



INSTITUTO SUPERIOR TÉCNICO
Universidade Técnica de Lisboa

Processamento por Fricção Linear

Caracterização e análise de ligas de alumínio processadas
AA5083-O e AA7022-T6



Filipe Miguel Ferreira Nascimento

Dissertação para a obtenção do grau de Mestre em

Engenharia de Materiais

Júri

Presidente: Professor Doutor Luís Manuel Guerra da Silva Rosa
Orientador: Professor Doutor Pedro Miguel dos Santos Vilaça da Silva
Co-Orientador: Professora Doutora Rosa Maria Mendes Miranda
Vogais: Professor Doutor Rogério Anacleto Cordeiro Colaço

Novembro de 2007

Agradecimentos

A realização deste trabalho só foi possível graças ao contributo de várias pessoas, às quais passo a agradecer.

Agradeço ao Doutor Pedro Miguel dos Santos Vilaça da Silva pela a oportunidade que me concedeu para realizar este trabalho e pela possibilidade de conhecer e familiarizar-me com uma técnica recente como o PFL, assim como toda a disponibilidade demonstrada para a discussão de vários resultados.

Agradeço à Doutora Rosa Maria Mendes Miranda pelo apoio e disponibilidade na discussão dos resultados obtidos e pela sua ajuda para a realização dos ensaios de desgaste.

Aos Doutores Jorge Joaquim Pamies Teixeira e Carlos Caiado Ferreira pela disponibilidade e apoio na realização dos ensaios de desgaste.

Agradeço ao Mestre Telmo Santos pelo apoio e assistência na realização do processamento de todos os materiais assim como em alguns ensaios e também pela disponibilidade para discutir vários resultados obtidos.

Agradeço também aos Srs. António Guinapo Campos e Paulo M. G. Magalhães pela a assistência na realização dos ensaios de desgaste.

Um profundo agradecimento à futura Engenheira Ana Filipa Martins Duarte pela sua preciosa colaboração na formatação e apresentação da tese.

Agradeço também aos meus amigos, também futuros engenheiros Luís Miguel Nicolau Aires, Gonçalo Murteira Machado Monteiro, José Pedro Rodrigues, Ana Filipa Marques e Ana Oliveira pelo mútuo apoio e espírito de ajuda durante este período.

Aos meus pais e irmãos agradeço pelo apoio que demonstraram durante este tempo todo que durou a minha licenciatura.

Resumo

O Processamento por Fricção Linear (PFL) aplica os princípios básicos da Soldadura por Fricção Linear (SFL) na modificação metalúrgica dos materiais na zona processada termomecanicamente. O PFL permite modificar a microestrutura original promovendo um refinamento do tamanho de grão na zona processada dos materiais, eliminando defeitos superficiais e internos, ex., porosidades e fissuras. Os materiais que são processados normalmente melhoram a sua ductilidade e resistência mecânica, assim como a sua resistência à corrosão e a esforços de fadiga. A aplicação do PFL em alguns materiais, chega a permitir obter comportamentos de superplasticidade.

Neste trabalho, foi realizada uma pesquisa bibliográfica sobre os temas envolvidos no trabalho que permitiu o desenvolvimento de diversas ferramentas para PFL, com diferentes geometrias, de onde resultaram a selecção de duas geometrias de ferramenta diferentes para o PFL superficial e duas geometrias de ferramenta diferentes para o PFL em volume. Após esta fase, realizou-se uma análise de base experimental da influência da geometria da ferramenta e principais parâmetros do PFL no processamento superficial e volúmico das ligas de alumínio obtidas por fundição, AA5083-O e AA7022-T6 com espessura de 10mm.

Foram realizados ensaios com diferentes números de passes sobrepostos e nível de sobreposição (overlap ratio). Os resultados obtidos foram analisados em termos metalúrgicos por microscopia óptica e electrónica, campo de dureza, e ensaiados em termos de resistência à flexão e ao desgaste superficial.

Palavras-chave: Processamento por fricção linear, Ligas de alumínio de fundição, Geometria da ferramenta, Modificação microestrutural, Resistência mecânica

Abstract

Friction Stir Processing (FSP) is based on the basic principles of Friction Stir Welding (FSW) in the metallurgical modification of the materials in the thermomechanical processed zone. FSP modifies the original microstructure through a grain size refinement on the materials processed zone and elimination of superficial and internal defects, e.g., porosities and cracks. The processed materials usually improve their mechanical properties, as well, their corrosion and wear resistance and fatigue behaviour. It is possible to reach superplasticity behaviours in some materials using the FSP.

In this work, it was made a literature survey on the issues involved which lead to the development of various tools for FSP, with different geometries, from where we selected two different tool geometries for the superficial FSP and two different tool geometries for the in volume FSP. After this phase, it was performed an experimental analysis of tool geometry and the most important FSP parameters in the superficial and in volume FSP for the cast aluminium alloys AA5083-O and AA7022-T6 with 10mm in thickness.

It was performed several tests with different number of passes and different overlap ratios. The obtained results were analysed by metallurgical means using optical and electronic microscopy, hardness testing and tested in terms of bending resistance and superficial wear testing.

Keywords: Friction stir processing, Cast aluminium alloy, Tool geometry, Microstructure modifications, Mechanical resistance

Índice

| | |
|--|-------------|
| Agradecimentos | i |
| Resumo | ii |
| Abstract | iii |
| Índice | iv |
| Lista de tabelas | vii |
| Lista de Figuras | viii |
| Simbologia | xi |
| 1 – Introdução e objectivos | 1 |
| 1.1 – Estrutura da tese | 1 |
| 2 – Estado da arte | 2 |
| 2.1 – Alumínio | 2 |
| 2.1.1 – Propriedades e aplicações | 2 |
| 2.1.2 – Produção | 2 |
| 2.1.3 – Designação e nomenclatura das ligas e seus tratamentos..... | 4 |
| 2.2 – Processamento por fricção linear (PFL) | 7 |
| 2.2.1 – Soldadura por Fricção Linear | 7 |
| 2.2.2 – Funcionamento do PFL | 7 |
| 2.2.3 – Zona processada | 8 |
| 2.2.4 – Parâmetros e características do processo | 10 |
| 2.2.5 – Propriedades modificadas | 12 |
| 2.2.5.1 – Superplasticidade | 12 |
| 2.2.5.2 – Tensão de cedência e dureza..... | 13 |
| 2.2.5.3 – Fadiga | 15 |
| 2.2.5.4 – Enformabilidade | 16 |
| 2.2.5.5 – Compósitos | 17 |
| 2.2.5.6 – PFL por passagens múltiplas (multipasse) | 18 |
| 3 – Caracterização do material base | 19 |
| 3.1 – Identificação das ligas e suas propriedades | 19 |
| 3.2 – Caracterização metalográfica do material base | 20 |
| 4 – Ensaio do Processamento por Fricção linear (PFL) | 22 |
| 4.1 – Desenvolvimento de ferramentas superficiais | 22 |
| 4.2 – Caracterização dos ensaios ao PFL | 23 |
| 4.2.1 – Processamento em volume | 25 |
| 4.2.1.1 – Procedimento experimental | 25 |
| 4.2.1.2 - Resultados | 26 |
| 4.2.1.3 – Discussão de resultados | 27 |
| 4.2.3 – Processamento superficial | 28 |
| 4.2.3.1 – Procedimento experimental | 28 |
| 4.2.3.2 – Resultados | 28 |
| 4.2.3.3 – Discussão de resultados | 29 |
| 4.3.4 – Análise das variáveis do processamento | 30 |
| 4.3.4.1 – Procedimento experimental | 30 |
| 4.3.4.2 - Resultados | 30 |
| 4.2.4.3 – Discussão de resultados | 31 |
| 5 – Ensaio e caracterização metalográfica das ligas processadas por PFL | 34 |
| 5.1 – Caracterização macroscópica | 34 |
| 5.1.1 – Liga AA7022-T6 processada em volume | 34 |
| 5.1.1.1 – Resultados | 34 |

| | |
|---|-----------|
| 5.1.1.2 – Discussão de resultados | 36 |
| 5.1.2 – Liga AA5083-O processada em volume | 37 |
| 5.1.2.1 - Resultados | 37 |
| 5.1.2.2 – Análise de resultados | 39 |
| 5.1.3 – Liga AA5083-O processada superficialmente | 40 |
| 5.1.3.1 - Resultados | 40 |
| 5.1.3.2 – Discussão de resultados | 40 |
| 5.2 – Caracterização Microscópica | 41 |
| 5.2.1 – Liga AA7022-T6 processada em volume | 41 |
| 5.2.1.1 – Resultados | 41 |
| 5.2.1.2 – Discussão de resultados | 46 |
| 5.2.2 – Liga AA5083-processada em volume | 47 |
| 5.2.2.1 – Resultados | 47 |
| 5.2.2.2 – Discussão de resultados | 52 |
| 5.2.3 – Processamento superficial da liga AA5083-O | 53 |
| 5.2.3.1 – Resultados | 53 |
| 5.2.3.2 – Discussão de resultados | 54 |
| 5.3 – Análise EDS das amostras..... | 55 |
| 5.3.1 – Liga de alumínio AA7022-T6 | 55 |
| 5.3.1.1 – Resultados | 55 |
| 5.3.1.2 – Discussão de resultados | 56 |
| 5.3.2 – Liga de alumínio AA5083-O | 56 |
| 5.3.2.1 – Resultados | 56 |
| 5.3.2.2 – Discussão de resultados | 57 |
| 5.4 – Ensaios de dureza | 57 |
| 5.4.1 – Ligas de alumínio AA7022-T6 processadas em volume | 57 |
| 5.4.1.1 - Resultados | 57 |
| 5.4.1.2 – Discussão de resultados | 60 |
| 5.4.2 – Ligas de alumínio AA5083 processadas em volume | 61 |
| 5.4.2.1 - Resultados | 61 |
| 5.4.2.2 – Discussão de resultados | 63 |
| 5.4.3 – Ligas de alumínio AA5083 processadas superficialmente | 64 |
| 5.4.3.1 – Resultados | 64 |
| 5.4.3.2 – Discussão de resultados | 65 |
| 5.5 – Ensaios de flexão..... | 65 |
| 5.5.1 – Liga de alumínio AA7022-T6 | 66 |
| 5.5.1.1 – Resultados | 66 |
| 5.5.1.2 - Discussão de resultados | 67 |
| 5.5.2 – Liga de alumínio AA5083-O | 68 |
| 5.5.2.1 – Resultados | 68 |
| 5.5.2.2 – Discussão de resultados | 68 |
| 5.5.3 – Conclusões gerais | 69 |
| 5.5.3.1 – Resultados | 69 |
| 5.5.3.2 – Discussão de resultados | 70 |
| 5.6 – Ensaios de desgaste | 71 |
| 5.6.1 – Introdução teórica | 71 |
| 5.6.2 – Procedimento experimental..... | 71 |
| 5.6.3 – Liga de alumínio AA7022-T6 | 73 |
| 5.6.3.1 – Resultados | 73 |
| 5.6.3.2 – Discussão de resultados | 74 |
| 5.6.4 – Liga de alumínio AA5083-O | 74 |
| 5.6.4.1 – Resultados | 74 |
| 5.6.4.2 – Discussão de resultados | 75 |
| 6 – Conclusões e perspectivas de trabalho futuras | 76 |
| 7 – Referências | 78 |
| Anexos..... | 1 |

| | |
|--|-----------|
| Anexo A-1 – Esquema de cordões da liga 5083-0 e localização das amostras: | 1 |
| Anexo A-2 – Esquema de cordões da liga 5083-0 e localização das amostras: | 2 |
| Anexo A-3 – Desenho técnico da ferramenta dual com três pinos e base com estrias descontínuas | 3 |
| Anexo A-4 – Desenho técnico da ferramenta dual com estrias e estrias com diminuição em altura | 4 |
| Anexo B-1 – Procedimento do processamento dos ensaios realizados | 5 |
| Anexo B-2 – Procedimento de polimento de amostras | 6 |
| Anexo B-3 – Procedimento de ensaio do perfil de dureza | 8 |
| Anexo B-4 – Procedimento de ensaio de flexão a três pontos | 9 |
| Anexo B-5 – Procedimento de ensaio de desgaste..... | 10 |
| Anexo C-2 – Perfil de dureza da liga AA7022-T6 com 2 passos a diferentes espessuras | 11 |
| Anexo C-3 – Perfil de dureza da liga AA7022-T6 com 3 passos a diferentes espessuras | 12 |
| Anexo C-4 – Perfil de dureza da liga AA7022-T6 com 4 passos a diferentes espessuras | 12 |
| Anexo C-5 – Perfil de dureza da liga AA5083-O com 1 passo a diferentes espessuras | 13 |
| Anexo C-6 – Perfil de dureza da liga AA5083-O com 2 passos a diferentes espessuras | 13 |
| Anexo C-7 – Perfil de dureza da liga AA5083-O com 3 passos a diferentes espessuras | 14 |
| Anexo C-8 – Perfil de dureza da liga AA5083-O com 4 passos a diferentes espessuras | 14 |
| Anexo D – Diagrama de fases do Al-Zn | 15 |
| Anexo E-1 – Gráficos de barras relativos à flexão em três pontos na liga AA7022-T6. | 16 |
| Anexo E-2 – Gráficos de barras relativos à flexão em três pontos na liga AA5083-O .. | 17 |
| Anexo F – Programação do LABView utilizada na realização dos ensaios de desgaste | 18 |
| Anexo G-1 – Micrografias pelo SEM das pistas de desgaste da liga AA7022-T6 | 19 |
| Anexo G-2 – Micrografias pelo SEM das pistas de desgaste da liga AA5083-O | 20 |

Lista de tabelas

| | |
|---|----|
| Tabela 2.1 – Tabelas da composição das diferentes séries dos alumínios para enformação plástica..... | 5 |
| Tabela 2.2 – Especificação dos tratamentos por deformação plástica..... | 5 |
| Tabela 2.3– Especificação dos tratamentos térmicos | 6 |
| Tabela 3.1 – Propriedades da liga de alumínio AA5083-O..... | 19 |
| Tabela 3.2 – Composição química da liga AA5083-O em percentagem ponderal..... | 19 |
| Tabela 3.3– Propriedades da liga de alumínio AA7022-T6 | 19 |
| Tabela 3.4 - Composição química da liga AA7022-T6 em percentagem ponderal | 19 |
| Tabela 4.1 – Características das ferramentas utilizadas no PFL | 25 |
| Tabela 4.2 – Parâmetros de ensaio para o processamento superficial do alumínio AA5083-O 28 | |
| Tabela 5.1 – Matriz de comparação da liga AA7022-T6 processada com ferramenta 1 e OR = 1 de um (1S) e dos dois lados (2S) | 34 |
| Tabela 5.2 – Matriz de comparação da liga AA7022-T6 processada com ferramenta 4 e OR = 1 de um (1S) e dos dois lados (2S) | 34 |
| Tabela 5.3 – Matriz de comparação da liga AA7022-T6 processada com ferramenta 1 (em cima) e com a ferramenta 4 (em baixo)..... | 35 |
| Tabela 5.4 – Matriz de comparação da liga AA5083 processada com a ferramenta 1 e OR = 1 de um lado (1S) e dos dois lados (2S) | 37 |
| Tabela 5.5 – Matriz de comparação da liga de alumínio AA7022-T6 e da AA5083 processadas com a ferramenta 1..... | 38 |
| Tabela 5.6 – Fotos das zonas processada superficialmente | 40 |
| Tabela 5.7– Composições medidas no EDS | 55 |
| Tabela 5.8– Composições medidas no EDS | 56 |
| Tabela 5.9 – Tabela com os coeficientes de atrito medidos durante o ensaio de desgaste | 73 |
| Tabela 5.10 – Tabela com os coeficientes de atrito medidos durante o ensaio de desgaste | 75 |

Lista de Figuras

| | |
|---|----|
| Figura 2.1 – Esquema geral da produção de alumínio | 4 |
| Figura 2.2– Ferramenta de SFL | 7 |
| Figura 2.3– Esquema da zona processada | 8 |
| Figura 2.4 – Microestrutura do <i>nugget</i> de um alumínio 7075 processado por PFL..... | 8 |
| Figura 2.5 – Microestrutura típica da ZATM..... | 10 |
| Figura 2.6 – Esquemas de pinos utilizados em PFL..... | 11 |
| Figura 2.7 – Gráfico de extensão vs razão de extensão de um liga AA7075..... | 13 |
| Figura 2.8 – Gráfico da variação da dureza e tensão de cedência a diferentes velocidades de rotação..... | 14 |
| Figura 2.9– Distribuição das durezas na liga de alumínio | 14 |
| Figura 2.10 – Comparação de várias propriedades tensionais | 15 |
| Figura 2.11 – Distribuição do tamanho de grão e distribuição das durezas..... | 15 |
| Figura 2.12 – Influência do PFL no comportamento à fadiga | 16 |
| Figura 2.13 – Comportamento do ensaio de flexão de um material processado e arrefecido com água (em cima) e outro apenas processado (em baixo)..... | 17 |
| Figura 2.14 – Tabela da variação da dureza e tensão de cedência com o aumento do conteúdo de pó adicionado | 17 |
| Figura 2.15 – Variação do alongamento à fractura para os diferentes multipassos..... | 18 |
| Figura 3.1 – Microestrutura do alumínio AA5083-O contrastado com: a) reagente de Keller e b) reagente de Poulton modificado..... | 20 |
| Figura 3.2 – Esquema das durezas Vickers tiradas nas amostras do material base | 21 |
| Figura 3.3 – Microestrutura da liga de alumínio AA7022-T6 contrastado com: a) reagente de Keller e b) reagente de Poulton..... | 21 |
| Figura 4.1 – Representação das ferramentas desenvolvidas: a) Base côncava lisa com três pinos, b) base com estrias contínuas, c) base com estrias descontínuas e d) base com estrias contínuas mas com diminuição na altura delas..... | 22 |
| Figura 4.2 – Área processada numa rotação pela base com três pinos com zonas processadas duas vezes (cinzento escuro) e uma vez (cinzento claro) | 23 |
| Figura 4.3 – Representação da fresadora convencional e respectivo comando dos seus graus de liberdade: a) Posicionamento angular da cabeça, b) Controlo da velocidade de rotação, c) Controlo da velocidade de avanço linear da mesa e d) Accionamento manual do movimento da mesa na direcção vertical. | 23 |
| Figura 4.4 – Ferramentas utilizadas no processamento por fricção linear: a) Ferramenta 1, b) Ferramenta 2, c) Ferramenta 3 e d) Ferramenta 4 | 24 |
| Figura 4.5 – Cordões produzidos pelo PFL na alumínio AA7022-T6 | 26 |
| Figura 4.6 – Cordões produzidos pelo PFL no alumínio 5083-O..... | 26 |
| Figura 4.7 – Zona de localização do defeito | 26 |
| Figura 4.8 – Representação 3-D de canais (defeito em volume) | 27 |

| | |
|---|----|
| Figura 4.9 – Micrografia longitudinal do <i>nugget</i> | 27 |
| Figura 4.10 – Resultados obtidos do PFL superficial | 29 |
| Figura 4.11 – Resultado do processamento nas condições do ensaio FSP #7 | 29 |
| Figura 4.12 – Variação das diferentes variáveis durante o processamento da liga de alumínio AA5083-O | 30 |
| Figura 4.13 – Variação das diferentes variáveis durante o processamento da liga de alumínio AA5083-O | 31 |
| Figura 5.1 – Micrografias das diferentes zonas do processamento: a) MB, b) ZAC, c) ZATM e d) <i>Nugget</i> | 41 |
| Figura 5.2 – Macrografia e micrografias da amostra 7801 | 42 |
| Figura 5.3 – Macrografia e micrografias da amostra 7807 | 42 |
| Figura 5.4 – Macrografia e micrografias da amostra 7810 | 43 |
| Figura 5.5 – Macrografia e micrografias da amostra 7812 | 43 |
| Figura 5.6– Macrografia e micrografias da amostra 7813 | 44 |
| Figura 5.7 – Macrografia e micrografias da amostra 7503 | 44 |
| Figura 5.8 – Macrografia e micrografias da amostra 7508 | 45 |
| Figura 5.9 – Macrografia e micrografias da amostra 7511 | 45 |
| Figura 5.10 – Micrografias das diferentes zonas de PFL: a) MB, b) ZAC e ZATM, c) <i>Nugget</i> zona homogeneizado e d) <i>Nugget</i> zona não homogeneizado..... | 47 |
| Figura 5.11 – Macrografia e micrografias da amostra 5801 | 48 |
| Figura 5.12 – Macrografia e micrografias da amostra 5807 | 48 |
| Figura 5.13 – Macrografia e micrografias da amostra 5809 | 49 |
| Figura 5.14 – Macrografia e micrografias da amostra 5810 | 49 |
| Figura 5.15 – Micrografias da amostra 5805 constrastada com reagente de Poulton modificado: a) perto da superfície e b) interior do <i>nugget</i> | 50 |
| Figura 5.16 – Micrografia da amostra 5808 contrastada com reagente de Poulton modificado | 51 |
| Figura 5.17 – Micrografias da amostras 5809 mostrando a influência dos multipasso com OR = $\frac{1}{2}$ no tamanho de grão: a) 1º cordão e b) 3ºcordão | 51 |
| Figura 5.18 – Micrografias da zona processada pelas ferramentas superficiais contrastadas com reagente de Keller: a) amostra 5 e b) amostra 6..... | 53 |
| Figura 5.19 – Micrografia da amostra 5 contrastada com o reagente de Poulton modificado ... | 53 |
| Figura 5.20 – Micrografias do SEM com a localização das análises EDS na liga AA7022..... | 55 |
| Figura 5.21 – Micrografia do SEM com a localização das análises realizadas pelo EDS..... | 56 |
| Figura 5.22 – Gráfico de dureza da liga AA7022-T6 a 1mm de espessura com os diferentes passos..... | 57 |
| Figura 5.23 – Gráfico de dureza da liga AA7022-T6 a 3mm de espessura com a sequência de passos..... | 58 |
| Figura 5.24 – Gráfico de dureza da liga AA7022-T6 a 5mm de espessura com a sequência de passos..... | 58 |

| | |
|---|----|
| Figura 5.25 – Gráfico de dureza da liga AA7022-T6 com três passos e OR = ½ a diferentes espessuras | 59 |
| Figura 5.26 – Gráfico de dureza da liga AA7022-T6 com três passos e OR = 0 a diferentes espessuras | 59 |
| Figura 5.27 – Gráfico de dureza da liga AA5083 a 1mm de espessura com os diferentes passos | 61 |
| Figura 5.28 – Gráfico de dureza da liga AA5083 a 3mm de espessura com os diferentes passos | 61 |
| Figura 5.29 – Gráfico de dureza da liga AA5083 a 5mm de espessura com os diferentes passos | 62 |
| Figura 5.30 – Gráfico de dureza da liga AA5083 com três passos e OR = ½ a diferentes espessuras | 62 |
| Figura 5.31 – Gráfico de dureza da liga AA5083 com três passos e OR = 0 a diferentes espessuras | 63 |
| Figura 5.32 – Gráfico de dureza da liga AA5083 processada superficialmente (Amostra FSP #5) | 64 |
| Figura 5.33 – Gráfico de dureza da liga AA5083 processada superficialmente (Amostra FSP #6) | 64 |
| Figura 5.34 – Equipamento onde realizou-se os ensaios de flexão | 65 |
| Figura 5.35 – Gráfico força vs deslocamento da liga 7022-T6: MB (azul), PFLS (rosa) e PFLV (amarelo) | 66 |
| Figura 5.36 – Provetes de flexão ensaiados da liga de alumínio AA7022-T6: a) Material base, b) PFLS e c) PFLV | 66 |
| Figura 5.37 – Gráfico força vs deslocamento da liga de alumínio AA5083-O: MB (azul), PFLS (rosa) e PFLV (amarelo) | 68 |
| Figura 5.38 – Provetes de flexão ensaiados da liga de alumínio AA5083-O: a) Material base, b) PFLS e c) PFLV | 68 |
| Figura 5.39 – Tabela de comparação entre ângulos máximos obtidos nos ensaios de flexão .. | 69 |
| Figura 5.40 – Tabela de comparação entre energia de fractura obtidas no ensaio de flexão ... | 70 |
| Figura 5.41 – Equipamento utilizado nos ensaios de desgaste..... | 72 |
| Figura 5.42 – Volume removido por unidade de comprimento (Q) para a liga AA7022-T6 com diferentes tratamentos | 73 |
| Figura 5.43 – Coeficiente de desgaste dimensional (k) para a liga AA7022-T6 com diferentes tratamentos | 73 |
| Figura 5.44 - Volume removido por unidade de comprimento (Q) para a liga AA5083-O com diferentes tratamentos | 74 |
| Figura 5.45 – Coeficiente de desgaste dimensional (k) para a liga AA7022-T6 com diferentes tratamentos | 75 |

Simbologia

| | |
|------------|--|
| F_z | Força aplicada verticalmente durante da ferramenta sobre a placa durante o PFL (N) |
| Ω | Velocidade de rotação do pino durante o PFL (rpm) |
| v | Velocidade de avanço da ferramenta durante o PFL (mm/min) |
| α | Ângulo de ataque da ferramenta com o material a ser processado |
| D_{base} | Diâmetro da base da ferramenta (mm) |
| d_{pino} | Diâmetro do pino da ferramenta (mm) |
| l_{pino} | Comprimento do pino (mm) |
| f | Fracção volúmica |
| l | Distância entre centros dos pinos |
| σ_y | Tensão de cedência calculada pela equação de Hall-Petch (MPa) |
| σ_0 | Tensão à qual se inicia o movimento da deslocações (MPa) |
| k_y | Constante do material |
| d | Diâmetro do tamanho de grão (m) |
| Q | Volume de material removido por unidade de distância (mm^3/m) |
| W | Carga aplicada durante o ensaio de desgaste (N) |
| H | Dureza do material |
| K | Coefficiente de desgaste adimensional |
| k | Coefficiente de desgaste dimensional, isto é, volume removido por unidade de distância e de carga ($mm^3/N.m$) |
| v_d | Velocidade do ensaio de desgaste (m/min) |
| A_d | Área de contacto entre o pino e o material a ser testado no ensaio de desgaste (mm^2) |
| L_d | Distância percorrida no ensaio de desgaste (m) |
| OR | <i>Overlap ratio</i> |
| SFL | Soldadura por fricção linear, tradução adoptada para português da denominação original: <i>Friction Stir Welding</i> (FSW) |
| PFL | Processamento por fricção linear, tradução adoptada do inglês da denominação original: <i>Friction Stir Processing</i> (FSP) |
| AAxxxx | Designação genérica do grupo de ligas de alumínio para trabalho mecânico, segundo classificação da Aluminium Association (AA). Este grupo de ligas de alumínio, é o mais utilizado em aplicações estruturais, pelo que foi de entre este grupo, que se seleccionaram as ligas para análise, no presente trabalho |
| LA | Lado em avanço, identifica o material que se encontra do lado em que a velocidade linear de avanço e de rotação da ferramenta, têm o mesmo sentido. Este lado também adopta uma outra denominação, menos utilizada, de Lado em corte (tradução de <i>shear side</i>). |
| LR | Lado em retrocesso, identifica o material que se encontra do lado em que a velocidade linear de avanço e de rotação da ferramenta, têm sentidos opostos. Este lado também adopta uma outra denominação, menos utilizada, de Lado em fluxo (tradução de <i>flow side</i>). |

MB Designação do material de base, que está a ser alvo da ligação por fricção linear. Corresponde a todo o material que não sofreu qualquer alteração, devido ao ciclo termo-mecânico característico do processo.

