há a evidenciar. Na zona do material de adição a dureza ao longo deste é idêntico sendo para a SMMN e SMMU respectivamente 270 e 266 $HV_{0,5}$. Na zona imediatamente a seguir à interface o molde fissurado apresenta uma maior dureza. O valor máximo medido foi de 463 $HV_{0,5}$, este ponto é um ponto com dureza elevada no entanto não tão elevado como os valores obtidos para a soldadura plasma. Observa-se também que na amostra SMMN a dureza vai decrescendo linearmente, enquanto que na amostra SMMU essa dureza desce em patamar. Mais uma vez as possíveis explicações para este aumento de dureza puderam estar no facto de haver um ligeiro endurecimento por solução sólida, ou poderá estar no facto de haver precipitação de carbonetos e carbonitretos de Cr, Ti e V . No material base a dureza nas duas amostras é idêntica e respectivamente para a amostra SMMN e SMMU 146 e 152 $HV_{0,5}$.

Analisando a composição química do ferro fundido, veja-se tabela 3.2, observa-se que este contem elementos de Cr, Ti e V . Estes elementos têm grande afinidade para o carbono. Durante o revestimento das arestas dos moldes, no ferro fundido dissolvem-se os carbonetos grosseiros que existam no ferro fundido na ZTA e na ZF. No arrefecimento reprecipitam carbonetos finos na ZTA aumentando a dureza. Deve haver maior dissolução de carbonetos no processo plasma do que no processo oxiacetilénico, devido à maior potência de energia associado ao processo plasma, pelo que se deverão formar mais precipitados e logo maior dureza. Na utilização dos moldes se a ZTA tiver ainda Cr, Ti, V dissolvidos estes vão precipitar, endurecendo ainda mais a ZTA. No material de base é natural que este efeito se faça sentir pouco porque não deve haver dissolução dos precipitados existentes. Segundo Kenneth Easterling [29], um tempo de permanência a um ciclo térmico da estrutura na ordem de um segundo acima de $800^{\circ}C$, dissolve qualquer carboneto de Cr, Ti ou V .

4.2.4 Mapas de distribuição elemental

Seguidamente apresentam-se os mapas de distribuição elemental “veja-se figura 4.45 e 4.46” de alguns elementos químicos para as amostras SPMN e SMMN.

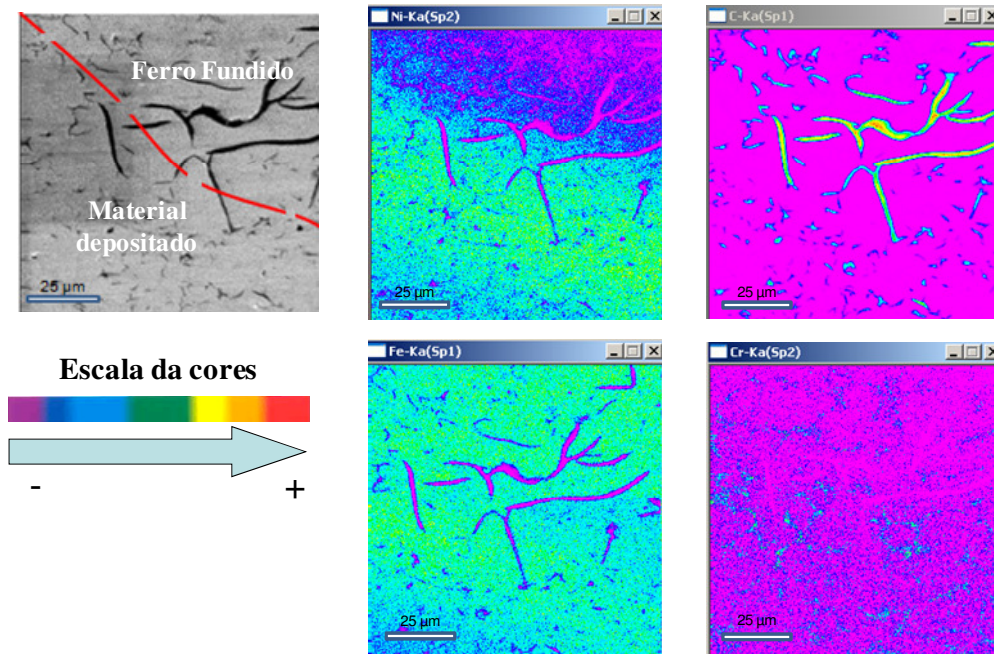


Figura 4.45 - Mapas de distribuição elemental da amostra SPMN

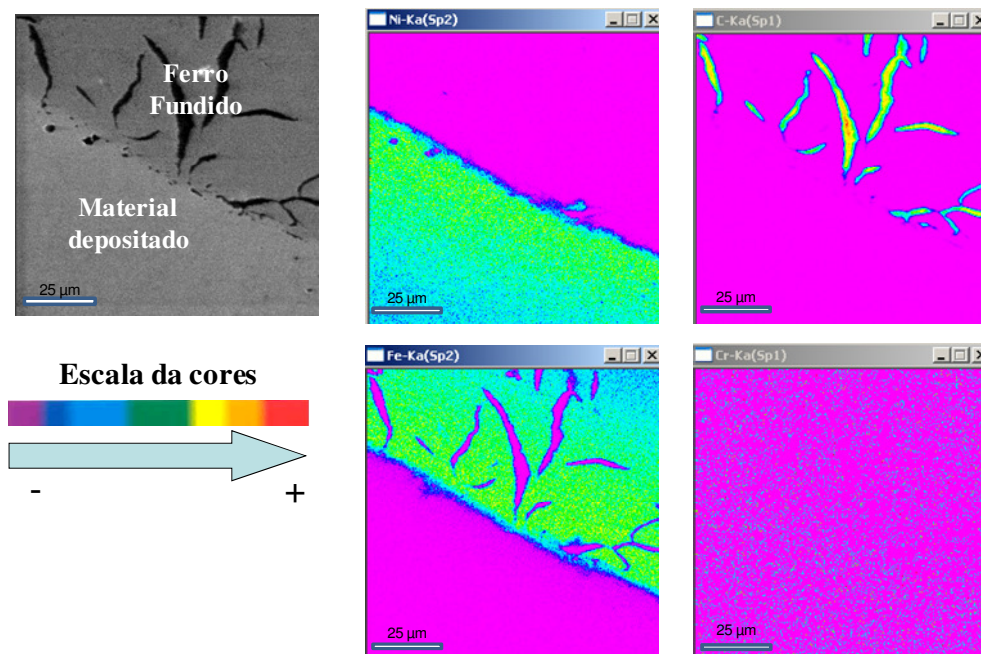


Figura 4.46- Mapas de distribuição elemental da amostra SMMN

Comparando os mapas de distribuição elementares das amostras SMMN e SPMN são evidentes alguma diferenças. Na amostra SPMN e na SMMN a distribuição de níquel é uniforme ao longo de todo o revestimento, a única diferença é que na interface da amostra SPMN esta permite uma pequena difusão deste elemento. No que respeita ao mapa de distribuição de carbono acontece o mesmo para ambas as amostras; estas possuem o carbono sob a forma de lamelas no material base, a única diferença é que no caso da amostra SPMN há uma pequena difusão deste elemento para o material de adição. A distribuição de ferro nas amostras é que é muito diferente. Enquanto que na amostra de SPMN o ferro se distribui mais uniformemente ao longo de toda a amostra, na amostra SMMN a distribuição de ferro é feita uniformemente mas apenas pelo ferro fundido. Pode-se afirmar que para o caso da SPMN houve uma difusão do ferro do material de base para o material depositado. Na amostra SPMN o elemento crómio está presente em maior quantidade no lado do material de adição. Este resultado é compatível com o menor teor de *Cr* no ferro fundido ($< 0,2\%(W)$) do que na liga colmonoy ($2,45\%(W)$). Na amostra SMMN a distribuição deste elemento é feita uniformemente ao longo de toda a amostra, o que é estranho atendendo à diferença de teores iniciais. No material de adição, como constatado na análise da microdureza a dureza da amostra SMMN é maior que a da amostra SPMN. Esta diferença de durezas poderá ser explicado por esta diferença de composição química.

Pode-se então concluir que o revestimento da amostra SPMN é constituído maioritariamente por níquel e ferro, contendo também crómio. Na amostra SMMN o revestimento é formado por níquel contendo crómio.

Comparando os mapas de distribuição elementar das amostras SPMN e SPMU verifica-se que o elemento níquel e carbono se distribuem de forma idêntica em ambas não havendo diferenças a evidenciar. A grande diferença encontrada entre as duas amostras é nos mapas de distribuição de ferro e crómio. O revestimento da amostra SPMN é constituído por grande quantidade de ferro. O mesmo se verifica na amostra SPMU, com a diferença que este está presente em menor quantidade e distribuído segundo grânulos que correspondem aos grãos brancos observados na microestrutura já analisada da amostra em questão. Relativamente ao elemento crómio este na amostra SPMN está presente em maior quantidade no material depositado, tal como na amostra SPMU; a diferença encontrada é que na amostra SPMU as suas contagens deste elemento são bastante inferiores tanto para o material depositado como para o ferro fundido.

Comparando os mapas de distribuição elementar das amostras SMMN e SMMU apenas se observa uma diferença. A diferença encontrada é nos mapas de distribuição

elementar do crómio. Na amostra SMMN o elemento crómio distribui-se uniformemente nos dois materiais, a diferença encontrada na amostra SMMU é este está presente em maior quantidade no material base. Os outros elementos distribuem-se de forma idêntica em ambas as amostras.

4.2.5 Análise quantitativa

Os resultados obtidos para as amostras SPMN e SMMN são apresentados na tabela 4.2.