ZAC Designação da zona afectada pelo calor do MB. A estrutura metalúrgica desta zona é afectada pelo ciclo térmico do processo, sem sofrer qualquer deformação plástica.

ZATM Designação da zona afectada termo-mecanicamente do MB. Esta zona de transição entre o *nugget* e a ZAC, que não chega a recristalizar, apresenta alterações metalúrgicas e uma estrutura de grão com deformações plásticas muito acentuadas, principalmente próximo da interface com o *nugget*.

PFLV Processamento por fricção linear em volume

PFLS Processamento por fricção linear superficial

1 – Introdução e objectivos

O processamento por fricção linear é uma técnica baseada nos princípios da soldadura por fricção linear. O processamento por fricção mostrou ser bastante eficaz no refinamento do tamanho de grão dentro do *nugget* e na eliminação de defeitos provenientes do processo de produção, como fissuras e porosidades.

Esta técnica consegue homogeneizar a microestrutura dos materiais, aumenta a resistência à fadiga e corrosão. Devido ao refinamento de grão apresenta uma boa enformabilidade, e existe casos em que tem um comportamento superplástico.

Neste trabalho, realizou-se um estudo baseado em artigos escritos e conhecimento adquiridos da soldadura por fricção linear no Grupo da secção de tecnologia mecânica, com o objectivo de realizar um resumo do estado da arte actual.

Após esta análise do estado da arte, pretendeu-se estudar o comportamento PFL em duas ligas de alumínio distintas, uma tratável termicamente (AA7022-T6) e uma não tratável termicamente (AA5083-O). Realizaram-se ensaios por processamento por fricção linear superficiais e em volume, e estudou-se a modificação microestrutural destas ligas através de microscopia óptica e electrónica (SEM), e realizaram-se ensaios de dureza, de flexão em três pontos e de desgaste, para estudar o comportamento das ligas tratadas por PFL.

1.1 – Estrutura da tese

De seguida descrevem-se os assuntos tratados em cada um dos capítulos.

No capítulo 2 temos a descrição da pesquisa bibliográfica que se encontra dividida em três partes: (1) Caracterização geral do alumínio, (2) Descrição das diferentes zonas de processamento e influência dos parâmetros e ferramentas e (3) Descrição de resultados obtidos por vários autores nas diferentes propriedades modificadas pelo PFL.

No capítulo 3, faz-se uma breve caracterização das ligas fornecidas através de dados fornecidos pela empresa Gleich GmbH e através de técnicas de caracterização metalográfica.

No capítulo 4, temos uma parte inicial sobre o desenvolvimento de ferramentas superficiais, e depois realizou-se um estudo sobre os ensaios no PFL volúmicos, tanto nos parâmetros utilizados e na qualidade obtida nos cordões realizados em volume e superficialmente.

No capítulo 5, realizou-se um estudo sobre a alteração das propriedades no material modificado pelo PFL, através de análises metalográficas por microscopia óptica e electrónica (SEM), e de resultados obtidos de ensaios mecânicos de flexão, desgaste e dureza.

No último capítulo (capítulo 6) são estabelecidas as conclusões mais importantes, de acordo com as que foram discutidas durante os vários capítulos e preparou-se umas propostas para o futuro com vista a desenvolver o trabalho efectuado.

2 – Estado da arte

2.1 – Alumínio

2.1.1 – Propriedades e aplicações

O alumínio é o metal mais abundante a nível mundial e está presente numa grande diversidade de indústrias e segmentos devido às suas propriedades, nomeadamente:

- densidade de 2.68g/cm^3 , que lhe confere uma boa relação massa/volume garantindo um melhor transporte em relação a outros metais que possam ser utilizados para fazer embalagens. A sua baixa densidade associada à sua resistência mecânica garante um material a ter em conta na indústria automóvel e aeroespacial porque garante um bom desempenho e um baixo consumo de combustível.

- tem uma boa condutividade eléctrica que permite que seja usado na transmissão de energia através de cabos e fios, é também utilizado em aplicações de aquecimento e arrefecimento.

- a sua boa maleabilidade garante possa ser utilizado em vários objectos, podendo ser deformado e conformado com relativa facilidade.

- tem uma boa resistência à corrosão o que lhe permite que seja utilizado em portas, janelas e revestimentos usados na indústria civil garantindo a sua conservação e fácil manutenção. Nas embalagens garante a higiene dos produtos e é uma barreira à contaminação.

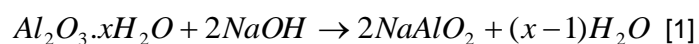
- tem uma grande variedade de acabamentos, como anodização e pintura o que aumenta a sua resistência à corrosão.

- é reciclável, o que garante uma reutilização e recuperação de grande parte do investimento inicial, beneficiando o ambiente por uma menor produção de resíduos e menor utilização das matérias-primas.

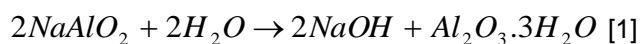
2.1.2 – Produção

Actualmente a produção de alumínio pode ser dividida em dois tipos: a primária e a secundária.

A produção de alumínio primário é realizada em dois processos, o primeiro é o processo Bayer em que digere a bauxite com soluções fortes de hidróxido de sódio a temperaturas de 240°C . A maior parte da alumina é dissolvida deixando um resíduo insolúvel designado por “lama vermelha”, que consiste essencialmente em óxidos de ferro e sílica que é removido por filtração. A concentração do hidróxido de sódio assim como a temperatura e pressão de operação são optimizados de acordo com a natureza do mineral da bauxite. A primeira etapa do processo de Bayer é dada pela seguinte fórmula:

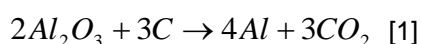


Passamos então a uma segunda etapa em que as condições são ajustadas de forma a reverter o processo. Esta é designada de etapa de decomposição:



A reacção inversa é atingida através do arrefecimento do licor e semeando cristais de trihidratos, $Al_2O_3 \cdot 3H_2O$, de forma a promover a precipitação deste composto em partículas finas em vez da sua forma gelatinosa. Esta etapa é normalmente realizada a 50°C em vasos com pouca agitação podendo levar 30h a completar. O trihidrato é depois removido e lavado com o licor do hidróxido de sódio a ser reaproveitado na etapa de digestão. A alumina é então produzida calcinando o trihidrato em banhos fluidizados. A calcinação ocorre em duas etapas na primeira remove-se a água de recristalização (entre 400–600°C), produzindo alumina no estado γ que é quimicamente mais activa, depois ao aquecer até 1200°C produz alumina no estado α , que é mais inerte.

No segundo processo, Processo de Hall-Heroult, temos a produção de alumínio a partir da alumina. A alumina tem um elevado ponto de fusão (2040°C) e é um mau condutor de electricidade, por isso a chave para a produção de alumínio consiste na dissolução do óxido num banho de criólito líquido (Na_3AlF_6) e um típico electrólito contém 80-90% deste composto e 2-8% de alumina, em conjunto com aditivos como AlF_3 e CaF_2 . Uma célula de redução electrolítica consiste em ânodos de carbono cozidos que são consumidos e precisam de ser substituídos regularmente, um electrólito de alumina e criólito líquido, uma piscina de alumínio líquido, um contentor de carbono para suportar o metal e electrólito e um sistema de recolha de gases para impedir que os gases libertados da célula escapem para a atmosfera. Existe também alimentadores de alumina que são activados de forma intermitente sob um controlo automático. Esta célula opera de forma a que os alinhadores de carbono estejam protegidos por uma camada de criólito líquido e que a superfície superior do banho esteja coberto com uma camada de alumina. O mecanismo exacto da reacção electrolítica é desconhecido mas é provável que iões portadores de corrente sejam Na^+ , AlF_4^- , AlF_6^- e alguns iões ternários complexos como $AlOF_3^{2-}$. No cátodo considera-se que os aniões fluoroaluminatados são descarregados por transferência de carga na interface do cátodo para produzir alumínio metálico e iões F^- enquanto no ânodo os iões oxifluoroaluminatados dissociam-se e formam CO_2 . A reacção global é descrita por:



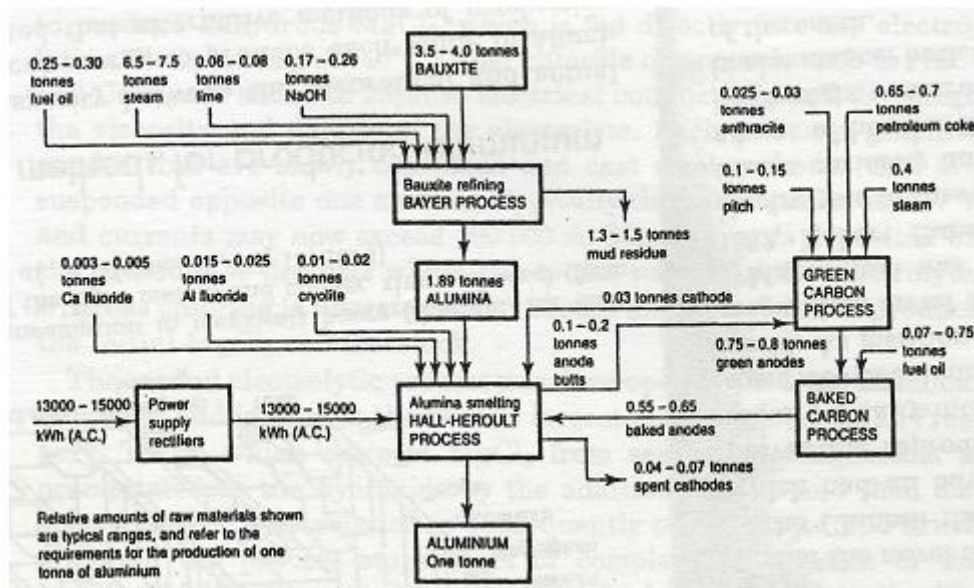


Figura 2.1 – Esquema geral da produção de alumínio

Como se pode ver na Figura 2.1, na produção de alumínio precisamos de 4 toneladas de matéria-prima para produzir 1 tonelada de alumínio, devido a esta razão a reciclagem do alumínio torna-se cada vez mais importante. A produção secundária de alumínio faz-se pela reciclagem deste, e tem vindo a ser cada vez mais valorizada devido ao menor consumo de energia e de matérias-primas.

2.1.3 – Designação e nomenclatura das ligas e seus tratamentos

Os alumínios estão divididos em duas grandes classes:

- os alumínios para enformação plástica (wrought aluminium alloys) que detêm 85% da produção mundial;
- os restantes 15% pertencem aos alumínios para fundição (cast aluminium alloys).

As ligas de alumínio para trabalho mecânico são classificadas por um número de quatro dígitos que foi atribuído pela IADS (International Alloy Designation System) em que o primeiro dígito muda conforme o elemento de liga principal, como se pode ver na tabela 2.1. O segundo dígito está relacionado com modificações que foram feitas à liga, em que a original tem este dígito igual a 0 e as que sofrem modificação são numeradas de 1-9. Os últimos dois dígitos na série 1xxx estão relacionados com a pureza da liga por exemplo, a liga 1145 tem uma pureza de 99,45% enquanto a 1200 tem uma pureza de 99%, para as outras ligas estes dígitos têm pouco significado e serve para identificar diferentes ligas de alumínio na série. Utiliza-se o prefixo X quando a liga está num estado experimental do seu desenvolvimento.

| Série | Elemento(s) de liga principal(is) | Outros elementos de liga |
|-------|-----------------------------------|--------------------------|
| 1xxx | Alumínio puro | - |
| 2xxx | Cu | Mg , Li |
| 3xxx | Mn | Mg |
| 4xxx | Si | - |
| 5xxx | Mg | - |
| 6xxx | Mg , Si | - |
| 7xxx | Zn | Cu, Mg, Cr, Zr |
| 8xxx | Li, Sn, Fe, Cu e Mn | - |
| 9xxx | Reservada para uso futuro | |

Tabela 2.1 – Tabelas da composição das diferentes séries dos alumínios para enformação plástica [2]

As ligas de alumínio são divididas em dois grupos:

- as tratáveis termicamente em que estão incluídas as ligas das séries 2xxx, 6xxx e 7xxx,
- e as não tratáveis termicamente em que estão incluídas as ligas das séries 1xxx, 3xxx, 4xxx e 5xxx.

Dependendo do tratamento que sofrem, as ligas irão ter uma designação que o caracteriza, por exemplo o AA5083-O, refere-se à liga 5083 no estado recozido. Assim temos como designações dos diferentes tratamentos as seguintes, o F refere-se a ligas que não sofreram nenhum tratamento após o seu fabrico, a letra O para ligas que foram recozidas com o objectivo de homogeneizar a sua estrutura e aliviar as tensões. A letra H utiliza-se para ligas que sofrem trabalho mecânico a frio e é normalmente seguida de dois dígitos, o primeiro dígito está relacionado com o tratamento que sofre explicado na tabela 2.2, e o segundo está relacionado com a diminuição da espessura:

| Tipo | Especificação do 1º dígito |
|------|---|
| H1x | Deformação a frio |
| H2x | Deformação a frio e recozimento parcial |
| H3x | Deformação a frio e estabilização |

Tabela 2.2 – Especificação dos tratamentos por deformação plástica [1]

O segundo dígito como foi referido anteriormente está relacionado com a diminuição da espessura na deformação a frio. Um tratamento em que o segundo dígito seja por exemplo o H18, corresponde à tensão de cedência obtida com uma diminuição de 75% da secção transversal e corresponde também ao material completamente endurecido. O tratamento H12

corresponde a um quarto desse valor de tensão, assim H14 e H16 correspondem a metade e três quartos desse valor, respectivamente. Existem tratamentos diferentes dos aqui mencionados como o H19 que se refere a um endurecimento superior ao proporcionado pelo H18, tem-se também o H111 que se refere a tratamentos que foram deformados menos que o necessário para se obter as condições específicas do tratamento H11.

As ligas que sofrem um tratamento térmico com vista a melhorar as suas propriedades, são classificadas com a letra T seguida por um ou mais dígitos, em que a sua designação está explicada na tabela 2.3.

| Tipo | Especificação do 1º dígito |
|-------------|--|
| T1 | Solubilização parcial e envelhecimento natural |
| T2 | Recozimento |
| T3 | Solubilização total e deformação a frio |
| T4 | Solubilização total e envelhecimento natural |
| T5 | Apenas envelhecimento artificial |
| T6 | Solubilização total e envelhecimento artificial |
| T7 | Solubilização e estabilização |
| T8 | Solubilização, deformação a frio e envelhecimento artificial |
| T9 | Solubilização, envelhecimento artificial e deformação a frio |

Tabela 2.3– Especificação dos tratamentos térmicos [3]

O segundo dígito ou mais dígitos podem estar relacionados com a diminuição de espessura por deformação plástica (T85 significa que foi deformado a frio 5%), com o tipo de alívio de tensões (Tx51 refere-se a alívio de tensões por tracção, o Tx52 a alívio de tensões por compressão e o Tx53 a alívio de tensões por tratamento térmico) ou então pode referir-se a tratamentos térmicos que foram realizados pelo operador. Existe uma outra sigla para tratamentos térmicos que é o W que se refere a ligas que sofrem espontaneamente envelhecimento à temperatura ambiente após solubilização.

2.2 – Processamento por fricção linear (PFL)

2.2.1 – Soldadura por Fricção Linear

A invenção da soldadura por fricção linear (SFL) na última década do século XX, veio revolucionar a soldadura de vários materiais que eram considerados difíceis de soldar pelos métodos convencionais de soldadura. A SFL não funde, nem utiliza materiais de adição para ligar materiais decorrendo o processo todo em estado sólido. Este processo utiliza uma ferramenta cilíndrica não consumível, que vai ser introduzida na junta das peças a ligar, na ferramenta destacam-se uma base que fica em contacto com a superfície exterior da peça e um pino com um perfil especial que penetra na junta, como se pode ver na Figura 2.2.



Figura 2.2– Ferramenta de SFL [4]

Este processo está em regime estacionário pelo que a ferramenta se encontra em movimento uniforme composto, de velocidade de rotação e avanço ao longo da junta. Durante este processo dá-se o aquecimento do material devido à energia calorífica dissipada pelos mecanismos de atrito. Este é depois transportado ao longo pino, sendo estrangulado pela base da ferramenta, em cima; pelo material base, aos lados; e pela placa de suporte, em baixo. Com a SFL obtêm-se cordões de soldadura de elevada qualidade, sendo possível reproduzir os resultados com garantia de qualidade total, independentemente do local, série a produzir, condições atmosféricas ou experiência do trabalhador, já que no estado industrial este processo está automatizado e é realizado sob controlo mecânico das condições operatórias.

Observou-se que normalmente, as propriedades do material eram melhores no cordão de soldadura do que no material base, e por isso numa tentativa de tornar este processo num novo tratamento de material, introduziu-se o processamento por fricção linear.

2.2.2 – Funcionamento do PFL

O processamento por fricção linear (PFL) é uma tecnologia de superfícies baseada nos princípios da SFL, em que um pino não-consumível penetra e avança ao longo da superfície do material produzindo uma zona muito deformada associada à fricção produzida pelo pino. O pino é ligeiramente mais pequeno que a espessura da chapa e o seu diâmetro é tipicamente do tamanho da peça. O PFL é um processo no estado sólido e por isso temos ausência de uma estrutura de solidificação e o problema relacionado com fases eutéticas e fases interdendríticas frágeis é eliminado. A zona friccionada apresenta três zonas distintas, o

nugget, a zona afectada termomecanicamente (ZATM) e a zona afectada pelo calor (ZAC) (Figura 2.3).

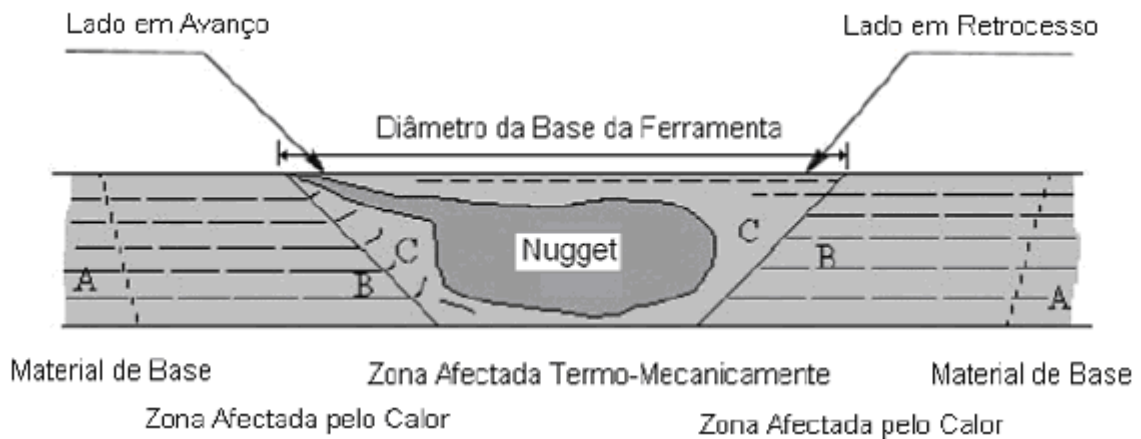


Figura 2.3– Esquema da zona processada [4]

2.2.3 – Zona processada

A zona processada é essencialmente constituída por três zonas, que são:

O *nugget* ou zona dinamicamente recristalizada gera-se com a intensa deformação plástica ou aquecimento friccional sentidos durante o processo, devido a este efeito verifica-se a formação de grãos finos e equiaxiais. Os parâmetros do processo, a geometria da ferramenta, a composição da peça processada, a temperatura de processamento, a pressão aplicada e o arrefecimento activo exercem uma grande influência no tamanho dos grãos recristalizados. O tamanho de grão encontra-se na escala do micron, embora haja estudos em que se consegue obter grãos ultra-finos (tamanho de grão $<1\mu\text{m}$), que podem ser obtidos com pinos com geometrias especiais ou com arrefecimentos externos especiais (por exemplo, azoto líquido, mistura de água com gelo seco e metanol, etc...). Na Figura 2.4 a seguir temos um exemplo do grão fino e equiaxial que se pode encontrar no *nugget*.

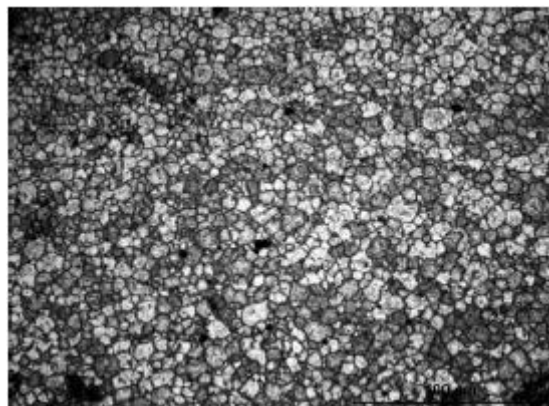


Figura 2.4 – Microestrutura do *nugget* de um alumínio 7075 processado por PFL [5]

Benavides et al. [6], investigaram a temperatura da peça processada e o seu efeito no tamanho de grão e verificaram, que diminuindo a temperatura inicial de 30 para -30°C, se verificou uma diminuição da temperatura máxima de 330 para 140°C num local 10mm afastado da linha de soldadura, resultando numa diminuição do tamanho de grão de 10 para 0.8µm. Noutro estudo, Kwon et al. [7], utilizaram um pino cónico com uma ponta afiada para reduzir a quantidade de calor gerado por fricção; uma temperatura máxima de 190°C foi verificada na zona processada num alumínio AA1050 com uma velocidade de rotação de 560rpm e uma velocidade de avanço de 155mm/min e obteve-se um tamanho de grão de 0.5µm. Noutro estudo realizado, Charit e al. [8], conseguiram obter um grão ultrafino para uma liga de alumínio Al-Zn-Mg-Sc, processada com um pino roscado com 4.2mm de diâmetro e 4 mm de comprimento e ombro côncavo com 11.4mm de diâmetro, com uma velocidade de avanço de 25.4mm/min e velocidade de rotação de 400rpm, obtiveram um grão ultrafino de 0.68 µm. Ma et al. [9], realizaram um estudo em que utilizaram duas ferramentas, uma com um pino com 8mm de diâmetro e uma base com 18mm de diâmetro que processaram a uma velocidade de rotação de 350rpm e velocidade de avanço de 203.2mm/min, e outra com um pino de 4mm e uma base com 12mm de diâmetro que processou com velocidade de rotação de 600rpm e uma velocidade de avanço de 25.4mm/min; ambas estas ferramentas processaram uma liga de Al-Mg-Zr e verificou-se que o tamanho de grão passou de 1.6µm para 0.7µm com a passagem da ferramenta maior para a mais pequena. Noutro estudo realizado por este autor [10], numa liga AA7075 e utilizando a mesma ferramenta e variou os parâmetros de ensaio, utilizou uma $v=100\text{mm/min}$ e $\Omega=400\text{rpm}$ e outra com $v=150\text{mm/min}$ e $\Omega=350\text{rpm}$ e obteve um tamanho de grão de 7.5 e 3.8µm, respectivamente. Com os estudos realizados, comprovou-se que o tamanho de grão recristalizado pode ser diminuído ao reduzir a razão da velocidade de rotação a uma velocidade de avanço constante, reduzindo a razão velocidade de rotação/velocidade de avanço e com arrefecimentos externos abruptos (ex: azoto líquido...).