Tabela 4.2- Análise quantitativa para as amostras SPMN e SMMN

	Zona	Elementos Fases	Composição química % (W)				
			Al	Si	Cr	Fe	Ni
SPMN	Superficial	Branca	0,31	2,66	4,72	34,12	60,25
		Cinzenta	0,05	3,65	3,04	33,22	50,05
	Intermédia	Branca	0,34	2,18	1,86	33,50	60,12
		Cinzenta	0,35	2,06	1,47	34,59	60,87
	Interface	Branca	0,24	1,88	1,35	42,79	51,93
		Cinzenta	0,27	3,20	1,69	33,26	57,94
SMMN	Superficial	Branca	0,02	2,89	0,20	0,09	93,96
		Cinzenta	0,02	0,18	0,07	0,05	90,16
	Intermédia	Branca	0,03	3,08	0,13	0,05	94,92
		Cinzenta	0,03	2,77	0,10	0,08	95,70
		Precipitado	0,02	2,28	0,08	0,13	94,14
	Interface	Branca	0,01	2,64	0,08	0,13	95,25
		Cinzenta	0,01	1,22	0,02	0,19	88,53
		Precipitado	0,00	1,08	0,06	0,10	89,07
		Ferro fundido	0,02	1,99	0,10	81,45	0,14

Fazendo uma comparação entre as amostras soldadas a plasma e soldadas a chama oxiacetilénica são observadas grandes diferenças. Na amostra SPMN observa-se que as contagens dos elementos níquel e ferro são elevadas rondando cada uma delas respectivamente 60%(W) e 33%(W) tanto para a fase cinzenta como para a fase branca, o que leva a afirmar que estas fases são de $Ni - Fe$. Na amostra SMMN as contagens para estes elementos são totalmente diferentes, para esta amostra as contagens de níquel rondam 93%(W) para ambas as fases o que correspondem a valores bastantes elevados, nas contagens de ferro observa-se também uma grande discrepância de valores, as contagens deste elemento são bastante baixas sendo o valor máximo medido para a fase cinzenta 0,19%(W). Esta é a grande diferença encontrada entre as duas amostras. Para a amostra SMMN o segundo elemento com maior número de contagens é o silício o que leva a afirmar que tanto a fase cinzenta como a branca são fases de $Ni - Si$. A discrepância nos valores de dureza dos revestimentos das duas amostras pode ser explicada por esta diferença de composição

química, sendo o revestimento mais duro, o da amostra SMMN uma vez que contém maior quantidade de níquel. Outra diferença encontrada é nas contagens do elemento crómio e alumínio. As suas contagens são superiores na amostra SPMN.

Fazendo uma comparação das contagens dos diversos elementos com a composição química do pó de adição “veja-se tabela 3.2” verificam-se algumas diferenças. Analisando a composição química do pó de adição este apenas possui 1,08%(W) *Fe*, na amostra SPMN a sua percentagem é bastante elevada, para que isto aconteça o uma parte do ferro presente no material base diluiu-se durante o processo de soldadura plasma. Na amostra SMMN as contagens deste elemento são muito baixas, o que sugere que não há diluição do ferro durante o processo de soldadura. Nos restantes elementos de liga *Al, Si, Cr* verificam-se também grandes diferenças; na amostra soldada a plasma as suas contagens são superiores à da amostra soldada a chama oxiacetilénica. As contagens de alumínio na amostra SPMN são bastante baixas comparadas com as do pó de adição, verificando-se o mesmo para a amostra SMMU. Relativamente às contagens de silício estas aparecem na amostra SPMN e SMMN com valores idênticos aos verificados na composição química do pó. As contagens de crómio aparecem na amostra SPMN idênticas à composição química do pó de adição; já na amostra SMMN as contagens deste elemento são bastante mais baixas. A explicação para estas diferenças segundo a bibliografia poderá estar no facto de o processo plasma desperdiçar cerca de 15% do material que é adicionado enquanto que na soldadura por chama oxiacetilénica este desperdício é mais elevado cerca de 50%. Um outro factor diz respeito ao facto de a soldadura plasma ser efectuada por robô, havendo um grande controlo da distância da tocha à peça, já na soldadura por chama oxiacetilénica o controlo sobre esta distância e sobre as propriedades da chama não são bem controladas, dependendo da perícia do utilizador. Poderá haver também perda de elementos por oxidação, difusão de elementos pela interface, diluição provocada pelos processos de soldadura (já verificado para o caso do ferro na amostra SPMN) e perda de elementos quando efectuada o depósito do material.

Relativamente aos precipitados na amostra SMMN, verifica-se que o elemento que está presente em maior quantidade nestes é o níquel. As contagens de ferro e crómio são baixas, diminuindo de valor à medida que se migra para a zona de interface. Relativamente às contagens de alumínio estas são bastante baixas chegando mesmo a zero na zona próxima da interface. Mais uma vez as contagens destes elementos não nos permitem identificar os precipitados presentes nas amostras, apenas podem ser indicados precipitados referenciados na bibliografia. Estes poderão ser: $M_{23}C_6$, M_7C_3 , $Ti(C, N)$, AlN , Al_2O_3 , onde *M* representa elementos como o *Fe, Ni, Cr*, [16, 18, 19, 23, 24].

As grandes diferenças encontradas nas amostras SPMN e SPMU, são nas contagens dos elementos *Fe* e *Ni*. Na amostra SPMN as contagens de *Ni* rondam os 60%(*W*) tanto para a fase branca como para a cinzenta e as contagens de ferro rondam os 30%(*W*). Na amostra SPMU as contagens de níquel são superiores. As suas contagens são cerca de 90%(*W*) para a fase branca e 80%(*W*) para a fase cinzenta. As contagens de ferro para esta amostra são mais baixas, o valor máximo medido foi de 14%(*W*) para a fase cinzenta e 11,71%(*W*) para a fase branca na zona próxima da interface. O facto das contagens de níquel na amostra SPMN serem muito inferiores à da amostra SPMU sugere que possivelmente o pó do revestimento utilizado nas amostras tinha composição química diferente. Esta diferença poderá ser também explicada pelo facto dos parâmetros de soldaduras dos moldes ser diferente “veja-se tabela 3.3”. Outro factor que poderá ter influência nestas diferenças de valor, é o facto de se afiar o eléctrodo de tungsténio de 20 em 20 moldes. Este afiamento do eléctrodo origina nos primeiros moldes uma maior diluição.

Comparando os mapas de distribuição elementar das amostras SMMN e SMMU, observa-se que o constituinte principal de ambas as amostras é o níquel. A grande diferença encontrada nestas amostras é nas contagens de crómio. A amostra SMMU contém maior quantidade deste elemento que a amostra SMMN.

4.3 Amostras de ferro fundido pré aquecidas

4.3.1 Análise micrográfica

Realizou-se uma análise microestrutural a amostras de ferro fundido não pré aquecidas, pré aquecidas em forno e por indução de forma a perceber quais as alterações microestruturais que estes processos de pré aquecimento originam no ferro fundido. Na figura 4.47 ilustra-se a microestrutura do ferro fundido respeitante respectivamente às amostras ASP, APF, API, em três zonas diferentes da amostra do ferro fundido. As zonas analisadas representam-se na figura 4.48.

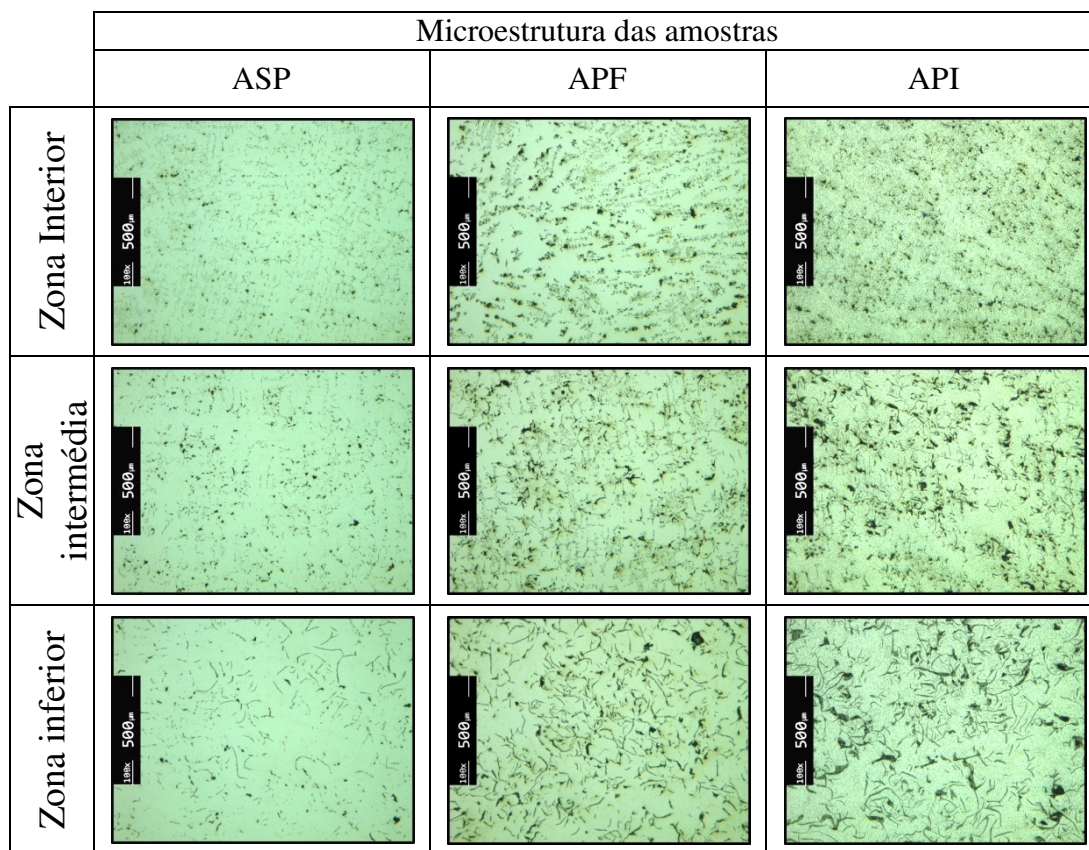


Figura 4.47 – Microestruturas das amostras: ASP – Amostra sem pré aquecimento, APF – Amostra pré aquecida em forno e API – Amostra pré aquecida por indução