A ZATM é uma zona única característica do SFL e PFL, que está na transição entre o *nugget* e o material base. Esta zona caracteriza-se por ter uma estrutura bastante deformada, apresentando grãos alongados devido ao fluxo gerado à volta do *nugget*. Apesar da deformação plástica que esta zona sofre, não se verifica recristalização do grão porque não há uma extensão de deformação suficientemente grande para induzir a recristalização. É também possível verificar uma dissolução dos precipitados nesta zona devido à temperatura à qual esta é exposta. A extensão da dissolução está dependente do ciclo térmico à qual esta zona é submetida. Na Figura 2.5 podemos observar esta zona em mais detalhe.

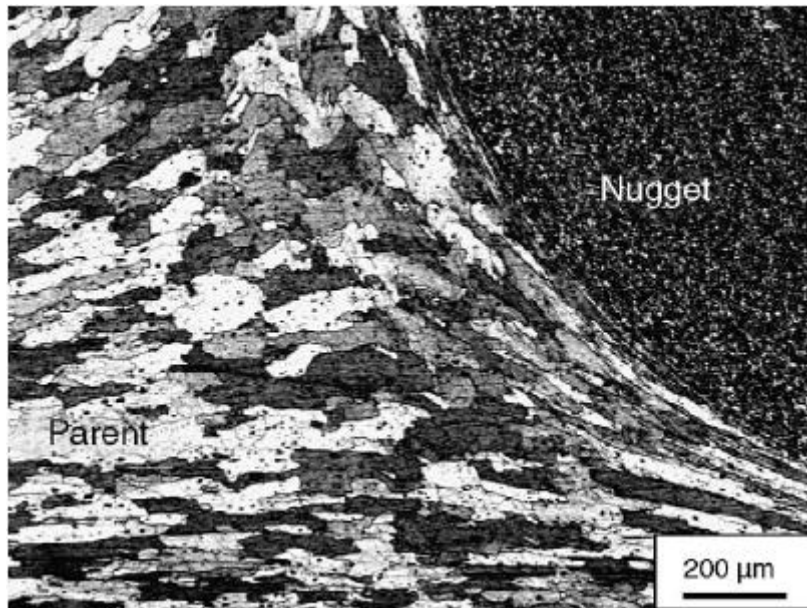


Figura 2.5 – Microestrutura típica da ZATM [11]

A ZAC mantém a estrutura do material base. Esta sofre um ciclo térmico mas não sofre deformação plástica como a ZATM. O ciclo térmico ao qual esta zona é submetida exerce um grande impacto sobre a estrutura dos precipitados, aumentando os precipitados e aumentando a zona livre de precipitados.

O calor resultante do ciclo térmico está dependente da forma do pino e base da ferramenta e diminui com o aumento da velocidade de avanço a uma velocidade de rotação constante. Esta geração de calor deve-se à fricção entre a ferramenta em rotação e o material, e pela deformação plástica dos materiais imposta pelo pino em rotação no seu interior (dissipação viscosa devido ao atrito interno).

2.2.4 – Parâmetros e características do processo

O PFL, tal como a SFL, tem vários parâmetros que vão influenciar a zona processada, tipos de defeitos produzidos, a produtividade e viabilidade económica do processo e o aspecto da zona processada, destacando-se:

- Força aplicada (F_z), um dos parâmetros mais sensíveis deste processo e o mais importante, caso esta força seja insuficiente as pistas ficarão com mau aspecto apresentando altos e baixos e a ferramenta poderá desviar-se do seu percurso ao encontrar resistência imposta pelo material. Os cordões podem ser realizados por controlo de posição havendo variação da força aplicada, ou por controlo da força com variação da posição;
- Velocidade de rotação da ferramenta (Ω), que inicia antes da indentação do pino no material, terminando apenas após a extracção total do pino do material;
- Velocidade de avanço (v), o factor formado entre a velocidade de rotação e este parâmetro (Ω/v), influencia as condições dinâmicas do fluxo de material em torno do pino e a geração do calor resultante deste processo. Para velocidades de rotação elevadas e baixas velocidades de

avanço vamos ter zonas afectadas termomecanicamente mais pequenas e maiores zonas afectadas pelo calor. No caso de termos baixas velocidades de rotação e grandes velocidades de avanço, iremos ter zonas afectadas termomecanicamente maiores e zonas afectadas pelo calor mais pequenas;

- Ângulo de ataque (α), este parâmetro permite um aumento gradual da força aplicada pela base e garante o bom aspecto visual da superfície processada;
- Características geométricas da base: a base pode ter várias geometrias, podendo ser plana lisa, côncava lisa, plana com estrias concêntricas ou com estrias em espiral. A base estriada permite ângulos de ataque nulos ($\alpha=0^\circ$); obtém-se assim maior liberdade na direcção de soldadura, podendo-se soldar em qualquer direcção;
- Diâmetro da base (D_{base}), no caso de processamento superficial influencia o tamanho da zona processada;
- Características geométricas do pino, podem ser cilíndrico roscado, cónico liso, cónico roscado, podem ter estrias verticais ou helicoidais, havendo uma grande variedade de pinos, sendo um dos principais parâmetros responsáveis pela qualidade da zona processada. Em estudos realizados por K. Elangovan, V. Balasubramanian [12] e [13], eles estudam a influência de diferentes perfis do pino (cilíndrico liso, cilíndrico roscado, cónico liso, quadrado e triangular) com diferentes velocidades de rotação e diferentes diâmetros da base e verificam que o pino com o perfil quadrado apresenta sempre os melhores resultados, tendo sempre menos defeitos gerados que com os outros pinos. A seguir, na Figura 2.6, temos exemplos de alguns pinos utilizados no PFL:

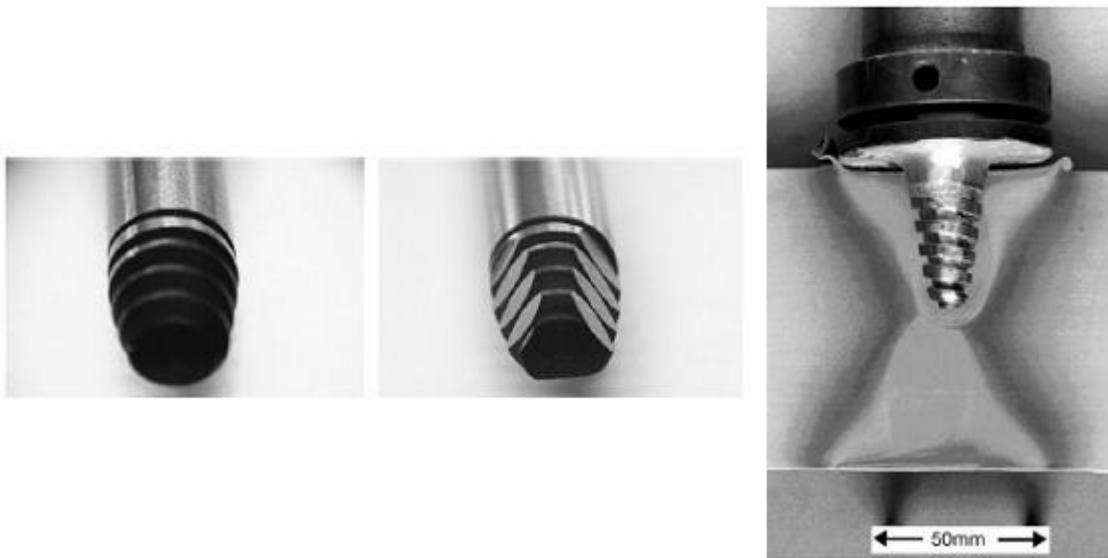


Figura 2.6 – Esquemas de pinos utilizados em PFL [11] e [14]

- Diâmetro do pino (d_{pino}), influencia o diâmetro da zona processada, este diâmetro pode variar com a profundidade, no caso de usarmos pinos cônicos;
- Comprimento do pino (l_{pino}), influencia a profundidade de processamento.

2.2.5 – Propriedades modificadas

Este processo pode modificar superficialmente ou em volume o material, permitindo eliminar defeitos de vazamento e refinar a microestrutura, melhorando assim, propriedades como a tensão de cedência ou ductilidade, aumentar a resistência à corrosão ou à fadiga, melhorar a enformabilidade e melhorar outras propriedades. O PFL pode produzir microestruturas de grão fino de forma a promover a superplasticidade. Devido à eficaz homogeneização do material que é processado, este processo pode ser utilizado para fabricar compósitos porque garante que as partículas ficam homogeneamente distribuídas pelo material, obtendo-se uma homogeneidade das propriedades ao longo do material.

2.2.5.1 – Superplasticidade

A superplasticidade é a designação dada à capacidade dos materiais capazes de sofrerem um alongamento superior a 200% antes de fracturarem. Quanto mais fino for o grão será mais fácil obter esta propriedade a temperaturas mais baixas ou a razões de alongamento cada vez maiores. O PFL permite obter estruturas com grão ultra-fino (tamanho de grão $\leq 1\mu\text{m}$), o que permite melhorar várias propriedades mecânicas como ductilidade, dureza, resistência à fadiga, tenacidade à fractura e superplasticidade. Os materiais com superplasticidade a baixas temperaturas podem ser atractivos para enformabilidade plástica comercial ao reduzir os requisitos energéticos, aumentando o tempo de vida de revestimentos enformáveis, melhorando a qualidade superficial de um componente enformado, prevenindo um crescimento de grão severo e a perda de soluto das camadas superficiais. Num estudo, Charit e al. [8], obtiveram uma boa superplasticidade para a liga Al-Zn-Mg-Sn verificando que a 310°C com uma razão de extensão de $3 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, obtiveram uma extensão óptima de 1165%. Verificaram também que a 220°C e a uma razão de extensão de 10^{-2}s^{-1} , tinha uma extensão de 525%. Ma et al. [9], verificaram que o tamanho de grão diminuía com a diminuição do diâmetro da ferramenta e verificaram que para o grão com $0.7\mu\text{m}$ a uma temperatura de 175°C e a uma razão de extensão de $1 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$ obteve uma extensão de 225%, enquanto que as amostras com tamanho de grão de $1.6\mu\text{m}$ já não evidenciava a existência de superplasticidade verificando, assim, que o tamanho de grão é essencial para a existência do comportamento superplástico. Esta conclusão voltou a ser verificada noutra trabalho pelo mesmo autor [10], em que verificou um aumento na superplasticidade numa liga AA7075 com uma diminuição de tamanho de grão de 7.3 para $3.8\mu\text{m}$; observou-se também uma diminuição na temperatura óptima da superplasticidade e também verificou que o mecanismo primário de deformação superplástica é o deslizamento dos limites de grão nesta liga.

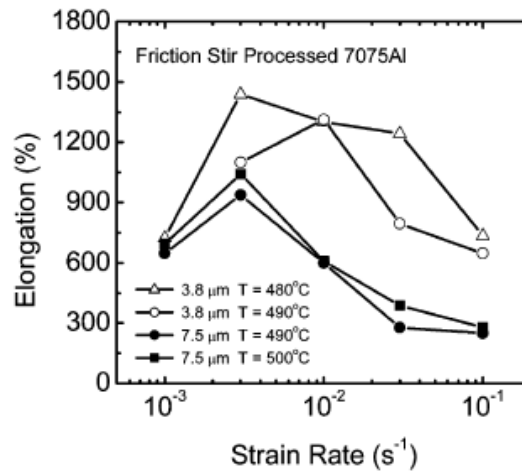


Figura 2.7 – Gráfico de extensão vs razão de extensão de um liga AA7075 [10]

Na Figura 2.7, pode-se verificar que o alongamento que o material sofre depende da razão de extensão existindo um ponto óptimo para os diferentes materiais. Noutro estudo Johannes et al. [15], processaram uma liga AA5083 com um pino de 6.4mm de diâmetro e de comprimento a uma velocidade de rotação de 600rpm e velocidade de avanço de 25.4mm/min, verificando um aumento no alongamento num factor de 2 a 3, relativamente ao material base. Observaram também que deformar plasticamente o material que sofreu processamento linear, apresentava uma melhor enformação plástica do que os que não sofreram. Cavalière et al. [16] realizaram um estudo numa liga de magnésio com vista a estudar o comportamento superplástico e verificaram que obtendo uma estrutura de grão fino conseguiam obter bons resultados na ductilidade e tensão de cedência e verificaram um aumento da ductilidade à temperatura ambiente em relação ao que não foi processado.

2.2.5.2 – Tensão de cedência e dureza

Verificou-se que estas propriedades melhoram substancialmente, quando os materiais são processados por fricção linear, Kwon et al. [7], realizaram um estudo em que processou uma liga de alumínio AA1050 a diferentes velocidades de rotação e verificaram que a dureza e tensão de cedência no *nugget* diminuía com o aumento da velocidade de rotação da ferramenta, como se pode ver na Figura 2.8. Esta diminuição da dureza esta associada a um aumento do tamanho de grão com o aumento do calor gerado devido ao aumento da velocidade de rotação.

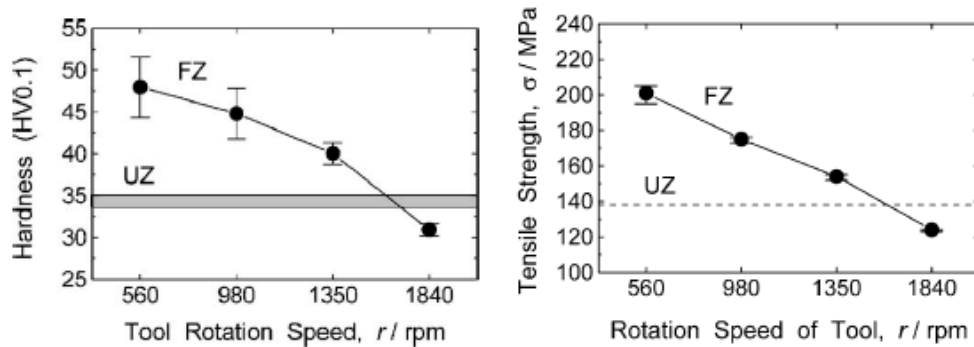


Figura 2.8 – Gráfico da variação da dureza e tensão de cedência a diferentes velocidades de rotação [7]

Santella et al. [17], verificaram com o alumínio A319 e A356 que foi processado com um pino com 5.2mm de diâmetro e 3.4mm de comprimento a uma velocidade de rotação de 1000rpm e velocidade de avanço de 1.7mm/s, e obtiveram uma distribuição de durezas uniforme (como se pode ver na Figura 2.9) e que a tensão de cedência aumentou relativamente ao material base.

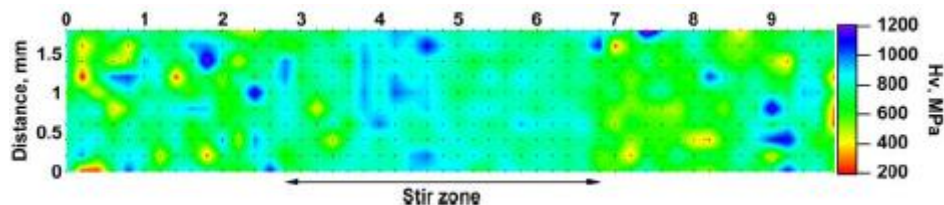


Figura 2.9– Distribuição das durezas na liga de alumínio [17]

Sato et al. [18] utilizaram uma liga de alumínio AA6063 com 4mm de espessura que foi processada a uma velocidade de avanço de 6mm/s e a velocidades de rotação entre 800 a 3600rpm. Verificaram que o perfil de durezas não variava muito com as diferentes velocidades de rotação. Todavia, ao realizar envelhecimento posterior ao processamento, verificou-se que a subida de durezas era menos eficaz nas amostras processadas a velocidades mais baixas. Noutro estudo Feng et al. [19], estudou uma liga de Mg-Al-Zn processada com um pino com 8mm de diâmetro e 6mm de comprimento, a uma velocidade de avanço de 100mm.min⁻¹ e uma velocidade de rotação de 400rpm e estudou as suas propriedades antes e após de esta sofrer um envelhecimento de 16h a 168°C, verificou-se que as propriedades tensionais melhoraram bastante devido ao processamento por fricção linear, e que o envelhecimento posterior melhora significativamente a tensão de cedência à custa da ductilidade. Estas propriedades são claramente melhores que as do material base com e sem envelhecimento, como se pode verificar na Figura 2.10.

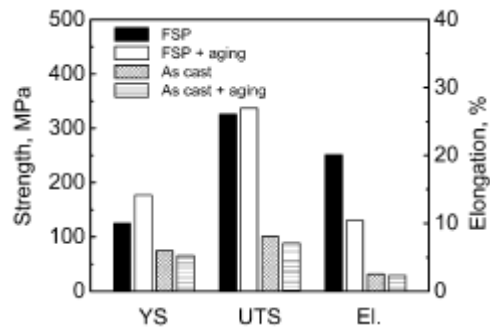


Figura 2.10 – Comparação de várias propriedades tensionais [19]

Chang et al. [20], realizaram um estudo em que processam uma liga de Mg-Al-Zn com um pino com 3mm de comprimento e diâmetro, a uma velocidade de rotação de 1200rpm e uma velocidade de avanço entre os 28 e 33mm.min⁻¹ e utilizaram um método de arrefecimento rápido obtendo um tamanho de grão entre 100nm e 500nm, estando mais de 80% dos grãos para tamanhos inferiores a 300nm, com esta diminuição de grão obteve-se um eficaz aumento na dureza passando de 50HV para 120HV, como se pode verificar na Figura 2.11.

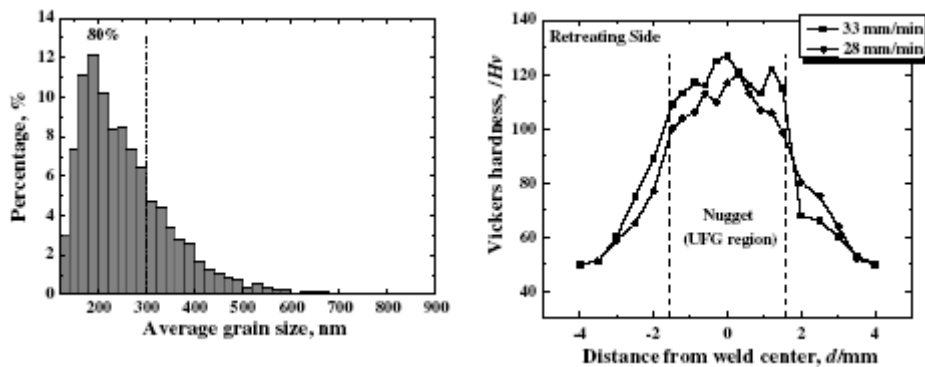


Figura 2.11 – Distribuição do tamanho de grão e distribuição das durezas [20]

2.2.5.3 – Fadiga

A fadiga nos alumínios está dependente da microestrutura deste, por exemplo, a fractura das ligas de alumínio pode estar dependente de defeitos originados no vazamento. Por isso, minimizar ou eliminar estes defeitos fará com que o material tenha um melhor comportamento à fadiga. Num estudo realizado por Sharma et al. [21], processaram uma liga de alumínio A356 a uma velocidade de avanço de 203,6mm.min⁻¹, com um pino cilíndrico e *triflute*, com velocidades de rotação de 900 e 700rpm, respectivamente, e verificaram que o PFL conseguiu produzir uma microestrutura homogénea redistribuindo homogeneamente as partículas de Si existentes no alumínio e eliminou-se praticamente a porosidade existente; este efeito, como se pode ver na Figura 2.12, melhorou a tensão à fadiga em mais de 80%.

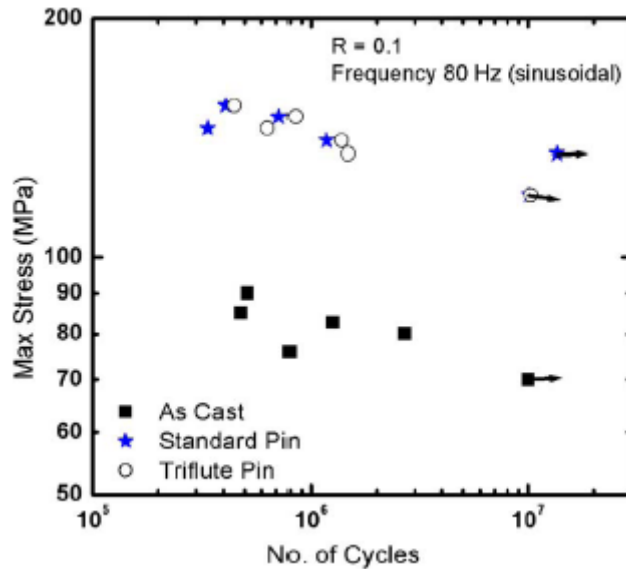


Figura 2.12 – Influência do PFL no comportamento à fadiga [21]

Num estudo relacionado com a fadiga, Cavaliere [22] observou o comportamento de uma liga de alumínio AA2014 processada com um pino com 6mm de diâmetro e 2,8mm de comprimento a uma velocidade de avanço de 2,67mm/s e a uma velocidade de rotação de 1000rpm, onde volta a verificar melhorias no comportamento à fadiga, e observou que a fractura do material era caracterizada por pequenas regiões de crescimento estável de microfendas.

2.2.5.4 – Enformabilidade

Acredita-se que o PFL pode aumentar a enformabilidade das ligas de alumínio, porque verifica-se que os defeitos microestruturais (porosidades, inclusões, fendas) são eliminados e que os grãos são recristalizados e refinados numa morfologia equiaxial. A microestrutura torna-se mais tolerante ao dano e mais susceptível de ser usada em operações de enformação como, por exemplo, a dobragem de placas com espessuras até 20mm sem fracturar. Esta capacidade tem várias vantagens como a produção de peças que eram anteriormente impossíveis de fabricar, para não falar na poupança substancial de recursos, tempo, energia e material. Num estudo realizado, Hulbert [23] estudou as diferenças entre uma placa de alumínio AA2519-T87 com 25.4mm de espessura, que foi processada por PFL e outra que foi processada por PFL e arrefecida com água, concluindo-se que a placa que sofreu o arrefecimento é mais dura mas menos dúctil e que as zonas que receberam mais calor têm maior ductilidade e, como se pode ver na Figura 2.13, a placa que foi processada mas não arrefecida não fracturou aquando da dobragem enquanto a placa que tinha sido arrefecida fracturou.

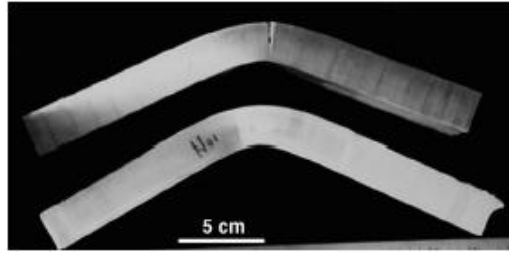


Figura 2.13 – Comportamento do ensaio de flexão de um material processado e arrefecido com água (em cima) e outro apenas processado (em baixo) [23]

Kang et al. [24] processaram um alumínio AA5052-H32 com uma ferramenta sem pino e verificaram que a enformabilidade do material aumentou com o aumento do diâmetro da área processada e confirmou-se também que a densidade de deslocações na zona que sofreu o processamento diminuiu, devido à deformação plástica e calor daí provenientes.

2.2.5.5 – Compósitos

O PFL pode ser utilizado na produção de materiais compósitos com matriz metálica porque produz uma deformação plástica severa que promove a mistura e refinamento das fases constituintes do material; a elevada temperatura facilita a formação de uma fase intermetálica e sofre uma consolidação a quente que produz um sólido bastante denso. A estas características junta-se ainda o facto de que as partículas que se querem adicionar ficam homoganeamente distribuídas, fazendo com que as propriedades do material sejam homogêneas ao longo de toda a extensão que foi processada. Num estudo realizado por Hsu et al. [25], processaram uma liga de alumínio com diferentes misturas de pós de Al-Ti e Al-Cu, com um pino de 1,2mm de comprimento e 6mm de diâmetro a uma velocidade de rotação de 700rpm e velocidade de avanço de $45\text{mm}\cdot\text{min}^{-1}$; verificaram então que é possível produzir compósitos densos *in situ* através desta técnica, em que a adição de pós pode atingir uma fracção volúmica (f) de 0,5 e que os compósitos produzidos têm claras melhorias na tensão de cedência e dureza, as quais aumentam com o aumento da fracção de pó, como se pode comprovar na Figura 2.14.

| Alloy | Hardness, Hv | YS, MPa | f |
|---------|--------------|---------|-------------------|
| Al-5Cu | 97±2 | 216±30 | 0.14 ^o |
| Al-10Cu | 125±6 | 328±26 | 0.28 ^o |
| Al-15Cu | 160±14 | 441±53 | 0.42 ^o |
| Al-5Ti | 97±3 | 315±6 | 0.07 ^o |
| Al-10Ti | 148±7 | 456±6 | 0.24 ^o |
| Al-15Ti | 226±9 | 654±92 | 0.47 ^o |

Figura 2.14 – Tabela da variação da dureza e tensão de cedência com o aumento do conteúdo de pó adicionado [25]

Outro estudo realizado por este autor [26], fabricou compósitos *in situ* com adição de partículas de Al₂Cu numa matriz de alumínio, onde volta a verificar-se melhorias significativas nas propriedades do alumínio, como por exemplo, na tensão de cedência, módulo de Young e na ductilidade. Um dos métodos utilizados para o fabrico de materiais compósitos por PFL,

utiliza nanotubos de carbono para reforçar a matriz metálica. Em estudos realizados [27], verificou-se que estes mantinham as suas propriedades, sobrevivendo às temperaturas, tensões e extensões que sofrem durante o processamento. Num trabalho realizado para estudar o efeito do reforço de uma matriz de magnésio AZ31 utilizando nanotubos de carbono, Morisada et al. [28] verificaram-se que os nanotubos eram bem dispersos pela matriz utilizando o PFL, melhorando assim as suas propriedades como a tensão de cedência e dureza e verificaram também que os nanotubos ajudam a refinar a microestrutura da matriz obtendo tamanhos de grão inferiores a 500nm. Este refinamento da microestrutura é verificou-se nouro trabalho [29] em que se processou uma liga de alumínio e os autores verificaram que a adição de partículas de SiC fazia com que o tamanho de grão fosse menor do que a liga que tinha sido apenas processada sem adição de partículas de SiC.