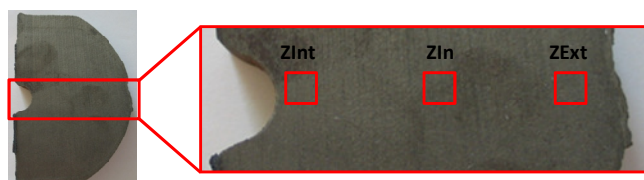


Figura 4.48 - Zonas representativas da microestrutura da figura 2. ZInt - Zona interior, ZIn – Zona intermédia, ZExt - Zona exterior

Da análise da figura 4.47 são grandes as diferenças observadas nas microestruturas das amostras em estudo. Na amostra ASP, que é uma amostra sem tratamento, as diferenças de microestrutura encontradas quando se migra da zona exterior para a zona interior deve-se ao facto de o ferro fundido ser vazado em coquilha, para se poder ter uma dureza superior na zona onde o molde está sujeito a maior desgaste. Este vazamento em coquilha faz com que a velocidade de arrefecimento seja mais elevada, levando a que as lamelas de grafite fiquem mais finas, pois durante o arrefecimento não há tempo do carbono se reorganizar em lamelas.

Em ambas as amostras pré aquecidas verifica-se que os pré aquecimentos engrossam as lamelas de grafite. Junto à interface de trabalho o pré aquecimento em forno origina um maior engrossamento das lamelas de grafite. A meia espessura do molde e junto à superfície

exterior o aquecimento por indução produz maior engrossamento da grafite. O facto do pré aquecimento por indução conduzir a um maior engrossamento da grafite nestas zonas, pode significar que o aquecimento local (superficial) é muito superior ao indicado.

4.3.2 Microdureza

As figuras 4.49, 4.50 e 4.51 ilustram a distribuição de dureza das amostras ASP, APF, API. As medições de dureza foram efectuadas da zona interior para a zona exterior do molde.

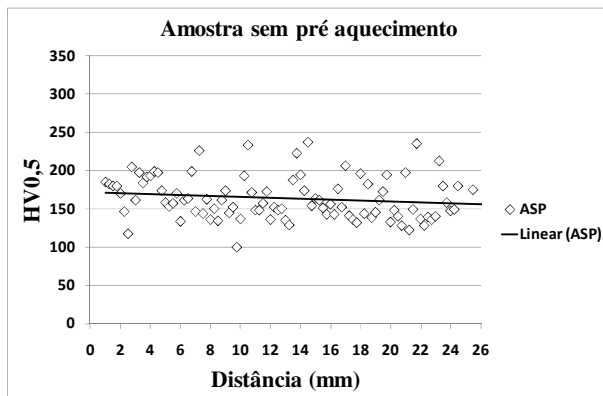


Figura 4.49 - Distribuição de durezas da amostra em ferro fundido sem pré aquecimento

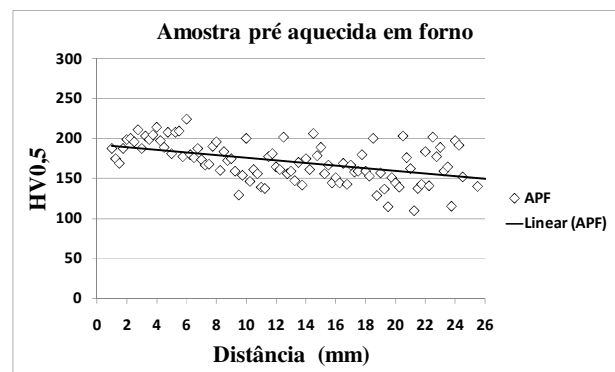


Figura 4.50 - Distribuição de durezas da amostra em ferro fundido pré aquecida em forno

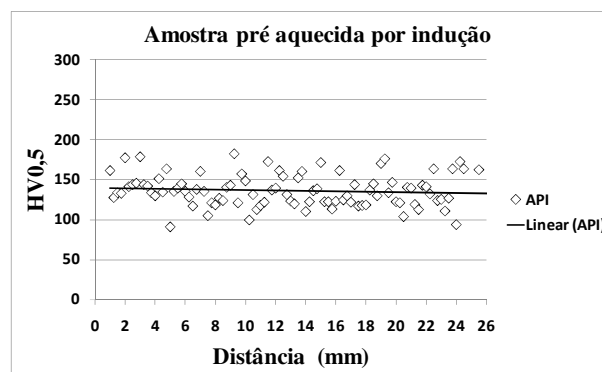


Figura 4.51 - Distribuição de durezas da amostra em ferro fundido pré aquecida por indução

Em cada um destes gráficos devido à grande dispersão envolvida, foi traçada uma linha de tendência linear.

Da análise das figuras anteriores observa-se que a dureza decresce da zona interior para a zona exterior em todas as amostras.

O pré aquecimento por indução origina na amostra uma diminuição de dureza. Este facto deve-se como observado na análise micrográfica ao engrossamento das lamelas de grafite na amostra.

O pré aquecimento em forno não origina mudanças substanciais na dureza da amostra. Esta possui uma dureza próxima da amostra não pré aquecida, contudo observou-se na análise micrográfica que este processo origina um engrossamento das lamelas de grafite.

Capítulo 5. Conclusão

O trabalho efectuado no âmbito desta dissertação de mestrado teve por objectivo estudar as causas de fissuração prematura em moldes de principiar em ferro fundido, revestidos a plasma e a chama oxiacetilénica, utilizando como material de adição uma liga de níquel “Colmonoy 215” e analisar a influência do procedimento de fabrico neste fenómeno.

Do presente estudo foi possível concluir:

O revestimento obtido pelo processo plasma origina um metal depositado com composição química diferente do processo de projecção oxiacetilénica, devido a diferenças de diluição e de oxidação de alguns elementos químicos durante o processo de deposição.

A microestrutura do metal depositado por qualquer um dos processos é constituída por uma fase muito rica em níquel, fase branca, e um eutético cinzento, contendo uma grande quantidade de precipitados. A projecção oxiacetilénica produz contudo uma microestrutura mais refinada.

Na zona afectada termicamente pelo calor observa-se um aumento de dureza mais pronunciado na projecção plasma do que na projecção oxiacetilénica. Nessa zona observa-se um aumento substancial de dureza após colocação em serviço dos moldes, sendo o efeito mais pronunciado nos revestimentos produzidos por projecção plasma.

Nos dois tipos de revestimento observa-se também um aumento de dureza após colocação dos moldes em serviço.

Pensa-se que o mecanismo que está subjacente ao endurecimento em ambas as zonas, é a precipitação de fases duras e frágeis, provavelmente Ni_3Al ou Ni_3Ti no metal depositado, ou carbonetos de Cr, Ti e V , na ZTA. A indisponibilidade do SEM (scanning electron microscope) não permitiu contudo a identificação destes precipitados.

O processo de pré aquecimento por indução provoca um maior engrossamento das lamelas de grafite no ferro fundido relativamente ao pré aquecimento em forno, contudo sem se ter provado qualquer influência desta alteração no comportamento dos moldes.

As fissuras surgem nos moldes, na zona central, onde os esforços de abertura e fecho dos moldes são mais elevados.

Não foi possível concluir se a fissuração se inicia no metal depositado ou na zona termicamente afectada pelo calor, dura e frágil.

O trabalho realizado permite fazer as seguintes sugestões com vista a aumentar a vida dos moldes:

- Reduzir os teores de *Al* e *Ti* nos revestimentos e de *Cr*, *Ti* e *V* no ferro fundido.
- Reduzir a diluição aquando a realização do revestimento.
- Reduzir a temperatura de serviço dos moldes, com recurso a uma refrigeração mais eficiente.

5.1 Trabalhos Futuros

Analisar a influência das tensões residuais presentes e das forças de fecho na vida dos moldes.

Estudar o efeito da composição química do revestimento e da composição do ferro fundido no comportamento de fadiga a alta temperatura.

Identificação de fases, precipitados e elementos de baixo ponto de fusão presentes no revestimento depositados pelos dois processos.

Identificar precipitados presentes no ferro fundido.