2.2.5.6 – PFL por passagens múltiplas (multipasse)

Uma característica que está associada a este processo que não está presente na SFL, é a existência de multipasses que são necessários no caso do processamento de grandes extensões de material, sendo essencial garantir as mesmas condições de processamento entre passos e uma suficiente interpenetração dos *nuggets* para garantir a homogeneização das propriedades do material processado. Num estudo sobre a influência do multipasse no PFL, Johannes et al. [30], processaram uma liga de alumínio AA7075 à velocidade de rotação de 400rpm e velocidade de avanço de $50\text{mm}\cdot\text{min}^{-1}$ com uma sobreposição de *nuggets* de 42%, e verificou que o tamanho de grão não variava substancialmente entre passos (3,6 e $5,1\mu\text{m}$) mas com o alongamento à fractura verificou-se que o processamento com um passo tinha quase sempre os melhores resultados (Figura 2.15); apesar disto, o PFL por multipasse, apresenta bons resultados no alongamento e conclui-se que este é um bom processo para induzir a superplasticidade em grandes áreas de material.

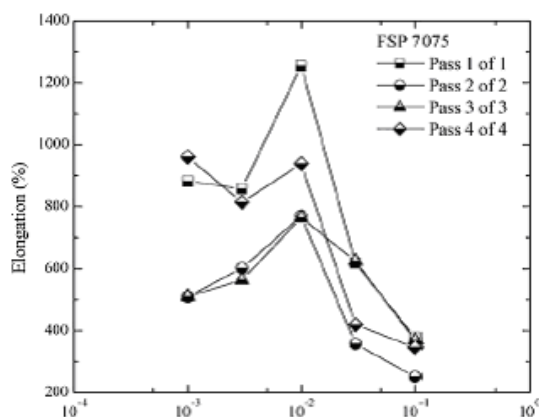


Figura 2.15 – Variação do alongamento à fractura para os diferentes multipassos [29]

Noutro estudo Ma et al. [31], verificaram para uma liga de Al-Si que as suas propriedades se mantinham estáveis ao longo dos vários passos sendo por isso, um bom método a adoptar futuramente para aplicações em grandes áreas.

3 – Caracterização do material base

3.1 – Identificação das ligas e suas propriedades

A Gleich GmbH Metallplatten-Service é uma empresa na indústria do alumínio especializada na produção de placas de alumínio a partir de lingotes.

Para a realização deste estudo sobre as propriedades modificadas com o PFL, esta empresa forneceu-nos placas com as dimensões de 300x210x10 de duas ligas de alumínio diferentes, uma 5083-O (AlMg4,5Mn0,7) e uma liga especial 7022-T6 com uma menor quantidade de cobre, ambas com 10mm de espessura. As suas propriedades e composições estão descritas nas Tabelas 3.1 a 3.4.

| Propriedades AA5083-O | Valores |
|--------------------------------------|---------|
| Tensão de cedência, $R_{p0,2}$ (MPa) | 110-115 |
| Tensão de ruptura (MPa) | 240-270 |
| Alongamento à ruptura (%) | 10-15 |
| Dureza HBS (2,5/65,5) | 70-75 |

Tabela 3.1 – Propriedades da liga de alumínio AA5083-O [32]

| Elemento | Al | Mg | Si | Cr | Mn | Ti | Cu | Zn | Fe | Outros (total) |
|----------|-----------|-------|----------|-----------|-------|-----------|----------|-----------|----------|----------------|
| % | 92.4-95.6 | 4-4.9 | Máx. 0.4 | 0.05-0.25 | 0.4-1 | Máx. 0.15 | Máx. 0.1 | Máx. 0.25 | Máx. 0.4 | Máx. 0.15 |

Tabela 3.2 – Composição química da liga AA5083-O em percentagem ponderal [33]

| Propriedades AA7022-T6 | Valores |
|--------------------------------------|---------|
| Tensão de cedência, $R_{p0,2}$ (MPa) | 305-315 |
| Tensão de ruptura (MPa) | 340-350 |
| Alongamento à ruptura (%) | 3,2-4,5 |
| Dureza HBS (2,5/65,5) | 112-117 |

Tabela 3.3– Propriedades da liga de alumínio AA7022-T6 [32]

| Elemento | Al | Mg | Si | Cr | Mn | Zn | Cu | Zr+Ti | Fe | Outros (total) |
|----------|---------|---------|----------|---------|---------|---------|-------|----------|----------|----------------|
| % | 88-92.4 | 2.6-3.7 | Máx. 0.5 | 0.1-0.3 | 0.1-0.4 | 4.3-5.2 | 0.5-1 | Máx. 0.2 | Máx. 0.5 | Máx. 0.15 |

Tabela 3.4 - Composição química da liga AA7022-T6 em percentagem ponderal [33]

3.2 – Caracterização metalográfica do material base

Procedeu-se inicialmente à caracterização do material base, de forma a confirmar as suas propriedades e conhecer a microestrutura. Para a realização desta tarefa retiraram-se duas amostras (em direcções perpendiculares), que se poliram utilizando o procedimento para preparação de amostras (anexo B-2).

Na contrastação das amostras utilizou-se o reagente de Keller (anexo B-2), porque este evidencia os limites de grão e diferencia os precipitados. Utilizou-se também o reagente de Poulton modificado (anexo B-2), que contrasta melhor os limites de grão e diferencia bem os grãos que foram recristalizados.

A contrastação do material base permite visualizar a microestrutura, e verificar se existiam diferenças no tamanho de grão nas duas direcções e do centro para a periferia.

Na Figura 3.1 a) e b), pode-se ver a microestrutura do alumínio AA5083-O e pôde-se verificar que não havia variações abruptas no tamanho de grão, quer em ambas as direcções, quer do centro para a periferia mas, apesar disso, o grão é heterogéneo.

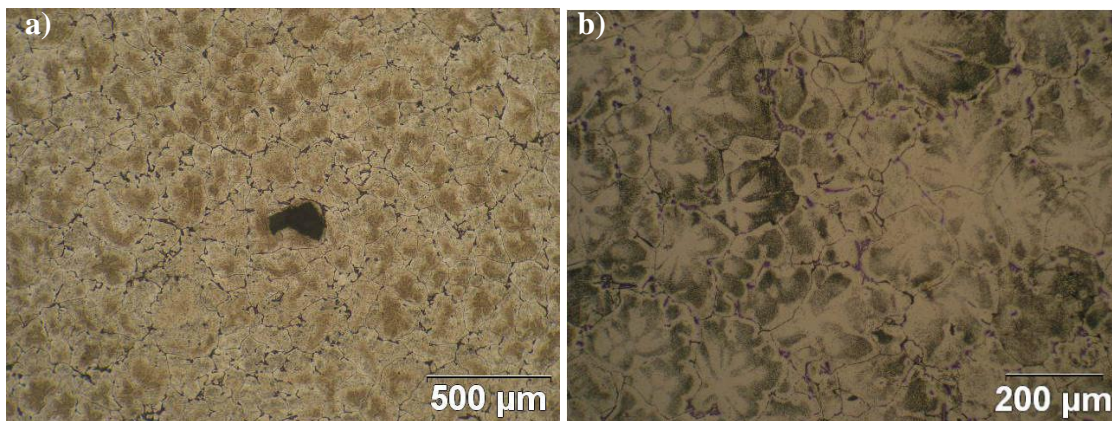


Figura 3.1 – Microestrutura do alumínio AA5083-O contrastado com:
a) com reagente de Keller e b) com reagente de Poulton modificado

Verifica-se na Figura 3.1 a); a existência de uma porosidade que foi criada durante o processo de vazamento; pode-se também observar nos limites de grão algumas partículas que se formaram durante a solidificação do alumínio, que são eutéticos intergranulares.

Foram adicionados inoculantes ao alumínio com vista a refinar o tamanho de grão, no entanto a solução sólida de alumínio envolveu-as criando assim um núcleo a partir do qual os grãos cresceram e deram origem a um aspecto de pétalas, que está bem visível na Figura 3.1.b.

Mediu-se também o tamanho de grão, utilizando o método de Heyn [34] que consiste na contagem de pelo menos 50 grãos consecutivos. Obteve-se um tamanho de grão médio de $106.87 \pm 70.5 \mu\text{m}$. Mediu-se também a dureza Vickers [35] das amostras obtidas de acordo com o esquema apresentado na Figura 3.2. Este esquema serve para medir a dureza do interior

para a periferia e verificar se há muitas mudanças na estrutura do material, e verifica-se que não há alterações significativas da dureza no material.

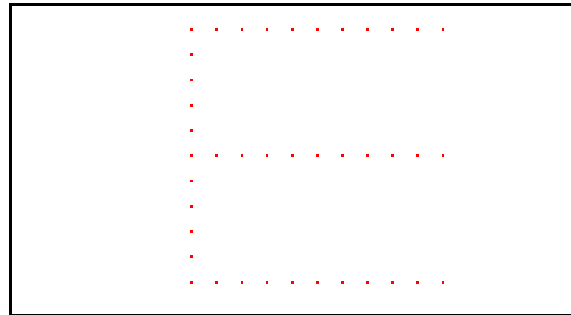


Figura 3.2 – Esquema das durezas Vickers tiradas nas amostras do material base

Verificou-se que a dureza é mais ou menos estável no material não existindo grandes variações obtendo-se uma dureza média de $76.9 \pm 4.4 \text{HV}0.5$.

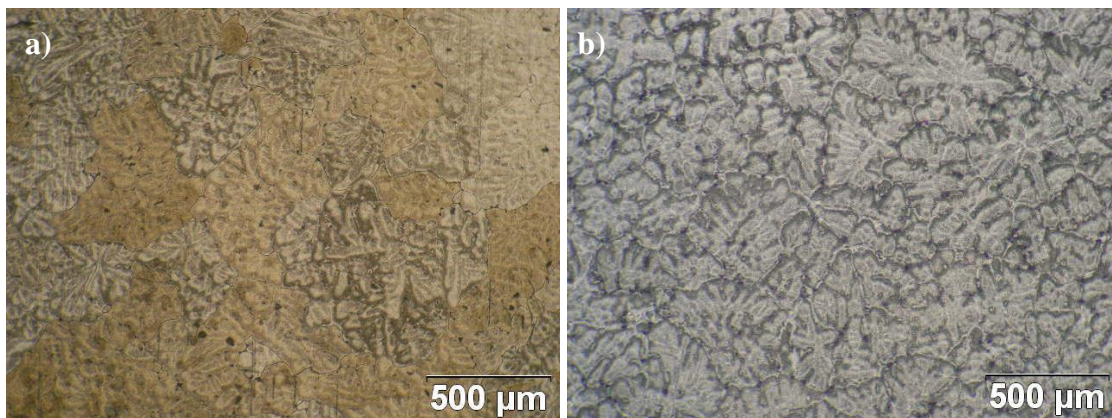


Figura 3.3 – Microestrutura da liga de alumínio AA7022-T6 contrastado com: a) reagente de Keller e b) reagente de Poulton

Na Figura 3.3 a) e b) pode-se observar a estrutura da liga de alumínio AA7022-T6, que tem o aspecto de pétalas, já observado na liga 5083-O e verificou-se também que o tamanho de grão não tinha variações significativas ao longo do material. Para a medição do tamanho de grão e da dureza empregaram-se os mesmos métodos que foram utilizados para a liga 5083-O e verificou-se que tem um tamanho de grão médio de $166.8 \pm 82.8 \mu\text{m}$ e uma dureza Vickers média de $132 \pm 5.1 \text{HV}0.5$.

4 – Ensaios do Processamento por Fricção linear (PFL)

4.1 – Desenvolvimento de ferramentas superficiais

Normalmente no PFL as ferramentas adoptadas costumam ser as mesmas que são utilizadas no SFL e por isso, numa perspectiva empreendedora tentou-se desenvolver e aplicar novas ferramentas para processamento superficial de materiais. O objectivo destas novas ferramentas é aumentar a área processada por passe e modificar a superfície numa espessura de 1 a 2mm, com o objectivo de melhorar as propriedades superficiais de forma a proteger o material por baixo. Utilizando o Solidworks, desenvolvemos duas ferramentas duais [36] com quatro geometrias distintas para as bases desenvolvidas. Devido aos bons resultados obtidos com as bases estriadas devido à possibilidade de utilizar ângulos de ataque nulos, a primeira aproximação utilizada foi criar uma ferramenta com base estriada com estrias de 1.5mm de altura (Figura 4.1 b). Ainda nesta base, foram feitas duas ferramentas semelhantes, uma com as estrias descontínuas (Figura 4.1 c) com o objectivo de facilitar o fluxo do material processado por esta ferramenta, na outra as estrias diminuem 0.5mm do centro para a periferia (Figura 4.1 d), de forma a compensar a velocidade sentida pela rotação da ferramenta. Na Figura 4.1 temos a representação 3-D das ferramentas desenvolvidas e no anexo A-3 e A-4 temos a representação delas em 2-D.

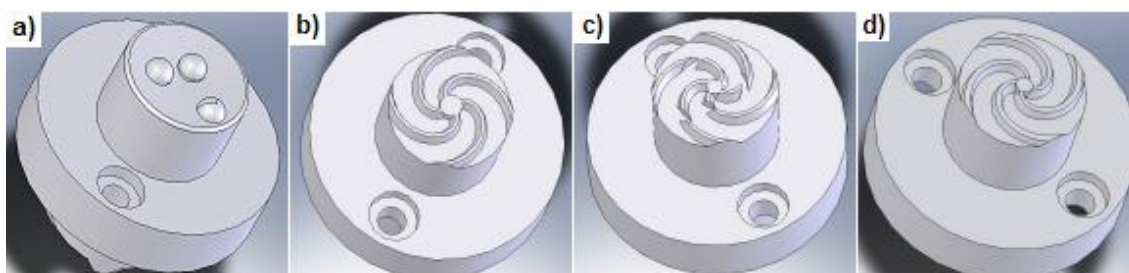


Figura 4.1 – Representação das ferramentas desenvolvidas: a) Base côncava lisa com três pinos, b) base com estrias contínuas, c) base com estrias descontínuas e d) base com estrias contínuas mas com diminuição na altura delas

A outra ferramenta desenvolvida tem três pinos não concêntricos (Figura 4.1 a). O objectivo é aumentar a área processada por passe e, com estes três pinos, obtêm-se diferentes processamentos. Visto que se sobrepõem em metade cada um deles vai-se ter que numa volta, temos uma zona que será processada duas vezes enquanto outra é apenas processada uma vez (esquemático na Figura 4.2 a seguir).

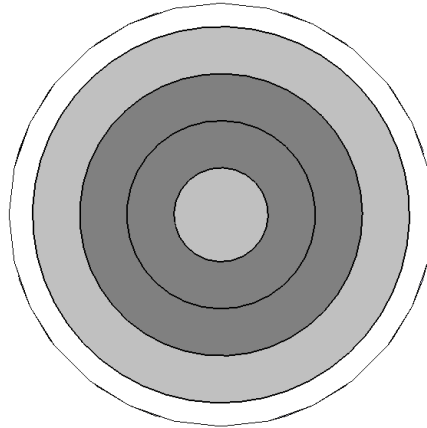


Figura 4.2 – Área processada numa rotação pela base com três pinos com zonas processadas duas vezes (cinzento escuro) e uma vez (cinzento claro)

Estas ferramentas foram concebidas para o processamento superficial de materiais.

4.2 – Caracterização dos ensaios ao PFL

Os ensaios de processamento por fricção linear foram realizados para estudar o efeito do multipasse nas ligas processadas e dos diferentes tipos de ferramentas utilizadas. Para este efeito utilizou-se uma máquina existente na STM, que consiste basicamente numa fresadora adaptada (Figura 4.3) para realizar o processamento por fricção linear.

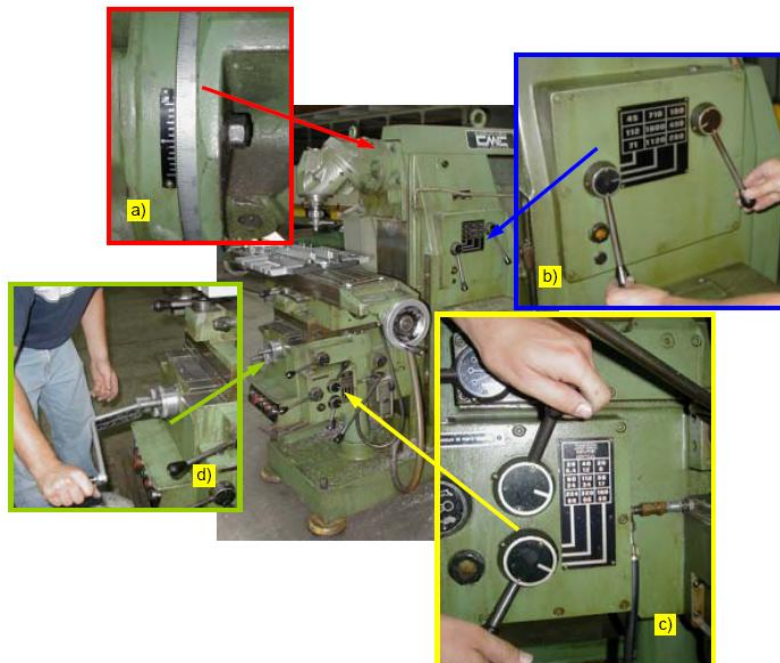


Figura 4.3 – Representação da fresadora convencional e respectivo comando dos seus graus de liberdade: a) Posicionamento angular da cabeça, b) Controlo da velocidade de rotação, c) Controlo da velocidade de avanço linear da mesa e d) Accionamento manual do movimento da mesa na direcção vertical. [4]

Para o estudo do efeito do multipasse, definiu-se uma constante o *overlap ratio* (OR), que caracteriza a sobreposição entre passes e é definida por:

$$OR = 1 - \left[\frac{l}{d_{\text{pino}}} \right] \quad \text{Eq. 4.1}$$

em d_{pino} é o diâmetro máximo do pino e l é a distância entre centro de pinos. Esta expressão define como uma sobreposição total, ou seja para $l = 0$ temos $OR = 1$ este valor diminui até zero quando $l = d_{\text{pino}}$ e dá valores negativos para distâncias superiores.

As ferramentas utilizadas no fabrico das ligas processadas, quer superficialmente, quer em volume, estão representadas na Figura 4.4.

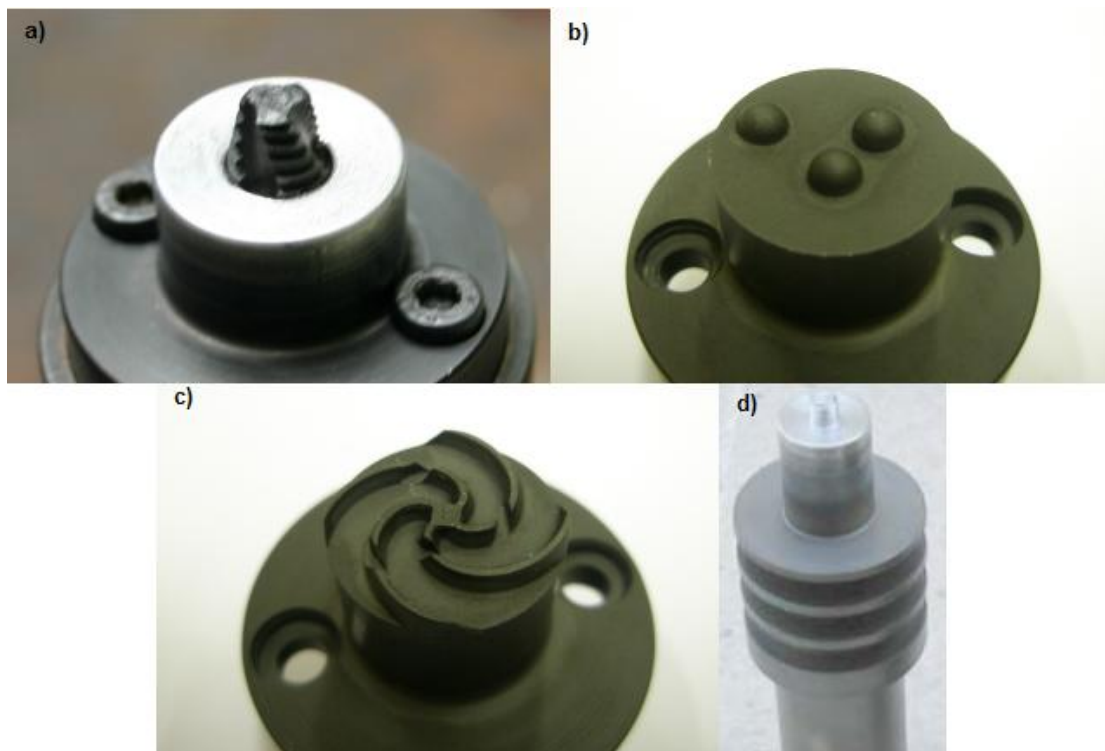


Figura 4.4 – Ferramentas utilizadas no processamento por fricção linear: a) Ferramenta 1, b) Ferramenta 2, c) Ferramenta 3 e d) Ferramenta 4

As ferramentas 1 e 4 foram utilizadas para processamento em volume enquanto para o processamento superficial utilizaram-se as ferramentas 2 e 3. Estas ferramentas foram feitas num aço ferramenta H13 com um tratamento de têmpera e revenido sobre vácuo para aumentar a resistência deste, depois é sujeito a um tratamento de endurecimento superficial por meio de uma nitruração iónica de modo a aumentar a sua dureza até ao seu valor de dureza mais elevado (1100HV) e depois realizou-se um tratamento de oxidação por vapor de água para diminuir a adesão entre o alumínio e a ferramenta. As características destas ferramentas apresentam-se na Tabela 4.1.

| Ferramenta | Base | | Pino | | |
|------------|----------------|------------------------|---|---------------------------------|------------------------|
| | Geometria | D _{base} (mm) | Geometria | d _{pino} (mm) | l _{pino} (mm) |
| 1 | Côncava lisa | 19 | Cônico roscado com estrias helicoidais | 8mm (em cima) 5mm (em baixo) | 6 |
| 2 | Côncava lisa | 18 | Semi esféricos | 4 | 1.5 |
| 3 | Plana Estriada | 17 | Não tem pino, tem estrias cortadas 1.5 mm de altura | | |
| 4 | Côncava lisa | 15 | Cilíndrico roscado | 5 | 4,6 |

Tabela 4.1 – Características das ferramentas utilizadas no PFL

Estas ferramentas foram utilizadas com o objectivo de estudar a influência da sobreposição dos passes nas propriedades e microestrutura das peças processadas, investigadas através de análise por microscopia óptica, SEM, ensaios à flexão e ensaios de desgaste.

4.2.1 – Processamento em volume

4.2.1.1 – Procedimento experimental

Com o objectivo de estudar a influência do multipasso nas propriedades do material realizou-se o seguinte plano de ensaios para as ferramentas 1 e 4 (Figura 4.4):

- Quatro passos com sobreposição total (OR=1) de ambos os lados da chapa (2S)
- Quatro passos com sobreposição total (OR=1) de um lado da chapa (1S)
- Três passos com sobreposição parcial (OR=½) de um lado da chapa (1S)
- Três passos sem sobreposição (OR=0) de um lado da chapa (1S)
- Dois passos sem sobreposição (OR=-1) de um lado da chapa (1S)

Tendo em conta, a experiência adquirida anteriormente na soldadura por fricção e o conhecimento adquirido na pesquisa bibliográfica, realizou-se o processamento por fricção linear nas seguintes condições:

- velocidade de avanço (v) de 224 mm/min,
- velocidade de rotação (Ω) de 710 rpm no sentido inverso,
- ângulo de ataque de 2°.

Após a produção das pistas tratadas pelo processamento por fricção linear, fez-se uma análise visual a estas pistas, de forma a identificar, defeitos do processamento e o estado da pista tratada.

Depois retiraram-se amostras das zonas indicadas no esquema no anexo A-1 e A-2 e seguiu-se o mesmo procedimento de polimento (Anexo B-2) utilizado anteriormente para o material base e contrastaram-se as amostras.

Para a identificação das amostras, atribuiu-se um número de quatro dígitos, em que o primeiro dígito refere-se à série da liga utilizada, o segundo ao diâmetro máximo do pino

utilizado e os dois últimos ao local de onde a amostra foi retirada apresentado nos anexos A-1 e A-2.