Capítulo 6. Referências

1. Modenesi, P.J. and P.V. Marques, Introdução aos Processos de Soldagem. Fevereiro 2006: p. 28-29.
2. Bracarense, A.Q., Processos de Soldagem com Chama Oxi-gás - OFW, in Escola de Engenharia. 2000, Universidade Federal de Minas Gerais. p. 1 - 21.
3. Tigrinho, J.J., Superfícies Enriquecidas por Carbonetos de Tungstênio Depositados a Plasma, in Grupo de Tecnologia. 2005, Universidade Federal do Paraná: Panamá. p. 18-19.
4. Paraná, U.F.d., Processos de Soldadura PAW. 2000: p. 1 - 17.
5. Gatto, A., E. Bassoli, and M. Fornari, Plasma Transferred Arc deposition of powdered high performances alloys: process parameters optimisation as a function of alloy and geometrical configuration. 2004: p. 1 - 7.
6. Oliveira, M.A., Estudo do Processo de Soldagem Plasma com alimentação Automática de Arame, Visando sua Utilização em Revestimentos Metálicos, in UFSC. 2001.
7. Marconi, M., Plasma ad Arco – Il Processi PTA. PlasmaTeam, 2002.
8. Foltran, Comparação dos revestimentos de superligas à base de cobalto (Co-Cr- W - C) depositados por electrodo revestido, plasma por arco transferido, in PIPE-UFPR. 2000.
9. ASM Metals Handbook - Welding, Brazing, And Solderi. 6.
10. Tocallo, Plasma Transferred Arc, Applications to extend part life. 1996.
11. R.M., O.A. and Z.A.J. G., Um Procedimento Simples e Barato Para a Construção de um Equipamento "Dip Coating" para Deposição de Filmes em Laboratório. Departamento de Química, Universidade Federal do Paraná, 2004. 28: p. 141 - 144.
12. Albano, C. and V.M. Terese, Engenharia de Superfícies e Degradação e Protecção de Superfícies. 1995, Coimbra.
13. E., K.V., Effect of Argon-Arc Welding Parameters on Porosity of Nickel Weldments 1968: p. 29 - 30.
14. Smith, W.F., Princípios de Ciência e Engenharia dos Materiais. 1998. 563.
15. Mankins, V.L. and S. Lamb, ASM Metals HandBook - Properties and Selection - Nonferrous Alloys and Special-Purpose
16. Cockeram, B.V., The fracture Toughness and Toughening Mechanisms of Nickel-Base Wear Materials. 2002. 33A: p. 33.
17. Smith, W.F., Princípios de Ciência e Engenharia dos Materiais. 1998. p. 564.
18. M. G. Collins, J.C.L., An Investigation of Ductility Dip Cracking in Nickel-Based Filler Materials - Part I. Welding Journal, 2003: p. 1 - 8.
19. Ramirez, A., J. and J. Lippold, C., High temperature behavior of Ni-base weld metal Part II - Insight into the mechanism for ductility dip cracking. Materials science and Engineering, 2004: p. 1 - 14.

20. Hadrill, D.M. and R.G. Baker, Microcracking in austenitic weld metal. *British Welding Journal*, 1965: p. 8.
21. Duponto, J., N., C. Robino, V., and A. Marder, R., Solidification and weldability of Nb-bearing superalloys. *Welding Journal*, 1998: p. 10.
22. Sakabata, N. and N. Kiyohiko, Weldability of Fe-36% Ni Alloy. *Welding Research Institute of Osaka University*: p. 7.
23. M. G. Collins, J.C.L., An Investigation of Ductility-Dip Cracking in Nickel-Based Weld Metals - Part III. *Welding Journal*, 2004: p. 1 - 11.
24. M. G. Collins, J.C.L., An Investigation of Ductility Dip Cracking in Nickel-Based Weld Metals - Part II. *Welding Journal*, 2003: p. 1 - 7.
25. Smith, W.F., *Princípios de Ciência e Engenharia dos Materiais*. 1998. 553-554.
26. Stefanescu, D.M., *ASM Metals HandBook - Properties and Selection - Irons Steels and High Performance Alloy*. Vol. 1. 3.
27. Smith, W.F., *Princípios de Ciência e Engenharia dos Materiais*. 1998. 553-555.
28. Stefanescu, D.M., *ASM Metals HandBook - Properties and Selection - Irons Steels and High Performance Alloy*. Vol. 1. 5; 13.
29. Easterling, K., *Introduction to the Physical Metallurgy of Welding*. 1983, Lulea.

ANEXO A

1.1 Equipamento de preparação das amostras

Os provetes foram cortados com recurso a um serrote mecânico e polidos em mesa múltipla da marca butler.

A análise macrográfica foi efectuada com o auxílio de uma lupa, da marca Instran, com uma máquina fotográfica Canon Power Shot G5 incorporada.

A análise micrográfica foi executada com o auxílio de um microscópio óptico ZEISS Axiotech 100 HD com uma máquina fotográfica Canon Power Shot G5 incorporada.

Na medição de durezas foi utilizado um Microdurómetro Shimadzu® Microhardness tester, com a capacidade de carga entre 0,025 e 1 Kg.

Para obtenção dos mapas de distribuição elementar de vários elementos, e a realização da análise quantitativa às diversas amostras foi utilizada uma Microsonda Electrónica da marca CAMECA, modelo CamebaxSx50.

ANEXO B

1.1 Procedimento experimental

1.1.1 Análise metalográfica

1.1.1.1 Polimento das amostras

Para a análise macrográfica as diferentes amostras foram polidas numa mesa de polir utilizando lixas de carboneto de silício com granulometrias sucessivamente menores (180, 320, 600, 1000), mudando-se de direcção (90°) entre cada nova lixa até desaparecerem os riscos causados pela lixa anterior. Durante o polimento deve fazer-se correr um fio de água sobre as várias lixas de forma a evitar o aquecimento da peça e de forma a diminuir o atrito entre a amostra e a lixa. Para acabamento final utilizou-se pasta de diamante com $3\ \mu m$, sendo o prato lubrificado com um lubrificante próprio para evitar o aquecimento da peça. Estas amostras devem estar isentas de riscos. Seguidamente procedeu-se à observação das amostras na lupa, onde foram posteriormente fotografadas. As amostras foram também sujeitas ao teste dos líquidos penetrantes “teste não destrutivo”.