4.2.1.2 - Resultados

De seguida, apresentam-se os resultados referentes ao processamento por fricção linear em volume:

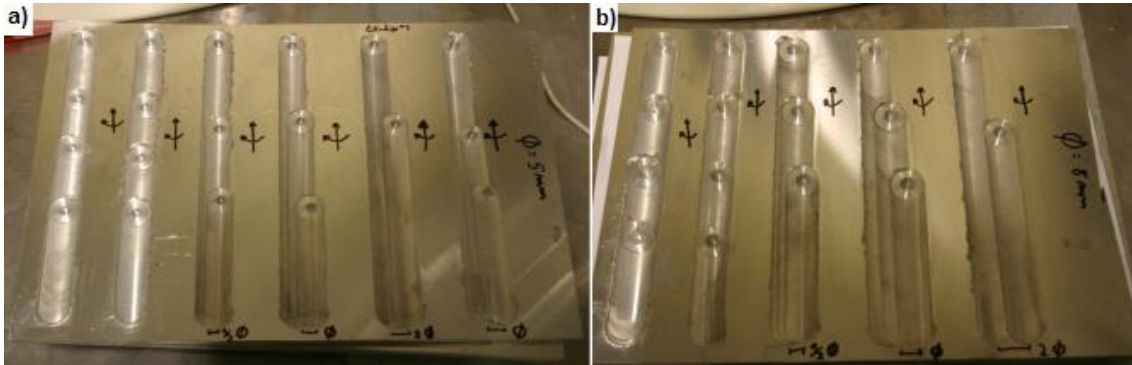


Figura 4.5 – Cordões produzidos pelo PFL na alumínio AA7022-T6

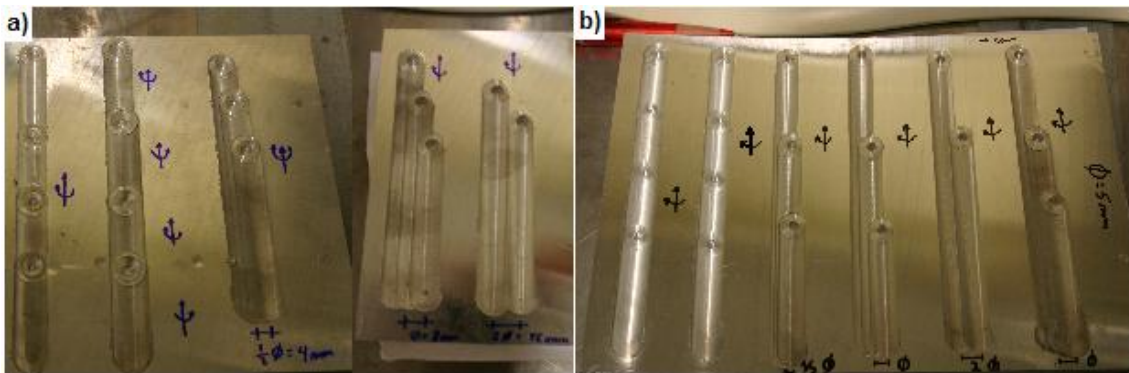


Figura 4.6 – Cordões produzidos pelo PFL no alumínio 5083-O

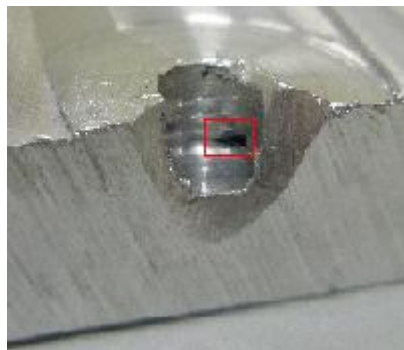


Figura 4.7 – Zona de localização do defeito



Figura 4.8 – Representação 3-D de canais (defeito em volume)



Figura 4.9 – Micrografia longitudinal do *nugget*

4.2.1.3 – Discussão de resultados

Nas Figura 4.5 e Figura 4.6, apresentam-se o aspecto dos cordões após o processamento por fricção linear, onde após uma análise visual verifica-se que os cordões não têm muita rebarba, e que todas as pistas tratadas estão livres de defeitos a olho nu, com a exceção da liga AA5083-O processada com a ferramenta 4.

Os defeitos identificados nestas pistas são defeitos em volume designados por canais de vazios.

Para a identificação deste tipo de defeitos, costuma-se olhar para o sítio de onde se retira o pino e tenta-se verificar se tem alguma porosidade proveniente deste tipo de defeitos. A Figura 4.7, ilustra este tipo de análise visual, assinalando a zona e o defeito que se tenta identificar nesta situação.

No seguimento desta caracterização temos uma representação tridimensional (Figura 4.8) deste defeito ao longo da pista tratada, em que se pode observar o canal formado

ao longo da pista. Este defeito tanto está ligado à forma do pino que não consegue arrastar o alumínio de forma a alimentar toda a zona processada, como também está ligado à estacionariedade do processo que após as sucessivas rotações dá continuidade a este defeito ao longo de toda a distância processada por não conseguir alimentar sempre a mesma zona.

Pode-se confirmar que o defeito criado nesta amostra é semelhante em todos os passes encontrando-se sempre no mesmo sítio, isto é, no canto inferior do lado em avanço

Na Figura 4.9, pode-se verificar um efeito desta estacionariedade que são as espiras criadas com o avanço da ferramenta em relação à sua velocidade de rotação, a espessura destas espiras pode ser dada pela relação v/Ω , o que nos dá nestas condições de ensaios espiras com 315.49 μ m de espessura. Este valor foi confirmado através de medições efectuadas nesta zona.

4.2.3 – Processamento superficial

4.2.3.1 – Procedimento experimental

Testaram-se as ferramentas desenvolvidas de forma a estudar o seu comportamento no processamento superficial das ligas AA5083-O; para este efeito realizaram-se ensaios.

Após a realização destes ensaios retiraram-se amostras que depois foram preparadas de acordo com o procedimento de polimento de amostras (Anexo B-2).

As pistas produzidas foram só de um passo e as condições de ensaio encontram-se especificadas na Tabela 4.2. Na Figura 4.10 apresentam-se os resultados do processamento superficial.

4.2.3.2 – Resultados

| Amostra | Ferramenta | v (mm/min) | Ω (rpm) | Sentido de rotação | α | Obs. |
|---------|---|-----------------|----------------|--------------------|----------|--|
| FSP #1 | 2 | 224 | 710 | Inverso | 2° | A ferramenta fresa em vez de processar |
| FSP #2 |  | 160 | 280 | | | Processo instável, vibração da fresadora |
| FSP #3 | | | 1120 | | | A ferramenta fresa em vez de processar |
| FSP #4 | 3 | 224 | 710 | | | Bom cordão |
| FSP #5 |  | | | | | Bom cordão |
| FSP #6 | | | | | | Bom cordão mas tem muita rebarba devido ao aumento de força aplicada |
| FSP #7 | | | | | | |

Tabela 4.2 – Parâmetros de ensaio para o processamento superficial do alumínio AA5083-O



Figura 4.10 – Resultados obtidos do PFL superficial



Figura 4.11 – Resultado do processamento nas condições do ensaio FSP #7

4.2.3.3 – Discussão de resultados

Constatou-se através dos ensaios realizados, que o processamento com a ferramenta 2 não é viável, porque, como cada um dos pinos tem o seu centro de massa deslocado em relação ao centro da ferramenta, provoca um desequilíbrio nas forças aplicadas no material fazendo com que a ferramenta frese ou provoque instabilidade na máquina em vez de processar. A vantagem de ter um pino central, é porque este faz com que o processamento seja mais estável e possibilita a produção de um bom cordão. Verificou-se que as pistas produzidas pela ferramenta 3 eram boas pistas e prova-se que, devido à forma das espiras, é necessário ter em atenção o sentido de rotação, senão o material é todo expelido para fora da pista tratada em vez de promover um bom processamento, como se pode verificar na Figura 4.11.

4.3.4 – Análise das variáveis do processamento

4.3.4.1 – Procedimento experimental

Realizou-se um estudo sobre a evolução das diferentes variáveis durante o processamento do material. Para este estudo utilizou-se o equipamento de fricção linear da ESAB, que utiliza um software que fornece os diferentes valores ao longo do processamento.

Para esta análise produziu-se uma pista, na liga AA5083-O processada com a ferramenta 1, nas seguintes condições de ensaio:

- velocidade de avanço de 224mm/min,
- velocidade de rotação de 710rpm,
- ângulo de ataque de 2°.

Esta análise foi realizada com prescrição de posição, ou seja, a força varia durante a realização do ensaio de forma a manter uma posição fixa do pino.

4.3.4.2 - Resultados

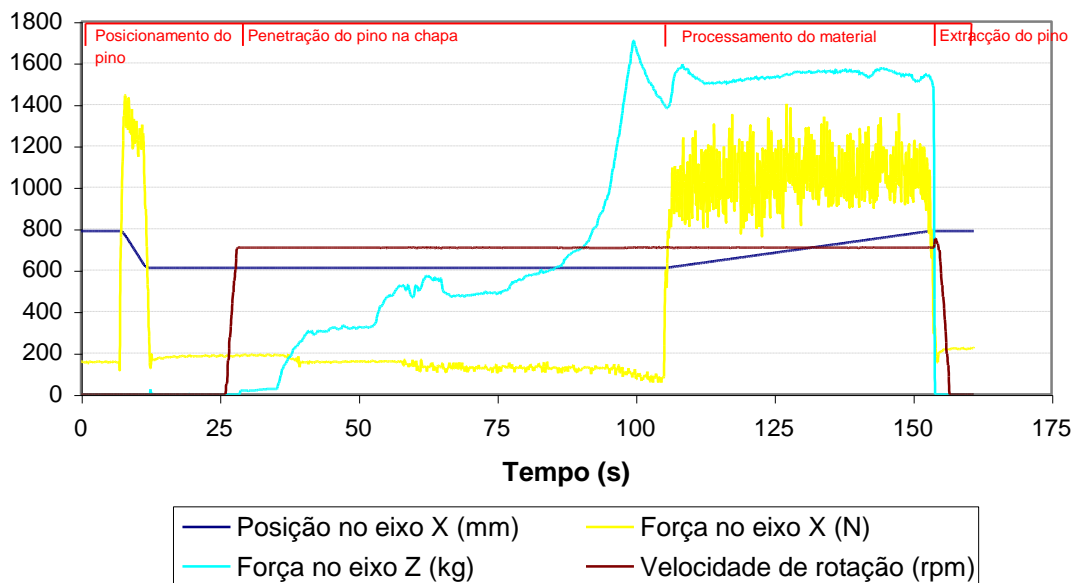


Figura 4.12 – Variação das diferentes variáveis durante o processamento da liga de alumínio AA5083-O

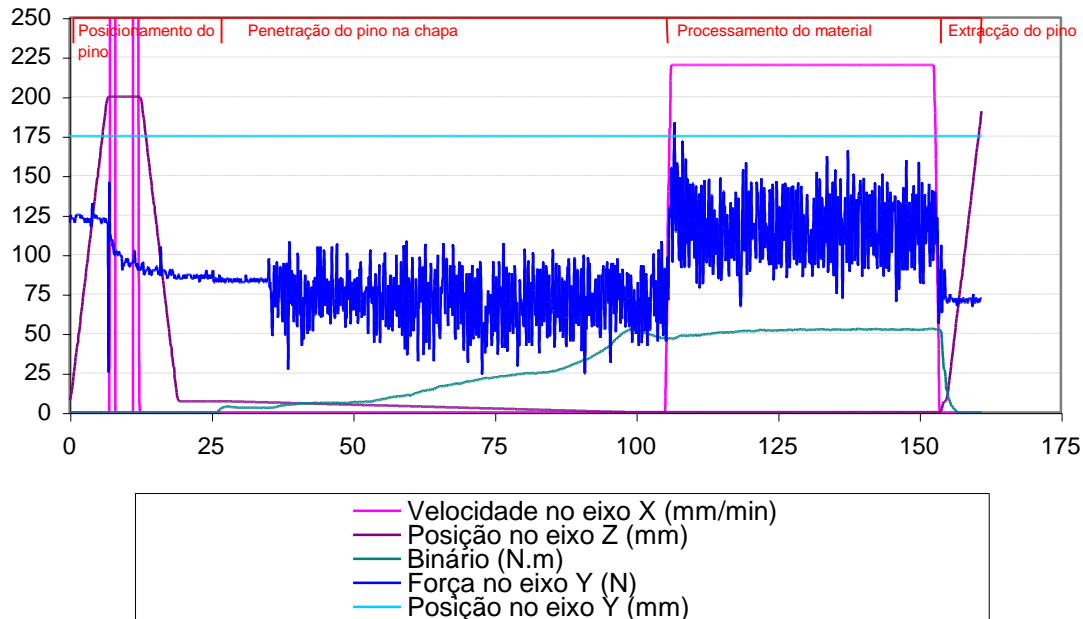


Figura 4.13 – Variação das diferentes variáveis durante o processamento da liga de alumínio AA5083-O

4.2.4.3 – Discussão de resultados

Durante a realização desta análise de parâmetros consegue-se distinguir no ensaio quatro etapas distintas:

- o posicionamento do pino;
- a penetração do pino na chapa;
- o processamento do material;
- e a extração do pino.

Estas etapas estão assinaladas, nas Figura 4.12 e Figura 4.13, onde também se observa o comportamento dos diferentes parâmetros, ao longo destas etapas.

Neste ensaio tem-se três eixos, nos quais há diferentes parâmetros a considerar, no eixo Z tem-se o movimento da ferramenta perpendicularmente à chapa do material no qual se considera:

- a força no pino sobre a chapa necessária para assegurar o processamento (Força no eixo Z),
- e a posição da ferramenta em relação à espessura de processamento (Posição no eixo Z).

O eixo X corresponde ao eixo no qual a ferramenta desloca-se de forma a processar o material. Os diferentes parâmetros relacionados com este eixo são os seguintes:

- a velocidade de avanço da ferramenta (Velocidade no eixo X)
- a força que se opõe ao avanço da ferramenta durante o processamento, que é convertida a partir do sinal eléctrico emitido pelo equipamento (Força no eixo X),
- e a posição da ferramenta durante esta análise (Posição no eixo X).

O eixo Y corresponde ao eixo perpendicular ao eixo X e serve para mostrar deslocamentos neste eixo que se podem relacionar com o facto de a ferramenta necessitar de uma força elevada para avançar, e por isso, deslocar-se neste eixo. Os dois parâmetros que se podem retirar deste gráfico são:

- a força necessária para manter a ferramenta na mesma posição, esta força à semelhança do que acontece anteriormente com a força no eixo X, também é calculada a partir do sinal eléctrico emitido pela máquina (Força no eixo Y),
- a posição da ferramenta durante o ensaio neste eixo (Posição no eixo Y).

Tem-se dois parâmetros que estão relacionados com a rotação da ferramenta, que são:

- a velocidade de rotação da ferramenta (velocidade de rotação),
- e a força que se opõe à rotação da ferramenta (binário).

Na etapa do posicionamento da ferramenta tem-se uma variação na posição Z que está relacionada com a aproximação da ferramenta da chapa de forma a dar início ao ensaio.

Pode-se verificar uma variação nas forças X e Y, que estão relacionadas com um sinal residual sendo estes valores desprezáveis, os valores destas forças estão relacionados com um sinal eléctrico emitido pela máquina e que representa o ruído na máquina no vazio. A elevada subida da força nesta etapa por volta dos 10s está relacionada com o movimento da máquina para a posição inicial, o que provoca um aumento no sinal eléctrico que dá este aumento de força, este valor também é desprezável e podemos verificar que a variação do sinal é muito pequena em comparação com a que temos durante a etapa de processamento, implicando que não há uma força a opor-se ao movimento da ferramenta.

No final desta etapa, inicia-se a rotação da ferramenta de forma a permitir uma boa penetração na chapa.

Na etapa seguinte, verifica-se que com o aumento da penetração temos um aumento da força aplicada segundo o eixo Z, existindo um aumento pouco depois dos 50s que pode estar relacionado com a penetração das estrias do pino na chapa. Verifica-se um aumento abrupto da força no eixo Z que está relacionado com o contacto da base da ferramenta com a chapa atingindo força máxima verificada nesta análise. Constata-se uma diminuição da força aplicada até ao início do processamento, que está relacionado com o aquecimento local, que provoca um amaciamento do material.

Observa-se também que a força imposta pelo binário aumenta com a penetração, porque a força contrária à rotação da ferramenta é directamente proporcional ao volume desta dentro do material.

Na etapa de processamento, pode-se verificar que com o início da velocidade de avanço temos um aumento da força aplicada no eixo Z, que está relacionado com a força que ferramenta tem de vencer para iniciar o avanço da ferramenta. Observa-se também que no fim do ensaio esta força diminui, devido ao aquecimento geral da chapa que origina um amaciamento do material, não sendo necessário aplicar tanta força.

Constata-se que as forças em X e em Y aumentaram com o avanço da ferramenta. Isto está relacionado com as forças que a ferramenta tem de superar para conseguir manter a

velocidade no eixo X e a posição no eixo Y. Verifica-se que este processamento neste aspecto correu bem tendo em conta que não há variações na velocidade, nem na posição em Y. A variação da força no eixo Z serviu para manter a posição da ferramenta nesse eixo, o que também se confirmou.

Terminada esta etapa, extrai-se o pino da chapa e termina a rotação da ferramenta, finalizando assim este ensaio.

5 – Ensaio e caracterização metalográfica das ligas processadas por PFL

5.1 – Caracterização macroscópica

Após a contrastação das amostras procedeu-se à observação macroscópica dos cordões realizados por processamento por fricção linear, para realizar uma análise preliminar dos resultados obtidos.

5.1.1 – Liga AA7022-T6 processada em volume

5.1.1.1 – Resultados

| Passos\Lados | 1S | 2S |
|--------------|----|----|
| 1 | | |
| 2 | | |
| 3 | | |
| 4 | | |

Tabela 5.1 – Matriz de comparação da liga AA7022-T6 processada com ferramenta 1 e OR = 1 de um (1S) e dos dois lados (2S)

| Passos\Lados | 1S | 2S |
|--------------|----|----|
| 1 | | |
| 2 | | |
| 3 | | |
| 4 | | |

Tabela 5.2 – Matriz de comparação da liga AA7022-T6 processada com ferramenta 4 e OR = 1 de um (1S) e dos dois lados (2S)

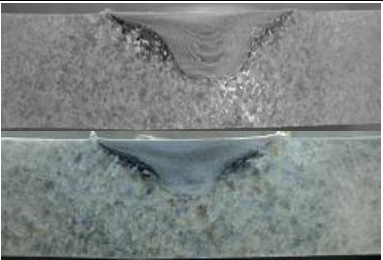
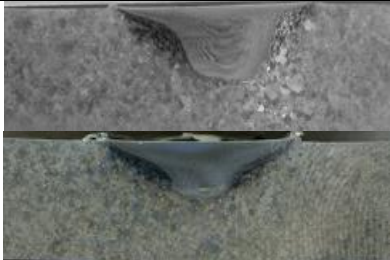

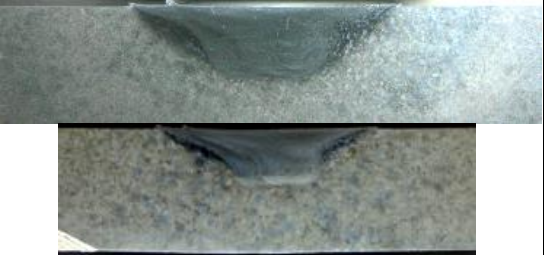






| OR\Passos | 2 | 3 | 4 |
|-----------|---|---|--|
| 1 |  |  |  |
| 1/2 |  |  |  Ferramenta 1 |
| 0 |  |  |  Ferramenta 4 |
| -1 |  | Em todas as entradas as amostras de cima correspondem à liga 7022-T6 processada com a ferramenta 1, e as de baixo correspondem à mesma liga processada com a ferramenta 4 | |

Tabela 5.3 – Matriz de comparação da liga AA7022-T6 processada com ferramenta 1 (em cima) e com a ferramenta 4 (em baixo)

5.1.1.2 – Discussão de resultados

Na Tabela 5.1, tem-se uma matriz comparativa entre as amostras que foram processadas com a ferramenta 1 de apenas um lado e de ambos os lados; nesta matriz pode-se observar um aumento da zona em que há dissolução de precipitados (zona mais escura à volta do *nugget*) com o aumento do número de passes. De notar que este efeito é mais notório na liga processada dos dois lados do que na que foi processada apenas de um lado. Isto pode ser relacionado com o calor libertado por este processo, em que as amostras processadas de ambos os lados estiveram mais tempo expostas ao calor liberto dando tempo suficiente para que a área em que houve dissolução de precipitados aumentasse. Verifica-se também que a maior zona de dissolução de precipitados encontra-se no lado de avanço do processamento.

Observa-se também uma deformação nas ligas que sofreram o processamento dos dois lados, do lado do primeiro passe, que está relacionado com a força que é feita pelo pino para empurrar o material durante o processamento, mediu-se esta deformação e verificou-se que a deformação provocada era de 0.2mm na amostra com apenas um passo e depois diminuía até 0.1mm com os passes consecutivos, isto pode estar relacionado com o facto de que tem-se um aquecimento da placa com o primeiro passe, e que nas passagens seguintes como não se deu tempo suficiente para a placa arrefecer, na nova passagem tem-se uma diminuição na deformação criada pelo primeiro passe, o que está relacionado com a recuperação do metal com o calor devido à força aplicada.

Verifica-se que há, nas amostras processadas de ambos os lados, uma total interpenetração dos *nuggets* garantindo que toda a secção foi processada.

Na Tabela 5.2 temos a matriz de comparação mas desta feita com as amostras resultantes do processamento com a ferramenta 4; volta-se a denotar a existência de uma aumento da zona de dissolução de precipitados com o aumento do número de passes e também que o efeito volta ser mais notório nas amostras processadas dos dois lados do que nas que foram apenas processadas de um lado. Observa-se também que esta zona é maior no lado de avanço (LA) do que no lado de retrocesso (LR).

Verifica-se em algumas das amostras que foram processadas dos dois lados que há uma ligeira deformação do material, no entanto este efeito é menor do que o sentido com a ferramenta 1 porque o pino é menos robusto. Mediu-se esta deformação e verificou-se que a deformação provocada era de 0.2mm para a primeira amostra e depois era de quase 0mm nas amostras seguintes.

Constata-se que o I_{pino} não foi o suficiente para processar a secção do material porque não existe interpenetração dos *nuggets*, logo não há um processamento total da secção do material.

Na matriz (Tabela 5.3) pode-se comparar as amostras processadas pelas duas ferramentas. Verifica-se que a ZAC é maior nas amostras processadas pela ferramenta 1 e denota-se também que o crescimento da zona onde há dissolução de precipitados é também superior nestas amostras. Ao analisar as amostras com mais cuidado consegue-se aferir que

as amostras processadas pela ferramenta 4 têm defeitos de processamento, que estão relacionados com a ferramenta utilizada, que, devido ao facto da sua geometria não ser a ideal para realizar o processamento nestas condições.

Apesar desta circunstância, analisou-se o efeito do OR para ambas as ferramentas; numa primeira perspectiva verifica-se que para a ferramenta 1 será ideal optar um processamento com um $OR=1/2$ porque este garante uma homogeneização total na largura de processamento pretendida que não se verifica no processamento com $OR=0$, existindo zonas por processar entre os *nuggets*.

Este efeito é eliminado na ferramenta 4 porque o pino é cilíndrico, mas observa-se que na base do *nugget* o processamento não é idêntico ao resto do *nugget* estando este facto também relacionado com o aparecimento de vazios nesta zona.

Tendo em conta estes aspectos discutidos, pode-se inferir que, para esta placa o melhor processamento foi o realizado com a ferramenta 1 com um $OR=1/2$ porque com este OR e ferramenta obtém-se uma área processada homogeneamente distribuídas ao longo de toda a sua extensão, sem defeitos como os que aparecem com o pino de ferramenta 4 e garante a interpenetração dos *nuggets* ficando com a secção do material toda processada.

5.1.2 – Liga AA5083-O processada em volume

5.1.2.1 - Resultados

| Passos\Lados | 1S | 2S |
|--------------|----|----|
| 1 | | |
| 2 | | |
| 3 | | |
| 4 | | |

Tabela 5.4 – Matriz de comparação da liga AA5083 processada com a ferramenta 1 e $OR = 1$ de um lado (1S) e dos dois lados (2S)

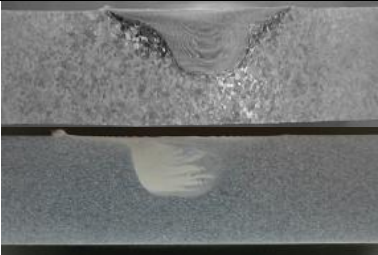
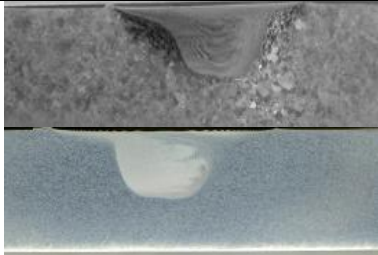
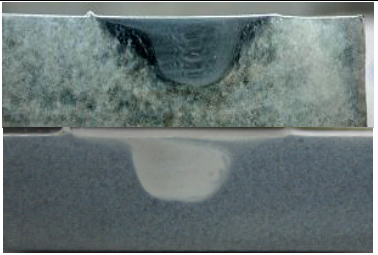


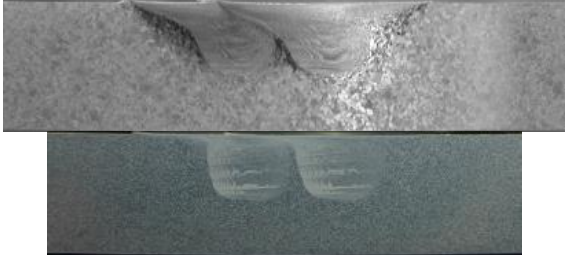


| OR\Passos | 2 | 3 | 4 |
|-----------|---|--|---|
| 1 |  |  |  |
| 1/2 |  |  | |
| 0 |  |  | |
| -1 |  | Em todas as entradas a amostra de cima representa a liga 7022-T6 processada com a ferramenta 1, enquanto a de baixo representa a liga 5083-O processada com a mesma ferramenta | |

Tabela 5.5 – Matriz de comparação da liga de alumínio AA7022-T6 e da AA5083 processadas com a ferramenta 1

5.1.2.2 – Análise de resultados

Analisando a Tabela 5.4 repara-se que, para esta liga é necessário os vários passes para obter uma homogeneização do *nugget*, em que se pode verificar que para um passe esta não tem o *nugget* destacado e para quatro passes este já está bem destacado.