1.1.1.2 Análise micrográfica

Para os ensaios micrográficos as amostras sofreram todo processo de polimento já descrito na análise macrográfica. As amostras foram levadas ao microscópio e fotografadas. Para evidenciar a microestrutura das amostras estas foram atacadas quimicamente. Como as amostras são constituídas por dois materiais “material de adição e material base” procedeu-se ao ataque químico destes dois materiais por etapas “ataque diferencial”; atacou-se em primeiro lugar o ferro fundido utilizando o reagente que evidencia a sua microestrutura, analisando e fotografando a microestrutura ao microscópio em várias ampliações, efectou-se também a medição da zona termicamente afectada com recurso a uma régua. Atacadas as amostras com o reagente que revela a microestrutura do ferro fundido, estas devem ser de novo polidas utilizando as várias lixas e a pasta de diamante, para que agora se possa utilizar o reagente que revela a microestrutura do material de adição. O ataque químico ao ferro fundido foi realizado com o reagente nital a 4% com a seguinte composição química: 48 ml etanol, 2 ml ácido nítrico. O tempo de ataque para o ferro fundido foi de 25 s. Para revelar a microestrutura do material de adição foi utilizado uma solução onde se adicionou igual quantidade “20 ml” dos seguintes reagentes: ácido acético glacial e ácido nítrico. O tempo de

ataque da amostra na solução deve ser 20 s. O tamanho de grão foi também determinado. Utilizou-se o método de Heyn para a contagem real do número de grãos interceptado por uma linha de teste, ou número de intersecções da linha de teste com o limite (fronteira) de grão por unidade de comprimento. Convém seleccionar uma combinação entre o comprimento da linha de teste e a sua ampliação de forma a permitir que um único campo forneça o número de intersecções desejadas. Linhas adicionais foram contadas para se obter uma maior precisão. A precisão do tamanho do grão estimada pelo método de Heyn é tanto maior quanto maior o número de contagens.

1.1.2 Microdureza

Para a realização deste ensaio as amostras são polidas tal e qual como já descrito na preparação das amostras para macrografia. Depois de polidas cada amostra é fixa na máquina de indentação “microdurómetro”, onde se efectua uma linha de indentações, ao longo da superfície da amostra. Nas medições efectuadas usou-se uma massa de 500 g no indentador com um tempo de indentação de 15 s. Entre indentações deixou-se um espaço de 250 μm , tendo o cuidado de deixar um espaço de 1000 μm na extremidade da amostra. Os valores das diagonais das indentações foram registados numa folha de excel previamente preparada de forma a obter o mapa de distribuição de durezas ao longo da amostra. Para determinar os valores da microdureza utilizou-se o método de Vickers. Para o cálculo de HV, com base na figura B1, usou-se a fórmula:

$$HV = 1,854 \times \frac{F}{d^2} \quad (1.1)$$

Sendo:

F - Carga de teste em kgf

d - Média aritmética das diagonais d_v e d_h

$$d = \frac{d_v + d_h}{2} \quad (1.2)$$

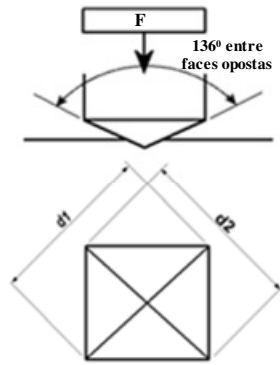


Figura B1- Esquema representativo de uma indentação

Foram cortadas novas amostras de forma a terem menos de 2 *cm* de diâmetro tendo o cuidado de as identificar utilizando a nomenclatura já referida. Uma vez que estas amostras possuem um tamanho muito pequeno não podem ser polidas na mesa de polimento. Procedeu-se então à colocação das amostras em resina. O seu polimento foi efectuado na máquina de polimento utilizando lixas com várias granulometrias (320, 600, 1000), tendo o cuidado de limpar as amostras com líquido e álcool entre as trocas de lixas. As amostras foram depois polidas com pasta de diamante de 3 μm . Findo este processo observou-se ao microscópio se as amostras estavam isentas de riscos, caso isto se confirme, procedeu-se à remoção da resina que envolve as amostras. As amostras foram depois colocadas no porta amostras da microsonda e analisadas. Traçou-se o mapa de distribuição elementar na interface (material de adição, ferro fundido) para os seguintes elementos: carbono, ferro, crómio e níquel.

1.1.3 Análise quantitativa

Para esta análise foram utilizadas as amostras da análise de distribuição elementar. Estas amostras sofreram todo o processo de polimento e preparação já descrito na análise de distribuição elementar, efectuando-se ainda um ataque químico ao material de adição para que seja possível uma melhor diferenciação de grãos, fronteiras de grão e precipitados no ecrã da microsonda. Realizou-se uma análise quantitativa em várias zonas do material de adição para os seguintes elementos: alumínio, silício, crómio, ferro e níquel.