Constata-se que nas amostras processadas dos dois lados o material apresenta uma deformação do lado do primeiro passo proveniente da passagem do pino no lado contrário, como se observou para as amostras da liga AA7022-T6, que devido à força que faz provoca a deformação de 0.3mm na zona do primeiro passe, que se mantém ao longo dos restantes passos, este facto também pode ser explicado como a liga não é afectada termicamente não se atingiu calor suficiente para que o material recuperasse a forma nos passos consecutivos.

Consegue-se ter uma interpenetração dos *nuggets* confirmando que este tratamento é bom para processar esta secção de material, e também verifica-se que não existe nenhum defeito visível dentro da zona processada garantindo que as condições de ensaio são adequadas para o processamento neste material.

Pode-se observar-se na Tabela 5.5, uma matriz de comparação entre as duas ligas processadas com a ferramenta 1, confirma-se que esta ferramenta não cria defeitos nas duas ligas. Observa-se que a cauda do *nugget*, que é a zona de arrasto que sofre recristalização dinâmica do lado de avanço, tem dimensões maiores na liga AA7022 do que na AA5083.

Verifica-se que nas pistas tratadas com $OR=1/2$ temos uma intersecção dos *nuggets*, que faz com que tenhamos uma maior zona processada, pressupondo uma homogeneização das propriedades ao longo de todo o material processado. Nota-se que nas amostras processadas com $OR=0$, como a cauda do *nugget* é inferior à existente na liga AA7022-T6, tem-se uma maior zona não processada entre *nuggets*. Observa-se que não existe uma zona de dissolução de precipitados, e que a ZAC não está muito destacada nas amostras da liga AA5083, porque o seu efeito nestas ligas não é significativo. Tendo em conta que estas não são tratáveis termicamente; no entanto o calor libertado pode influenciar o tamanho de grão do *nugget*, quando se faz multipassos o que conduz a uma diminuição da dureza.

Conclui-se que a ferramenta 1 é a que melhor se adapta no processamento desta liga, porque não cria defeitos e, como na liga AA7022 dos parâmetros de ensaio que foram estudados, a melhor pista neste processamento será com $OR=1/2$, podendo-se fazer três passes com $OR=1$ entre cordões para obtermos uma melhor homogeneização da zona processada

5.1.3 – Liga AA5083-O processada superficialmente

Devido ao facto de não ter sido possível processar o material utilizando a ferramenta 2, caracterizaram-se os cordões que foram produzidos pela ferramenta 3. Na Tabela 5.6 tem-se uma representação destes resultados, onde podemos ver a espessura processada nos diferentes ensaios e podemos comparar os resultados obtidos.

5.1.3.1 - Resultados





| Amostra | Zona processada |
|---------|---|
| FSP #4 |  |
| FSP #5 |  |
| FSP #6 |  |
| FSP #7 |  |

Tabela 5.6 – Fotos das zonas processada superficialmente

5.1.3.2 – Discussão de resultados

Observa-se na Tabela 5.6 que a espessura da zona processada aumenta com a força aplicada, a amostra 6 tem a maior espessura apesar de se ter obtido muita rebarba. Analisando a amostra 7, comprova-se o efeito da expulsão do alumínio da zona processada verificando-se uma diminuição na espessura em vez de apresentar um *nugget*.

Uma das vantagens do processamento com estas ferramentas é o aumento da área de processamento, visto que se podem ter *nuggets* da largura superior aos normalmente obtidos por processamento utilizando ferramentas com um pino centrado, visto que se pode aproveitar quase toda a área da base para processar, aumentando a eficiência do processo.

Uma desvantagem dos *nuggets* obtidos é que estes têm uma forma semi-circular o que implica que a espessura processada varia ao longo da largura da pista, o que demonstra ser necessário caracterizar bem as variáveis do processo como força aplicada e posição do pino, de forma a obter uma igual espessura processada em toda a largura da pista.

Os *nuggets* obtidos com estas ferramentas serão do tamanho da base da ferramenta. Mediu-se a espessura do *nugget* e calculou-se uma espessura máxima na amostra 4 de 200µm, a amostra 5 tem 530 µm e a amostra 6 tem um pouco mais de 850µm, o que confirma ser necessário aplicar mais força para obter uma maior espessura processada e também verifica-se que o *nugget* da amostra 6 é o maior em toda a sua extensão. A amostra 7 tem uma

espessura máxima processada de cerca de 85 μm , o que confirma a necessidade de tomar atenção ao sentido de rotação da ferramenta durante o processamento.

5.2 – Caracterização Microscópica

Após a caracterização macroscópica, procedeu-se a uma caracterização microscópica do material utilizando o microscópio óptico Olympus CK40M, com o objectivo de estudar a microestrutura da zona processada.

5.2.1 – Liga AA7022-T6 processada em volume

5.2.1.1 – Resultados

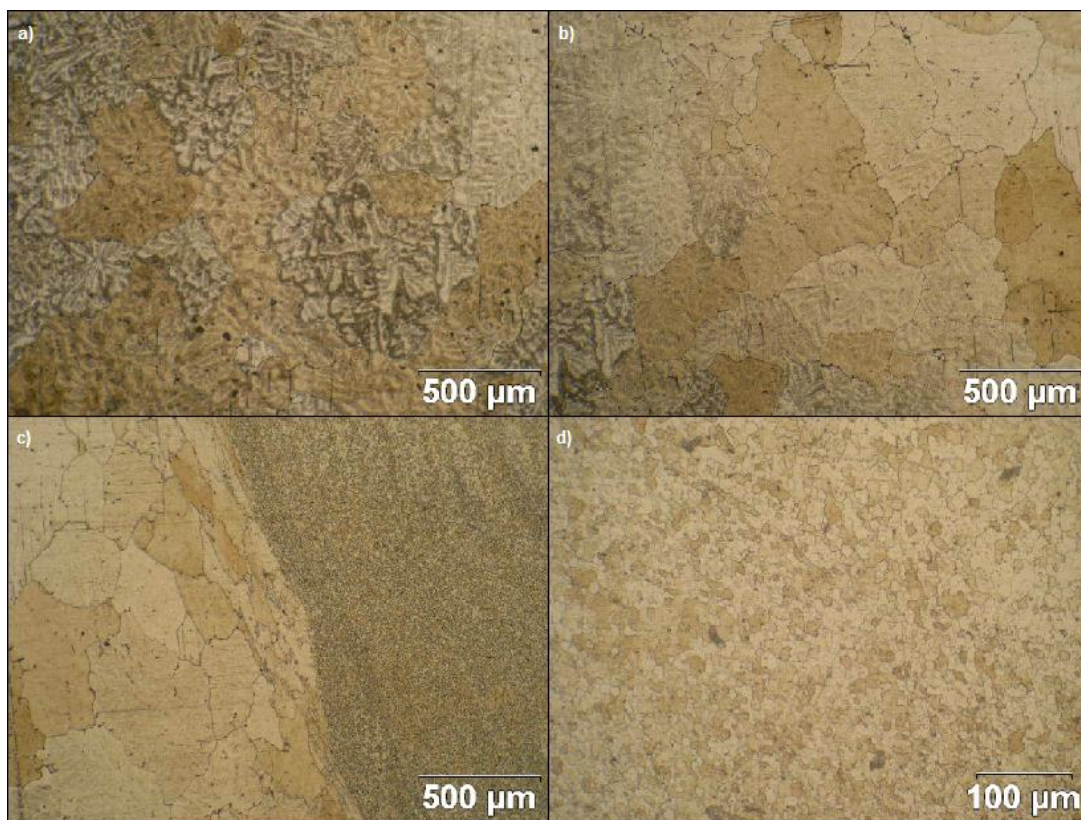


Figura 5.1 – Micrografias das diferentes zonas do processamento: a) MB, b) ZAC, c) ZATM e d) *Nugget*

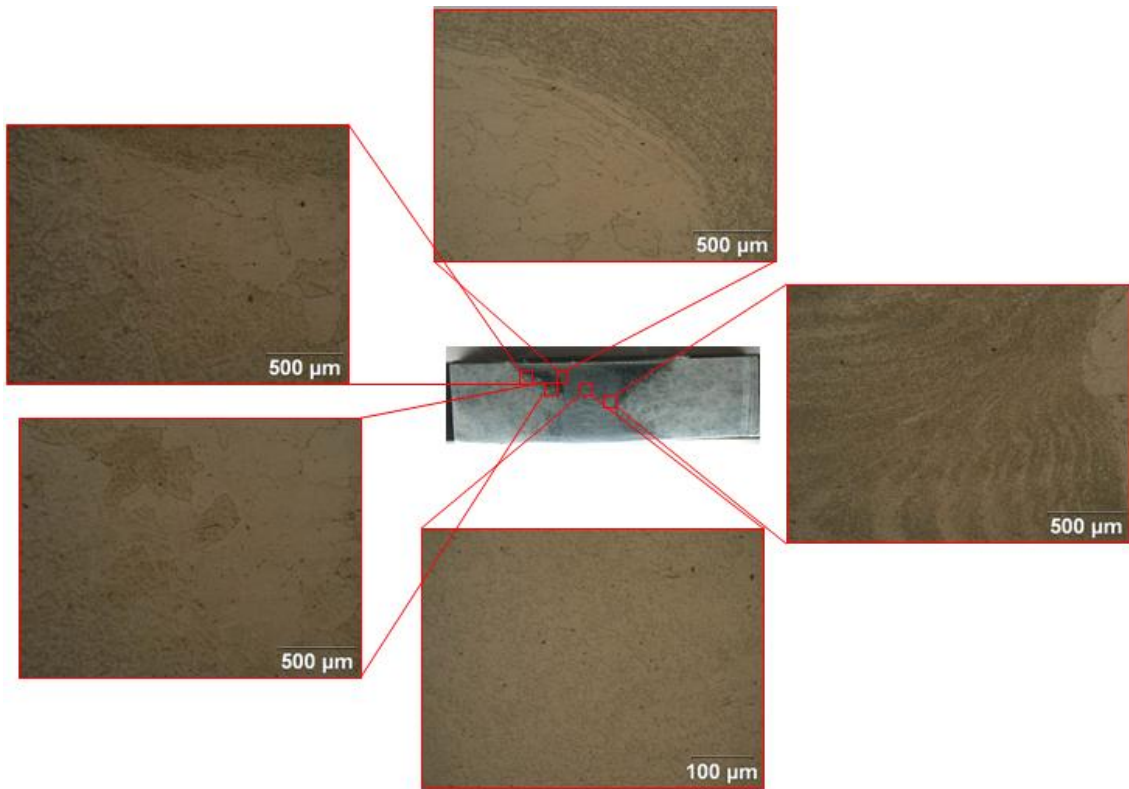


Figura 5.2 – Macrografia e micrografias da amostra 7801

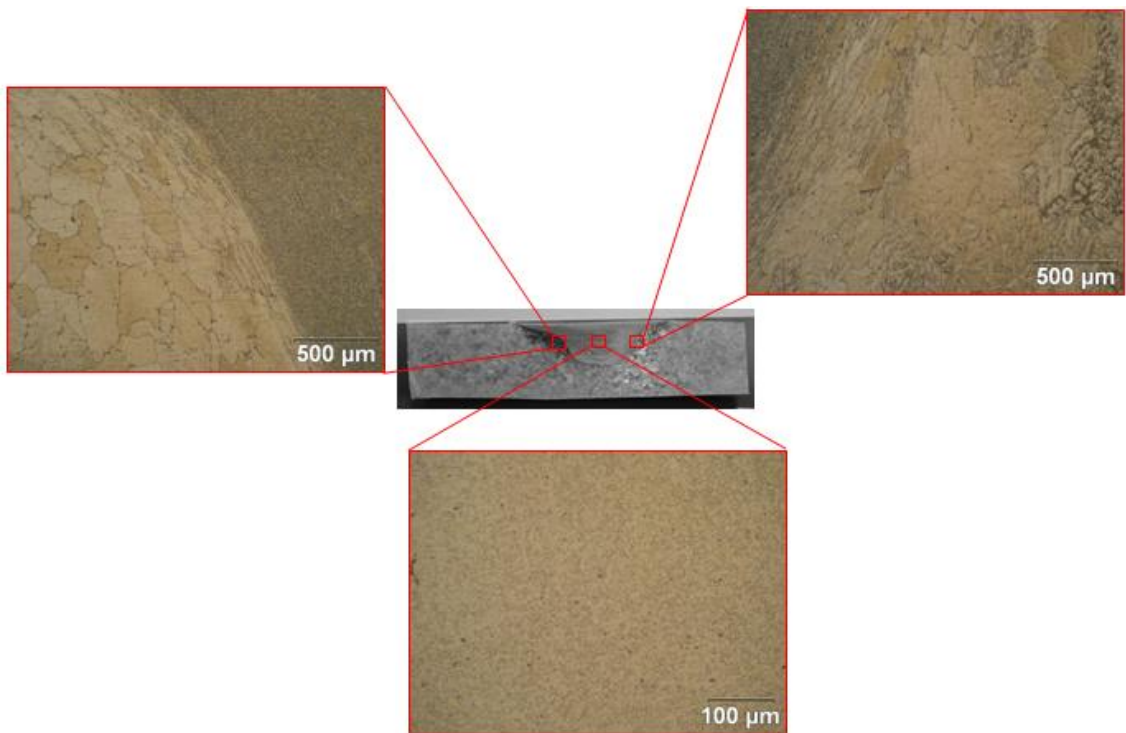


Figura 5.3 – Macrografia e micrografias da amostra 7807

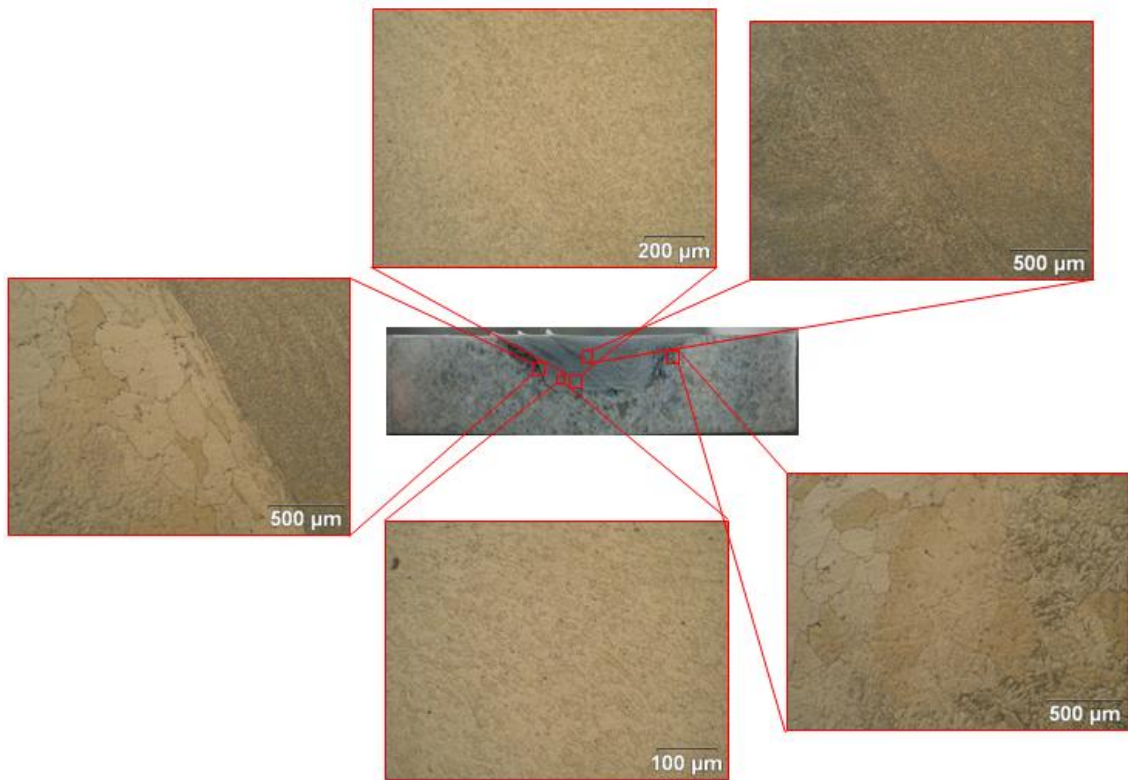


Figura 5.4 – Macrografia e micrografias da amostra 7810

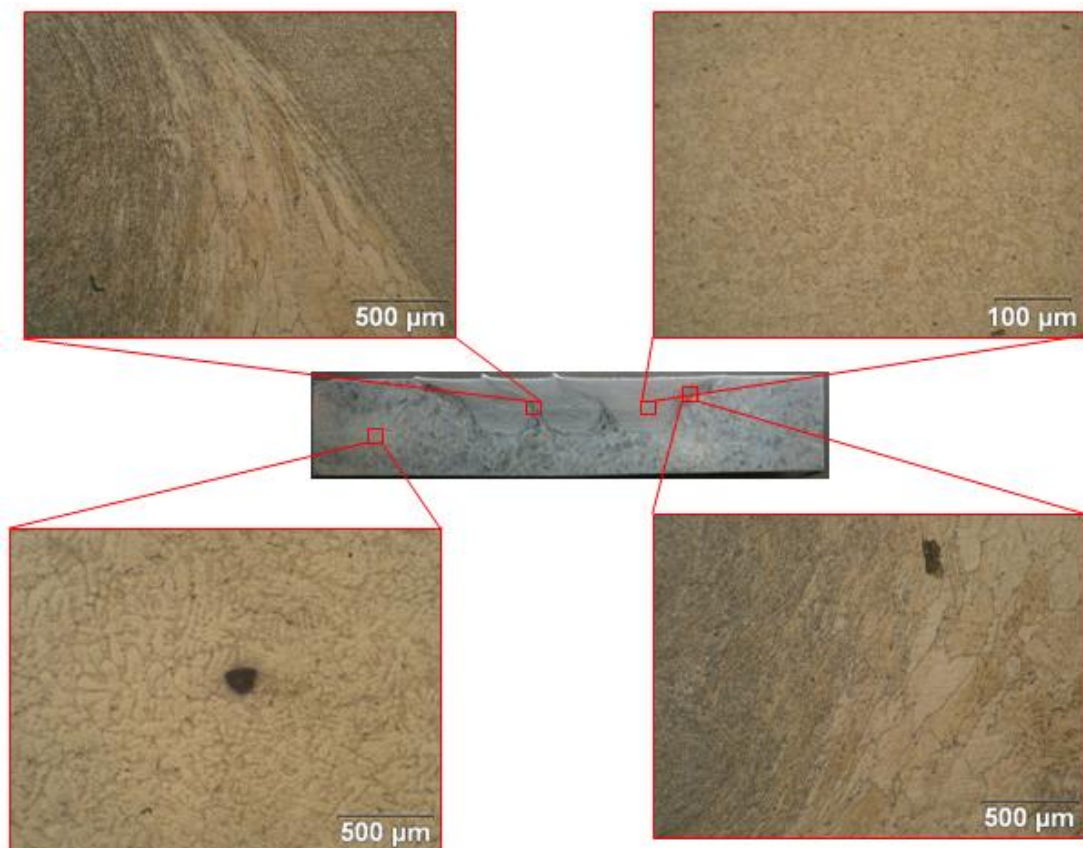


Figura 5.5 – Macrografia e micrografias da amostra 7812

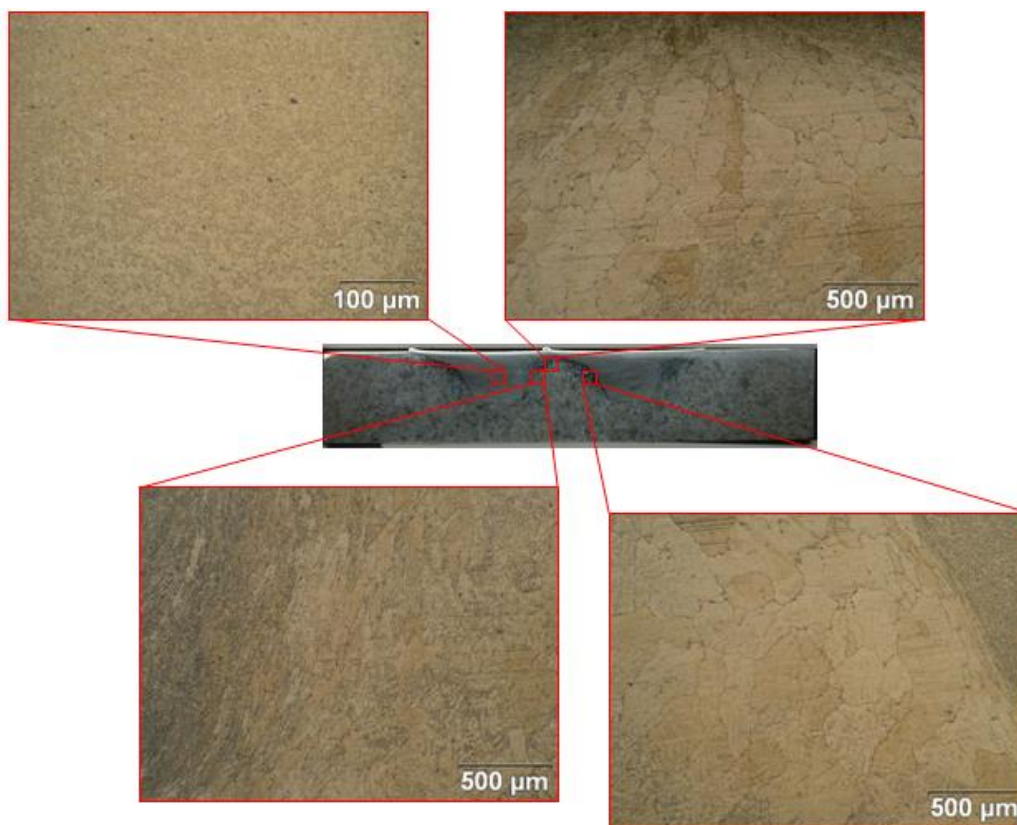


Figura 5.6– Macrografia e micrografias da amostra 7813

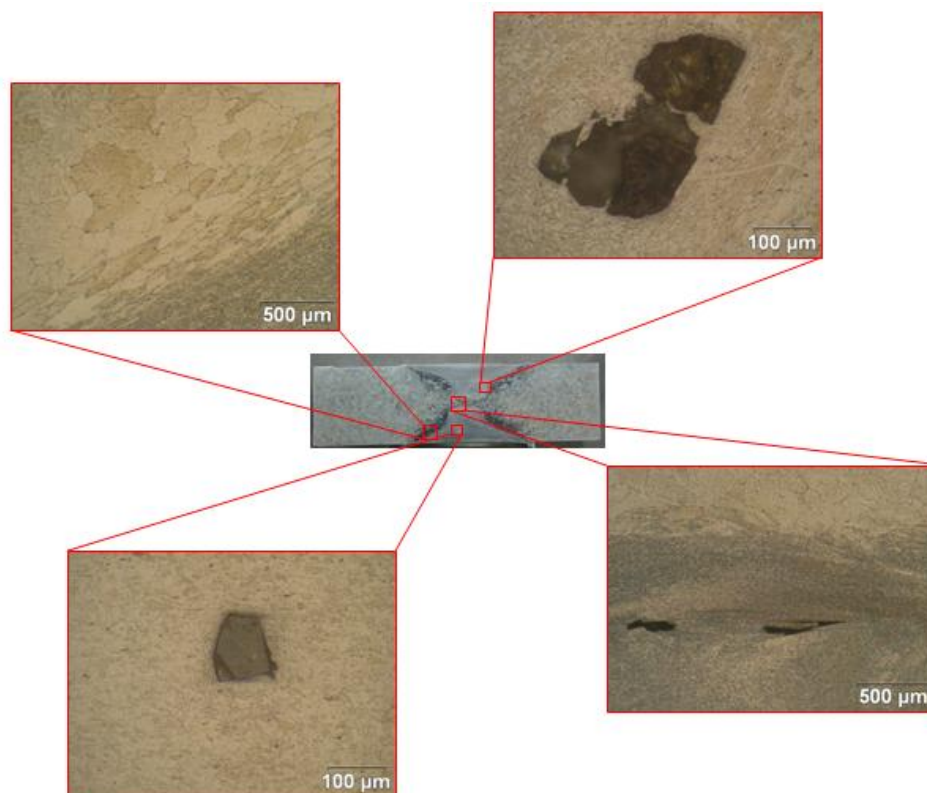


Figura 5.7 – Macrografia e micrografias da amostra 7503

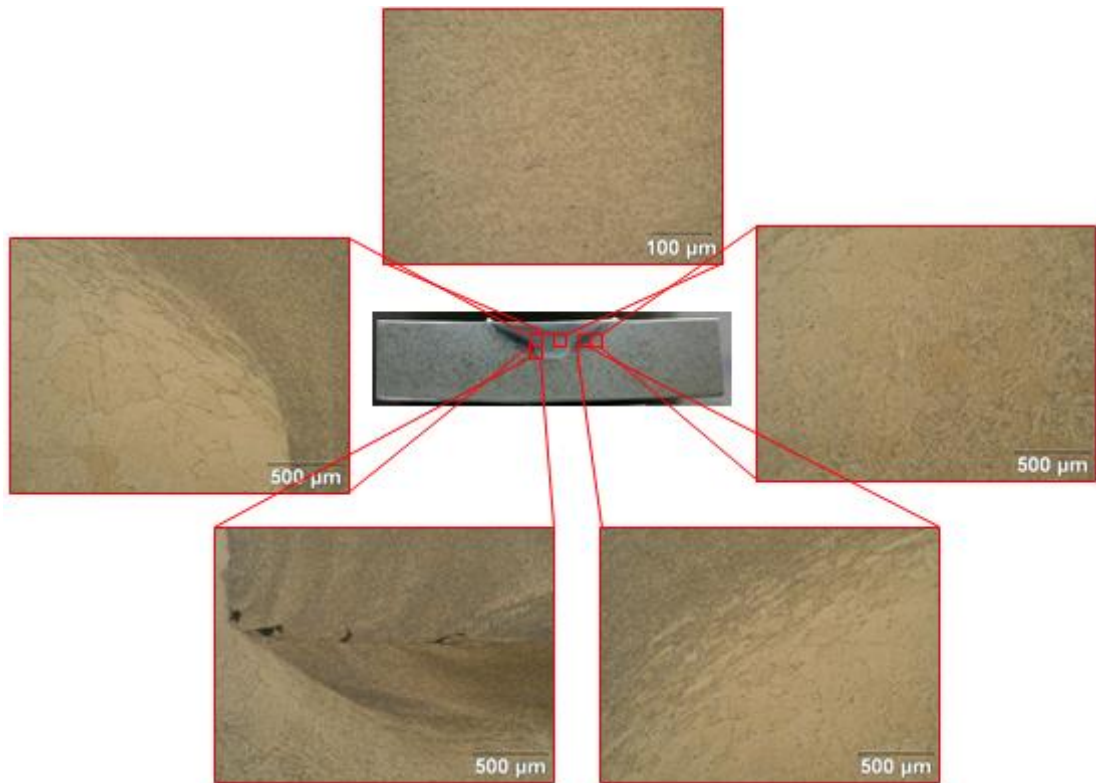


Figura 5.8 – Macrografia e micrografias da amostra 7508

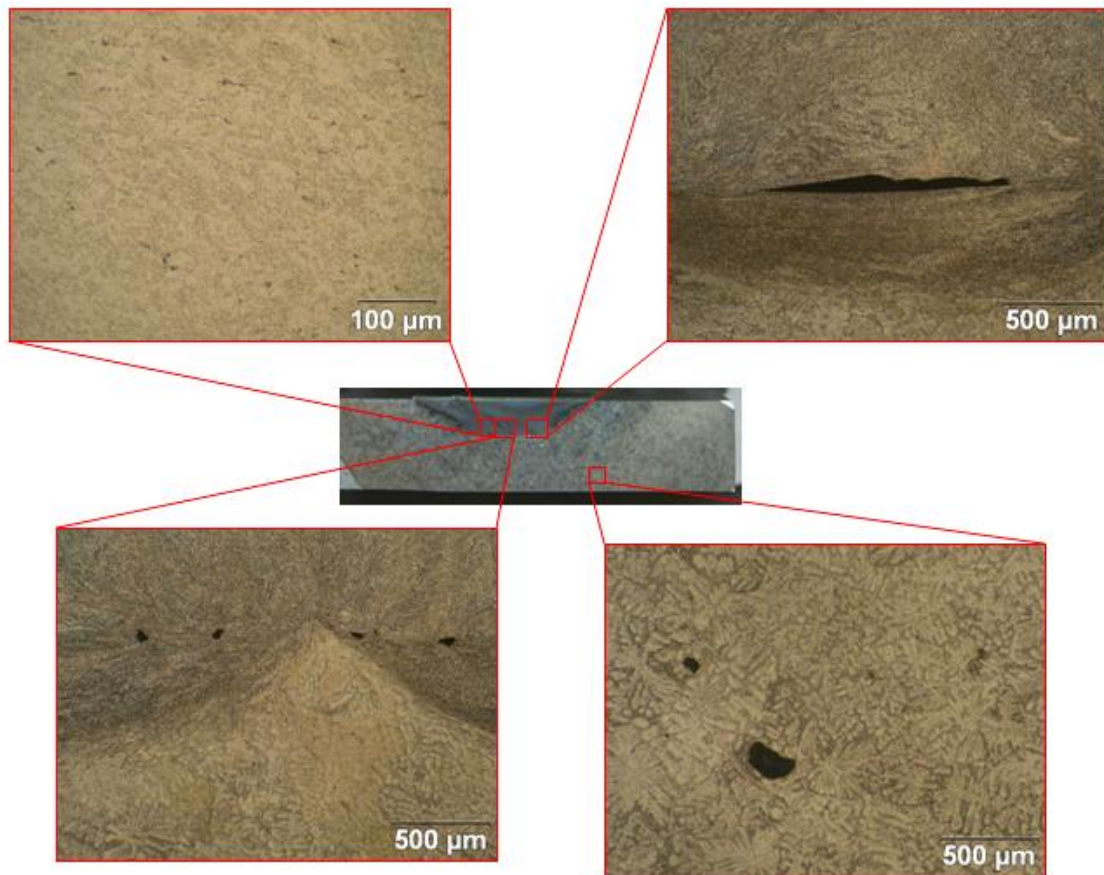


Figura 5.9 – Macrografia e micrografias da amostra 7511

5.2.1.2 – Discussão de resultados

Após esta análise macroscópica do material, realizou-se uma caracterização microscópica do material processado. Observa-se 4 zonas distintas nas amostras processadas: o material base, a ZAC, a ZATM e o *nugget*. Como se pode ver nas fotos anteriores, estas zonas são bastante características deste processo.

Depois de uma análise das micrografias consegue-se visualizar as diferentes zonas características do processamento (Figura 5.1), em que temos o *nugget* bem definido (Figura 5.1 d) com o grão fino (muito mais pequeno que o do material base) e bastante homogéneo ao longo de todo o *nugget*, esta diminuição de tamanho de grão deve-se à recristalização dinâmica provocada pela passagem da ferramenta durante o processamento do material. Pode-se distinguir as zonas de transição entre *nugget*-ZATM (Figura 5.1 c) onde se observa o grão deformado mecanicamente pelo PFL e constata-se que houve dissolução de precipitados.

Na zona de transição ZATM-ZAC (Figura 5.1 b) continua-se a ter grão com dissolução de precipitados mas que deixa de estar deformado e a zona de transição ZAC-MB (Figura 5.1 a) já não é identificável através de microscopia óptica.

Em todas as figuras (Figura 5.2 à Figura 5.9), consegue-se verificar a zona onde há dissolução de precipitados, que normalmente está associada à ZATM, mas que, devido ao número de passos realizados esta aumentou e estendeu-se até à ZAC atingindo dimensões significativas para a ferramenta 1 (Tabela 5.1) quando processou de ambos os lados. Na Figura 5.2 e Figura 5.3, podemos verificar este facto quando se observa a zona da transição do *nugget* para a ZATM, e verifica-se na macrografia que no lado de avanço, ambas têm quase o mesmo tamanho, apesar da amostra 7801 ter apenas 1 passo e a 7807 ter três passos; isto evidencia que o calor libertado pelo processo, quando realizado dos dois lados, é muito superior ao libertado quando apenas processado de um lado.

Na Figura 5.2, pode-se comprovar que o processamento de ambos os lados é eficaz, visto que não apresenta nenhum defeito na união das duas pistas tratadas e evidencia-se a existência de pequenas partículas esféricas dentro do *nugget*. Na Figura 5.4, distinguem-se bem as zonas de intersecção dos *nuggets* realizados com $OR=1/2$ e observa-se que nessa zona que o grão do *nugget* está deformado devido a esta passagem. Infere-se também que o calor libertado pelo processo não afecta significativamente o tamanho de grão.

Na Figura 5.5 e Figura 5.6, observa-se que a zona entre os *nuggets* se encontra bastante deformada onde as ZATM das duas pistas se encontram. Pode-se também verificar que este efeito é mais evidente nas amostras processadas com $OR=0$ do que nas processadas com $OR=-1$. Pode-se verificar na Figura 5.5 a existência de um defeito, mesmo no limite do *nugget*, que deve ser proveniente do processo de fabrico. Destaca-se também o facto de que, nas amostras processadas com a ferramenta 1, não existe nenhum defeito criado dentro do *nugget*; este facto porém não se verifica para a ferramenta 4.

Da Figura 5.7 à Figura 5.9, podemos verificar o efeito do processamento realizado pela ferramenta 4, em que se observa que o processamento feito por esta ferramenta não é o ideal

visto que tem sempre presente defeitos na parte debaixo da zona processada, o que é indicativo de que a ferramenta utilizada não é a ideal para o processamento. Estes defeitos resultam de o pino não conseguir arrastar o alumínio em toda a sua área e com a estacionaridade do processo, isto cria um canal vazio ao longo de toda a pista tratada. Outra característica é que o defeito se apresenta sempre no mesmo sítio da pista, ou seja, na base da pista como se pode verificar nas duas pistas da Figura 5.9.

Realizou-se novamente uma contagem do tamanho de grão, utilizando o método de Heyn [33] para ambas amostras, e verificou-se que o tamanho de grão médio para as amostras processadas com a ferramenta 1 é de $7,1 \pm 3,4 \mu\text{m}$, e o grão é homogéneo em toda a zona do *nugget* mesmo quando processada com vários passos. Esta situação verifica-se também para as amostras processadas com a ferramenta 4, obtendo-se um tamanho de grão médio de $6,2 \pm 2,9 \mu\text{m}$.

Verifica-se que com uma diminuição do diâmetro do pino, uma ligeira diminuição do tamanho de grão, mas apesar de tudo esta diminuição não é evidente logo não se pode tomar esta conclusão com toda a certeza.

5.2.2 – Liga AA5083-processada em volume

5.2.2.1 – Resultados

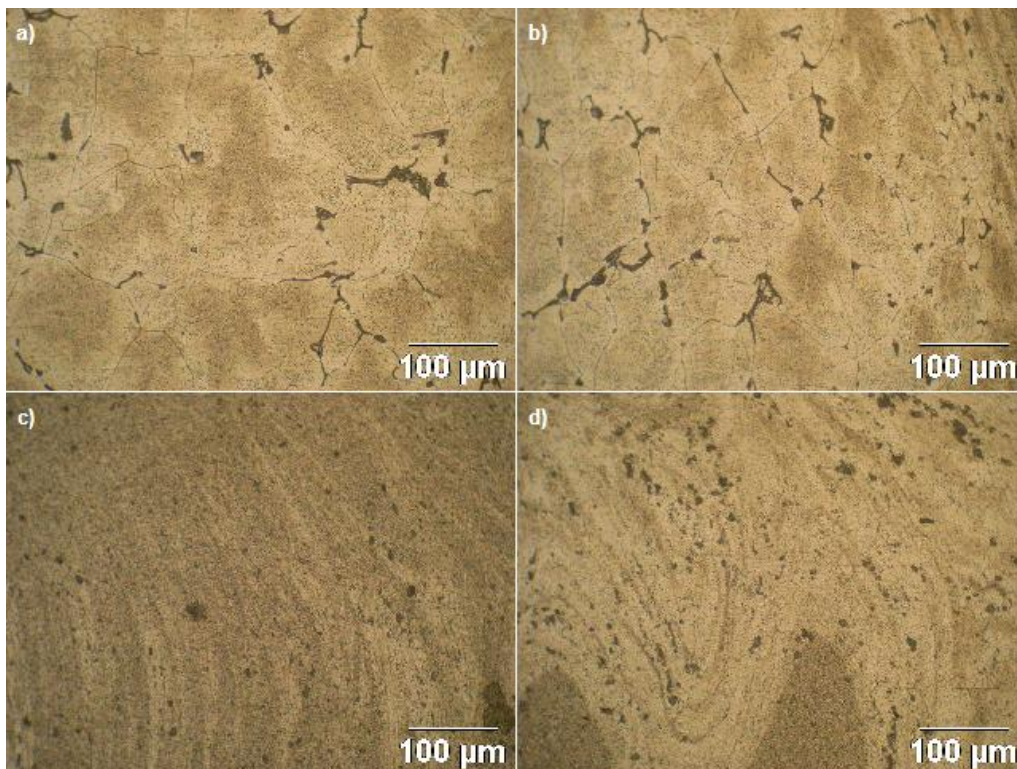


Figura 5.10 – Micrografias das diferentes zonas de PFL: a) MB, b) ZAC e ZATM, c) *Nugget* zona homogeneizado e d) *Nugget* zona não homogeneizado

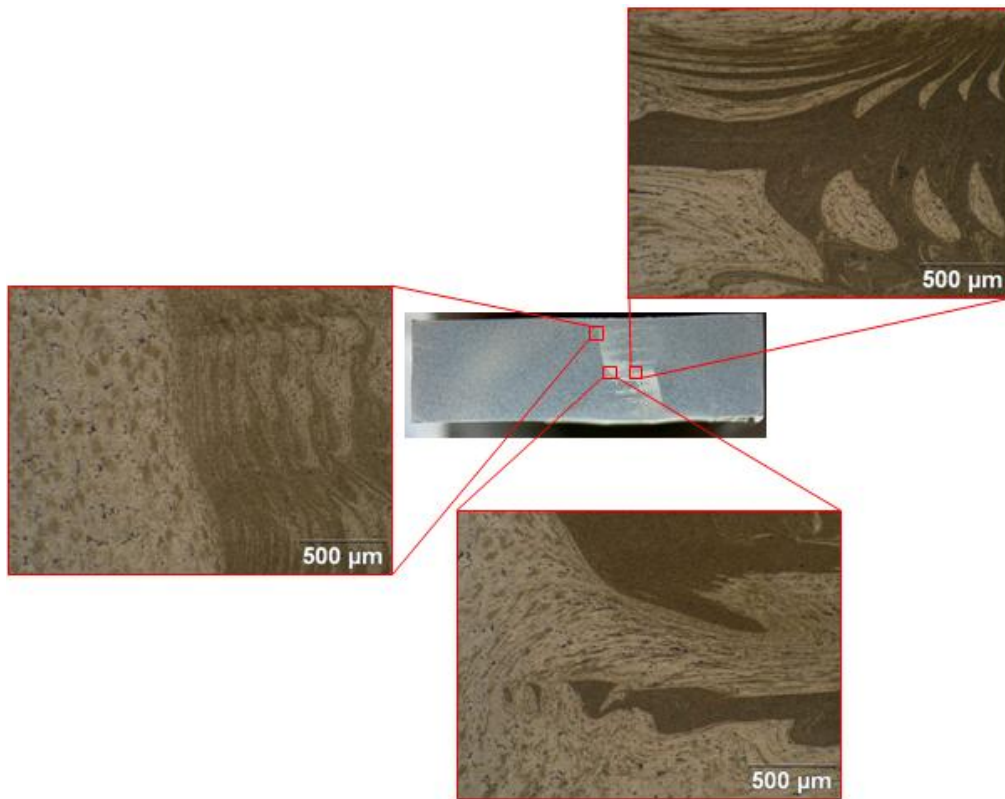


Figura 5.11 – Macrografia e micrografias da amostra 5801

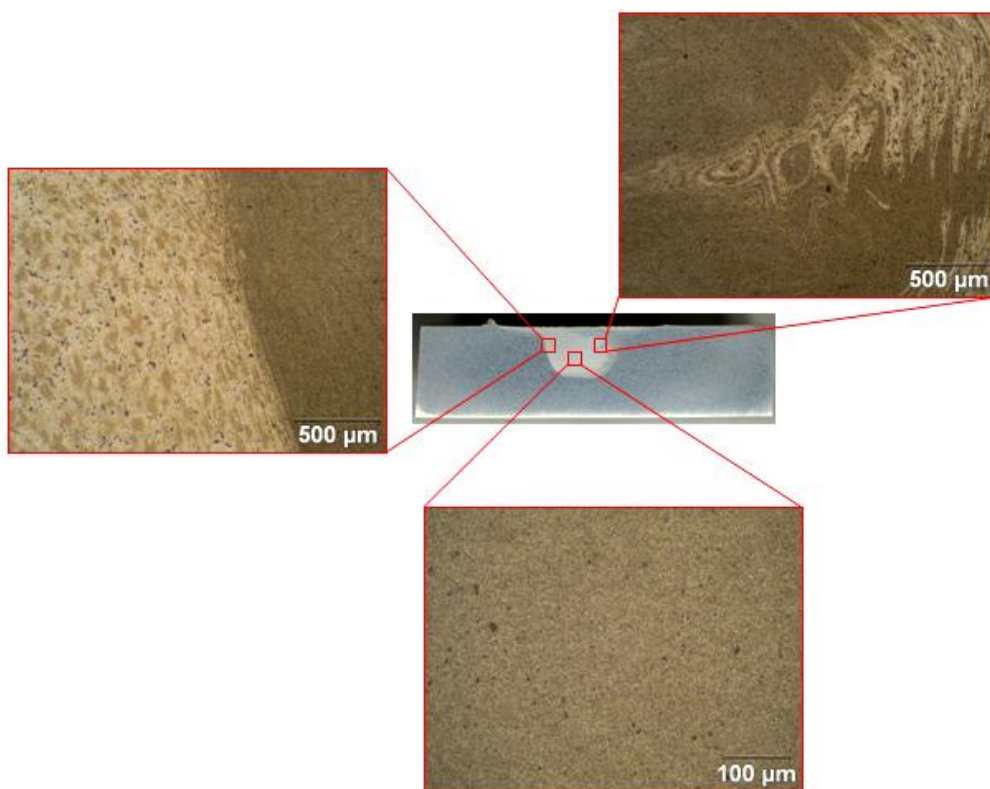


Figura 5.12 – Macrografia e micrografias da amostra 5807

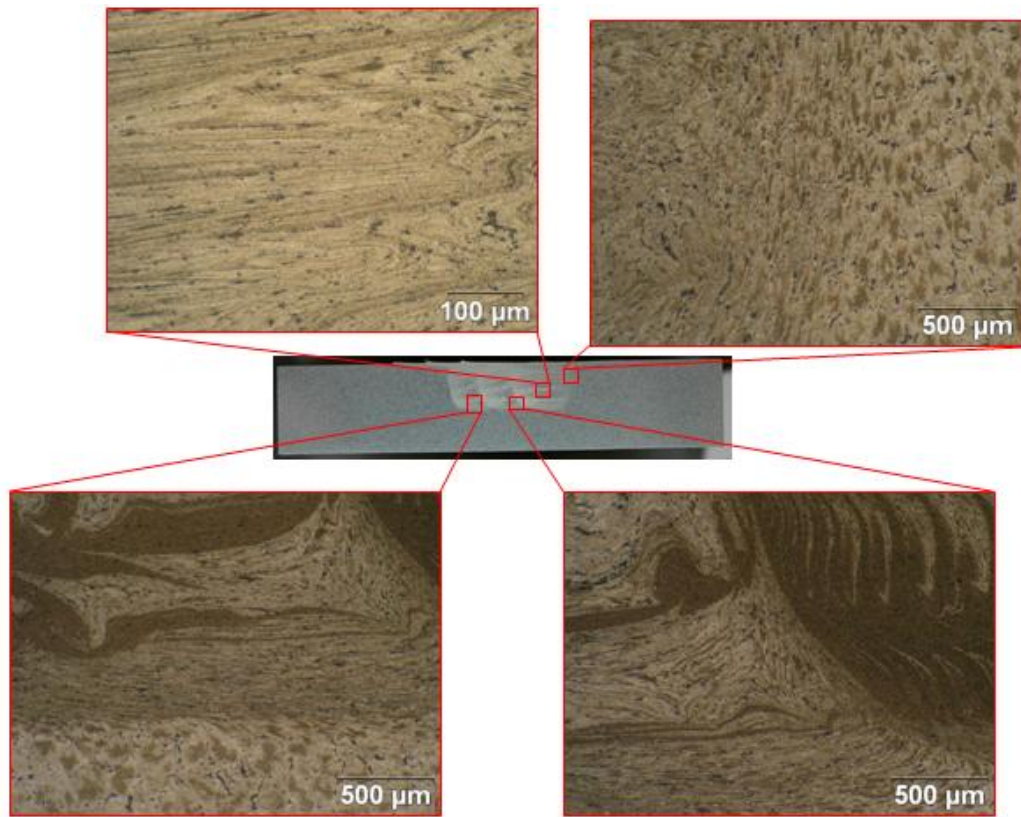


Figura 5.13 – Macrografia e micrografias da amostra 5809

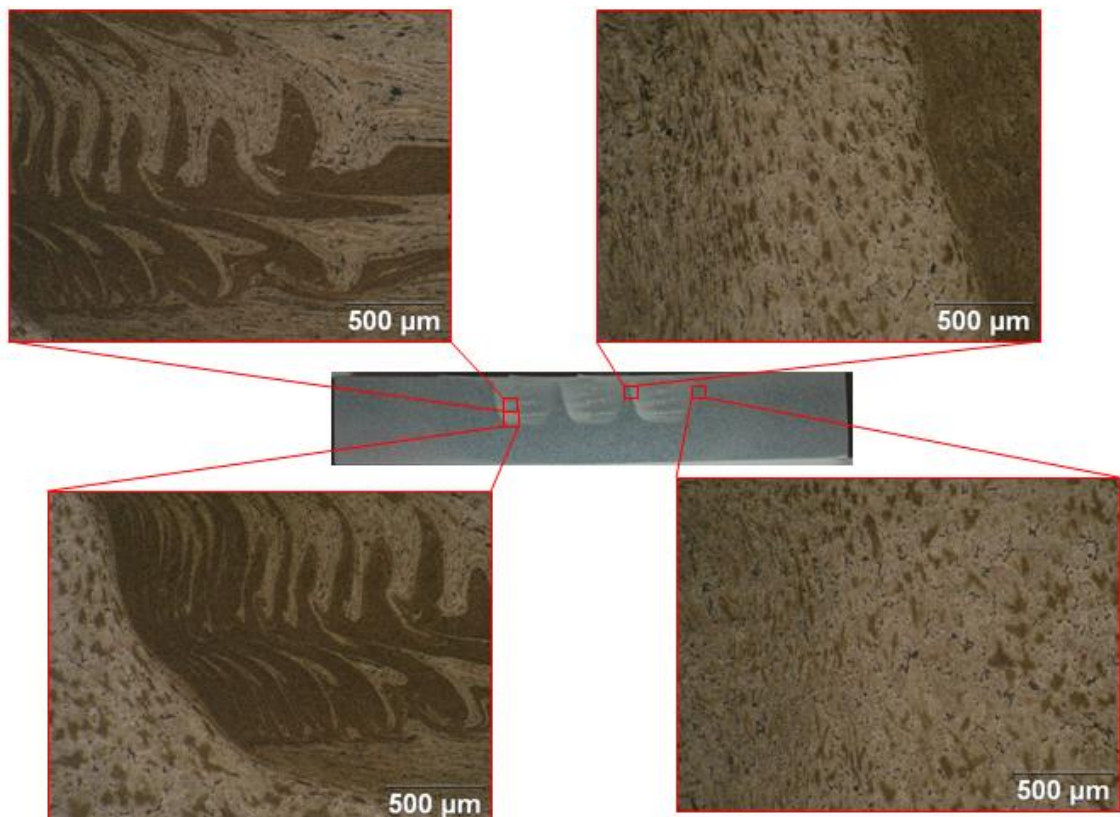


Figura 5.14 – Macrografia e micrografias da amostra 5810

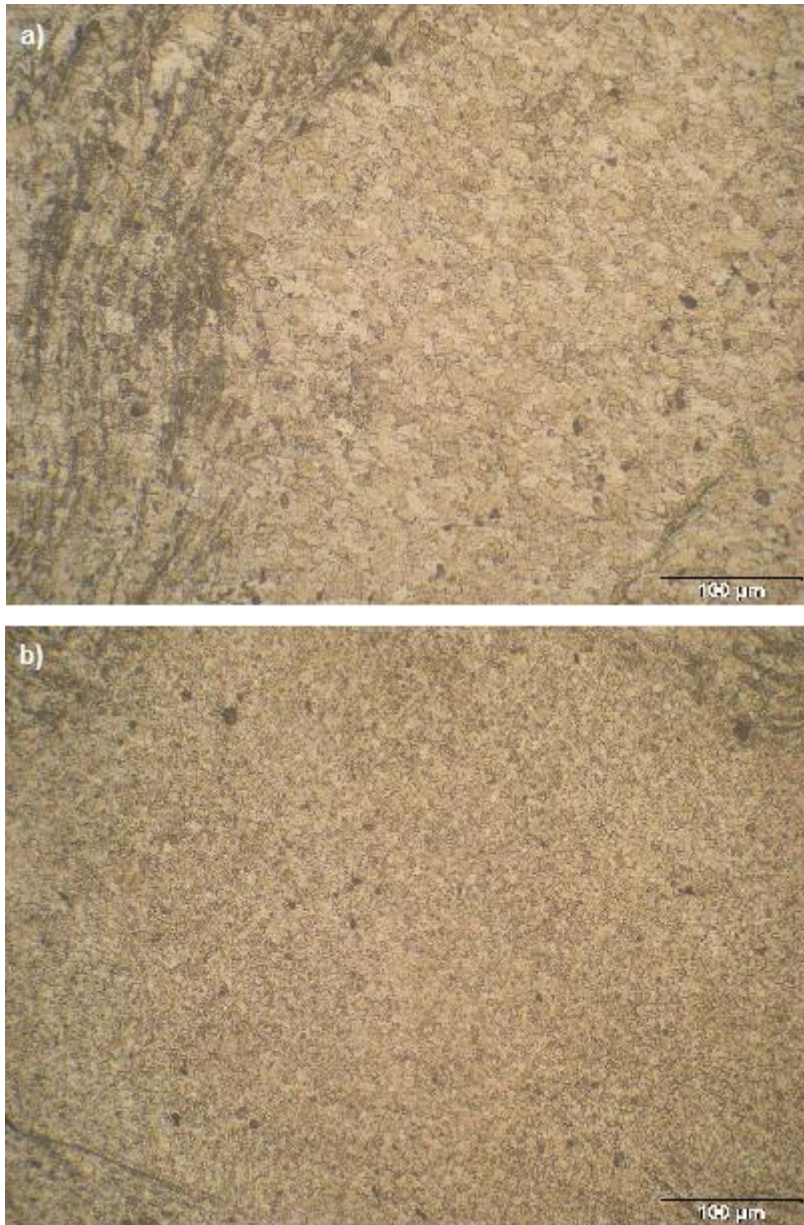


Figura 5.15 – Micrografias da amostra 5805 contrastada com reagente de Poulton modificado: a) perto da superfície e b) interior do *nugget*



Figura 5.16 – Micrografia da amostra 5808 contrastada com reagente de Poulton modificado

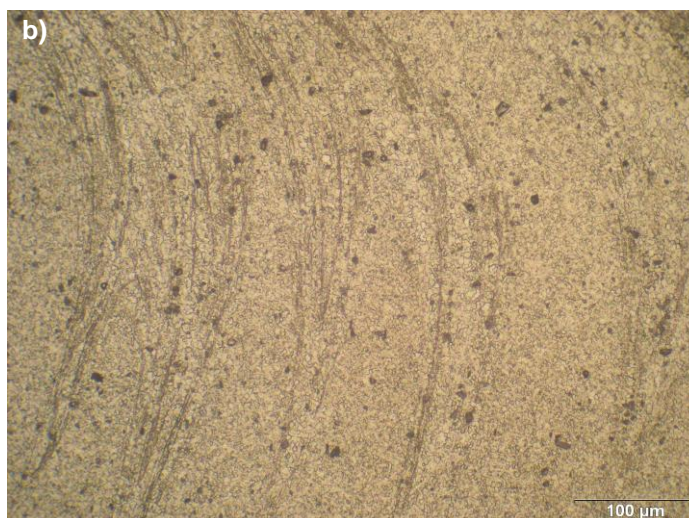
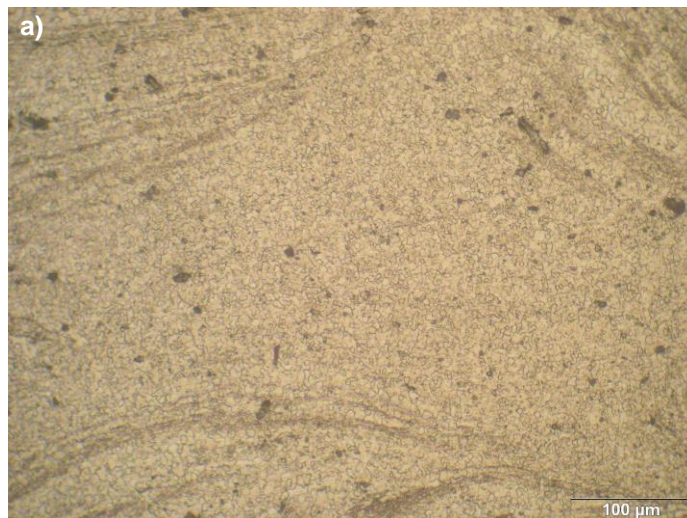


Figura 5.17 – Micrografias da amostras 5809 mostrando a influência dos multipasso com OR = $\frac{1}{2}$ no tamanho de grão: a) 1º cordão e b) 3º cordão

5.2.2.2 – Discussão de resultados

Na Figura 5.10 observa-se as diferentes zonas do PFL em que tem-se a microestrutura do MB com muitos precipitados dentro de cada grão. Dentro da ZAC verifica-se que esta zona mantém a mesma estrutura que o MB, não existindo grandes diferenças entre eles e verifica-se que não há grande diferenças no tamanho de grão; e na Figura 5.10 b) consegue-se ver a deformação do grão já muito perto do *nugget* e denota-se que a ZATM é muito pequena. Dentro do *nugget* consegue-se ter a percepção de uma zona homogênea e de uma zona não homogênea, através de diferenças de cor, infelizmente esta contrastação não nos dá evidências quanto ao tamanho de grão.

Da Figura 5.11 à Figura 5.14 tem-se várias fotos da microestrutura da liga. Verifica-se em todas que a TMAZ é muito pequena sendo quase imperceptível em algumas delas; observa-se também que o grão necessita de vários passos (pelo menos 3) para ficar completamente homogêneo e confirma-se que o *nugget* se encontra livre de defeitos demonstrando assim que estas condições de ensaio são adequadas para processar esta liga. Devido a dificuldade de distinguir o tamanho de grão dentro do *nugget* nestas ligas, tentou-se uma nova abordagem em que se escolheu algumas amostras específicas a partir das quais se pudesse generalizar para os outros casos e contrastou-se com reagente de Poulton modificado.

Verifica-se na Figura 5.15 que o tamanho de grão diminui da superfície para o interior da zona processada, mediu-se um tamanho de grão [33] de $8,1 \pm 4,1 \mu\text{m}$ o grão diminui até atingir uma dimensão de $3,1 \pm 1,0 \mu\text{m}$, isto deve-se ao facto do escoamento de calor ser mais rápido na base do *nugget* do que perto da superfície, o que leva a uma coalescência de grão aumentando o tamanho de grão na superfície. Com os passos consecutivos com $OR=1$, conseguimos obter um grão homogêneo em toda a área processada para a amostra 5808 (Figura 5.16), que foi processada 4 vezes com $OR=1$, e obteve-se um tamanho de grão médio de $5,9 \pm 2,3 \mu\text{m}$. Conclui-se que com o multipasso a $OR=1$ é essencial para obter-se um tamanho de grão homogêneo em toda a secção processada, apesar de aumentar o tamanho de grão. De acordo com a relação de Hall-Petch, a dureza será superior dentro *nugget* do que no resto do material, devido a esta diminuição do tamanho de grão.

Na Figura 5.17 constata-se que o tamanho de grão no primeiro cordão a ser realizado aumenta na sequência de passos, verifica-se que, para a amostra processada com um $OR=\frac{1}{2}$, tem-se um tamanho de grão médio de $3,1 \pm 1,6 \mu\text{m}$ para o primeiro cordão enquanto o terceiro cordão tem um tamanho de grão de $2,5 \pm 0,8 \mu\text{m}$. Mediu-se para um processamento com $OR=0$, um tamanho de grão de $3,7 \pm 1,5 \mu\text{m}$ no primeiro cordão e de $2,4 \pm 0,8 \mu\text{m}$ para o terceiro cordão. Conclui-se que o tamanho de grão nos *nuggets* das ligas processadas por multipasso é afectado pelo calor libertado no processamento do cordão seguinte, verificando-se um aumento do seu tamanho.

Dentro dos *nuggets* consegue-se observar a existência de partículas que devem ter origem nos eutéticos intergranulares presentes no material base.

5.2.3 – Processamento superficial da liga AA5083-O

5.2.3.1 – Resultados

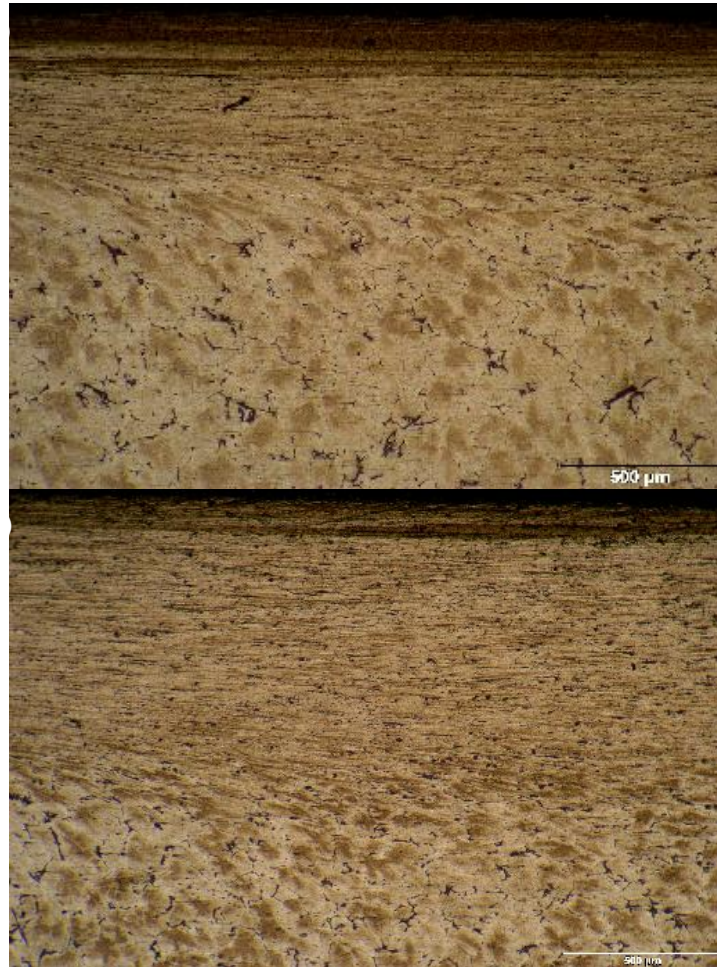


Figura 5.18 – Micrografias da zona processada pelas ferramentas superficiais contrastadas com reagente de Keller: a) amostra 5 e b) amostra 6



Figura 5.19 – Micrografia da amostra 5 contrastada com o reagente de Poulton modificado

5.2.3.2 – Discussão de resultados

Na Figura 5.18 consegue-se facilmente denotar a zona processada do material base; apesar de tudo não se consegue distinguir o tamanho de grão no *nugget*, por isso procedeu-se a uma contrastação com o reagente de Poulton modificado da amostra 5.

Nesta foto, consegue-se ver que o tamanho de grão é muito pequeno em relação ao obtido com o processamento em volume. Temos um grão homogêneo e através de uma contagem do tamanho médio de grão utilizando o método de Heyn [33], mediu-se um tamanho médio de grão de $1,6 \pm 0,5 \mu\text{m}$. Este tamanho de grão é pelo menos metade do que o que foi obtido pelo processamento em volume e espera-se que, com isto, a sua dureza seja superior à obtida no *nugget* do material processado em volume devido à relação de Hall-Petch [1] (Eq. 5.1) que nos diz que quanto menor for o tamanho de grão maior é a dureza dele. Esta relação é dada pela equação:

$$\sigma_y = \sigma_0 + \frac{k_y}{\sqrt{d}} \quad \text{Eq. 5.1}$$

em que σ_y é a tensão de cedência, σ_0 é a tensão à qual inicia o movimento de deslocações, k_y é uma constante do material e d é o diâmetro do grão.

Conclui-se que este processo é eficaz em que se consegue obter um *nugget* estável sendo no entanto necessário aplicar mais força de forma a conseguir penetrar o material o suficiente para termos um *nugget* com uma espessura apreciável.

5.3 – Análise EDS das amostras

Com o objectivo de caracterizar os precipitados observados em microscopia óptica fizeram-se análises semi-quantitativas por EDS em SEM a duas amostras. As amostras utilizadas para esta análise foram as amostras 5801 e 7802 (em anexo está a localização de onde foi retirada cada amostra). O objectivo foi o de analisar a sua composição e de alguns pequenos agregados que estão presentes no *nugget* que podem ser provenientes das partículas adicionadas para refinar o tamanho de grão.

5.3.1 – Liga de alumínio AA7022-T6

5.3.1.1 – Resultados

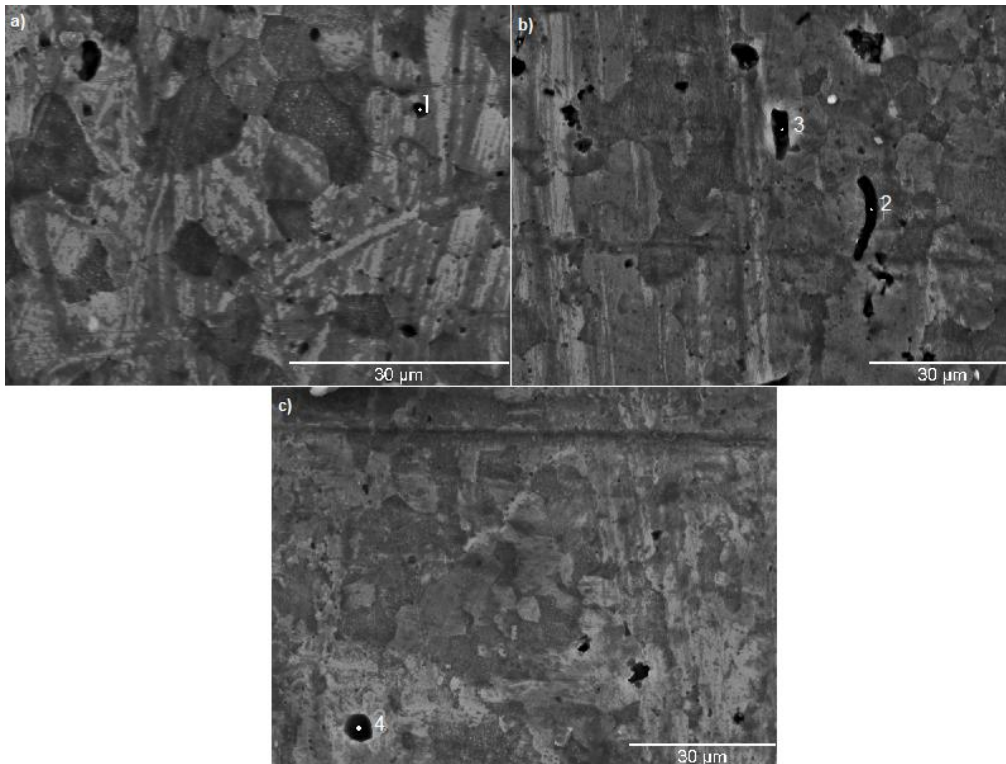


Figura 5.20 – Micrografias do SEM com a localização das análises EDS na liga AA7022

| Elemento | Local 1 | Local 2 | Local 3 | Local 4 |
|----------|---------|---------|---------|---------|
| Al (%) | 91.48 | 60.53 | 90.83 | 90.39 |
| Zn (%) | 4.05 | 4.69 | 4.31 | 5.27 |
| Mg (%) | 3.29 | 2.09 | 3.9 | 3.06 |
| Cu (%) | 0.17 | 0.25 | - | 0.25 |
| Cr (%) | 0.17 | 0.29 | 0.31 | 0.22 |
| Si (%) | 0.66 | 31.86 | 0.34 | 0.49 |
| Fe (%) | 0.18 | 0.29 | 0.31 | 0.32 |

Tabela 5.7– Composições medidas no EDS

5.3.1.2 – Discussão de resultados

Após a análise EDS realizada na liga AA7022 consegue-se observar que existe uma quantidade significativa de silício que está associada ao nucleante adicionado para refinar o tamanho de grão do alumínio durante o seu fabrico.

Este é bastante notável no local 3 onde se atinge uma percentagem superior a 30% deste elemento.

Conclui-se que quanto maior é a percentagem de magnésio mais redondos são as partículas, e que quanto maior é a percentagem de silício as partículas adoptam uma forma mais alongada.

5.3.2 – Liga de alumínio AA5083-O

5.3.2.1 – Resultados

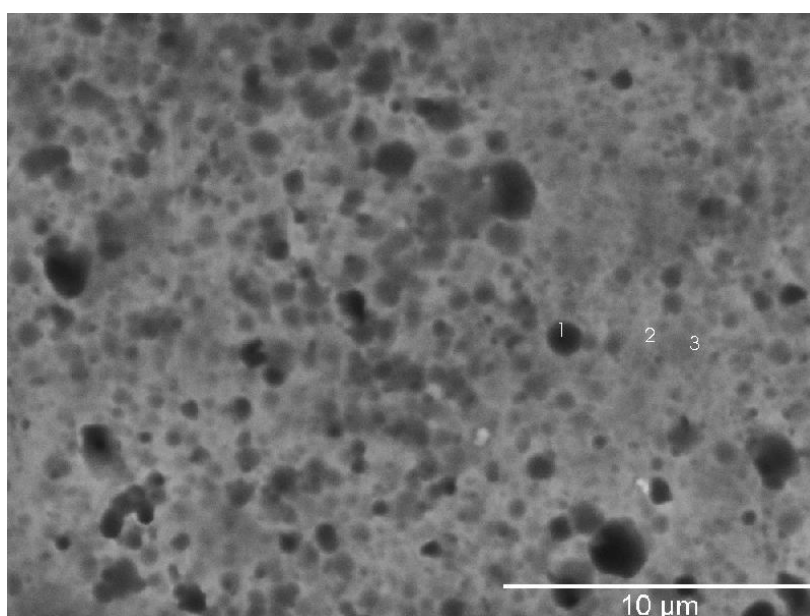


Figura 5.21 – Micrografia do SEM com a localização das análises realizadas pelo EDS

| Elemento | Local 1 | Local 2 | Local 3 |
|----------|---------|---------|---------|
| Al (%) | 92.21 | 92.26 | 92.77 |
| Mg (%) | 6.41 | 6.33 | 6.09 |
| Mn (%) | 0.28 | 0.32 | 0.35 |
| Fe (%) | 0.09 | 0.11 | 0.09 |
| Si (%) | 1.01 | 0.98 | 0.7 |

Tabela 5.8– Composições medidas no EDS

5.3.2.2 – Discussão de resultados

Na análise pelo SEM não deu para visualizar nenhuma microestrutura que não tivesse sido verificado pela análise por microscopia óptica realizada anteriormente. Na análise com EDS tentou-se verificar a diferença entre as zonas que se observam com diferentes tons. Verificamos que a local 1 (partícula preta) e o local 2 (zona mais clara) existe uma percentagem de silício elevada, enquanto no local 3 constata-se que temos um aumento significativo no alumínio e uma diminuição abrupta na quantidade de silício. A diferença de coloração verificada do local 1 para o 2 pode estar relacionada com a diminuição da percentagem de magnésio presente na liga.

Volta-se a verificar uma quantidade significativa de silício presente nos locais onde foi feita a análise com EDS o que indica que o silício também foi utilizado como nucleante nesta liga.

5.4 – Ensaios de dureza

Os ensaios de dureza foram realizados, no equipamento da Duramin Struers, de acordo com a norma ISO 6507-1 [35], com o objectivo de distinguir a variação de dureza ao longo da espessura do *nugget*, nas distâncias de 1, 3 e 5mm da superfície da chapa.

5.4.1 – Ligas de alumínio AA7022-T6 processadas em volume

5.4.1.1 - Resultados

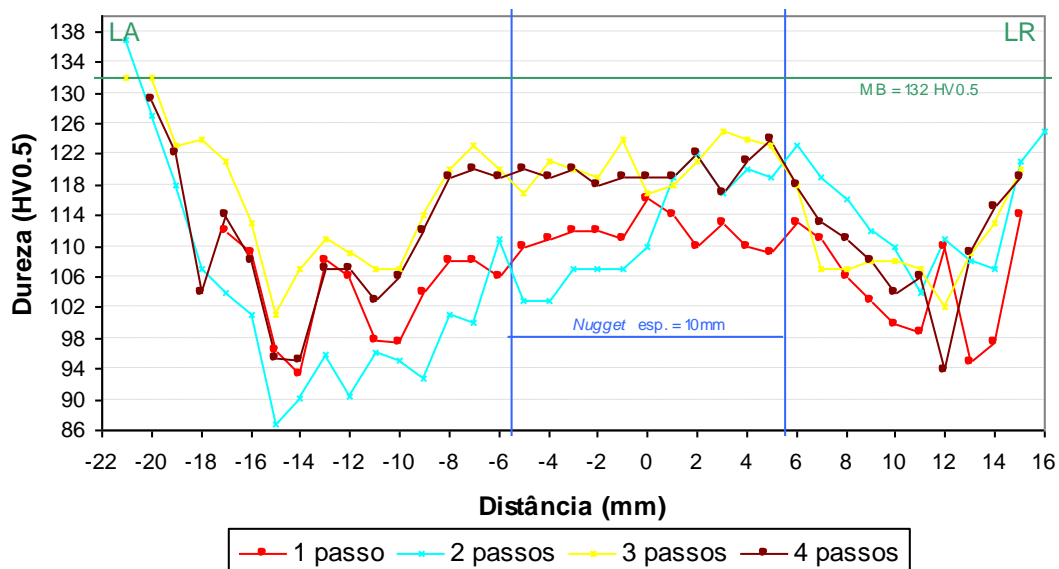


Figura 5.22 – Gráfico de dureza da liga AA7022-T6 a 1mm de espessura com os diferentes passos

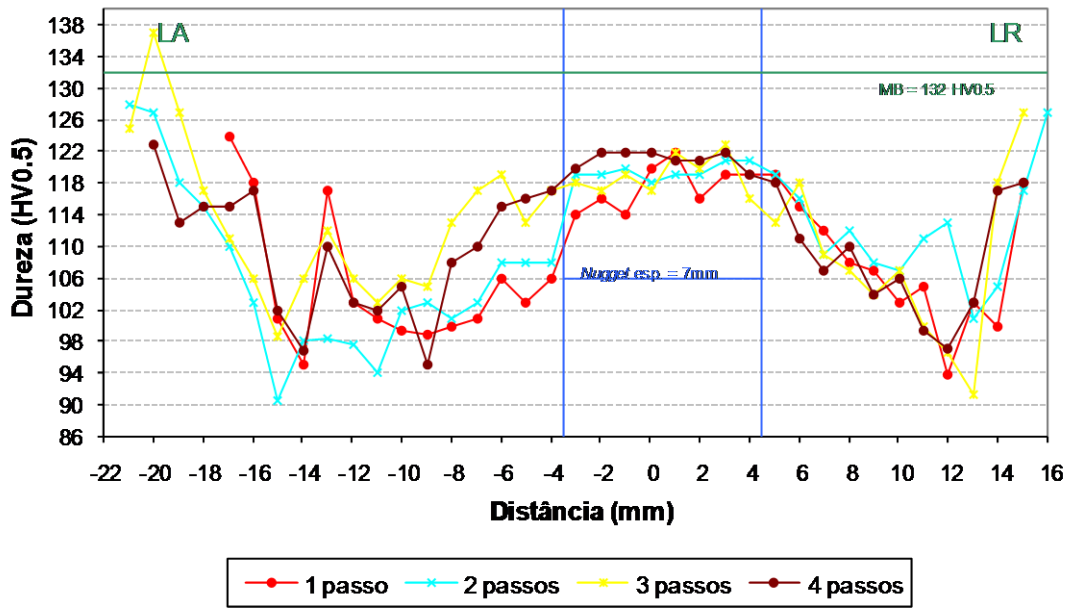


Figura 5.23 – Gráfico de dureza da liga AA7022-T6 a 3mm de espessura com a sequência de passos

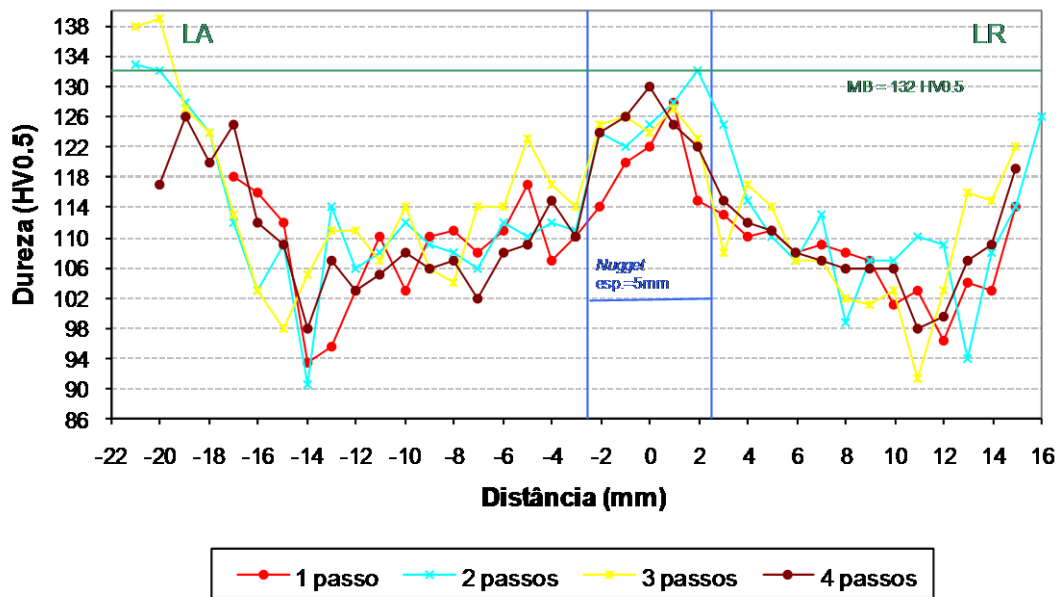


Figura 5.24 – Gráfico de dureza da liga AA7022-T6 a 5mm de espessura com a sequência de passos

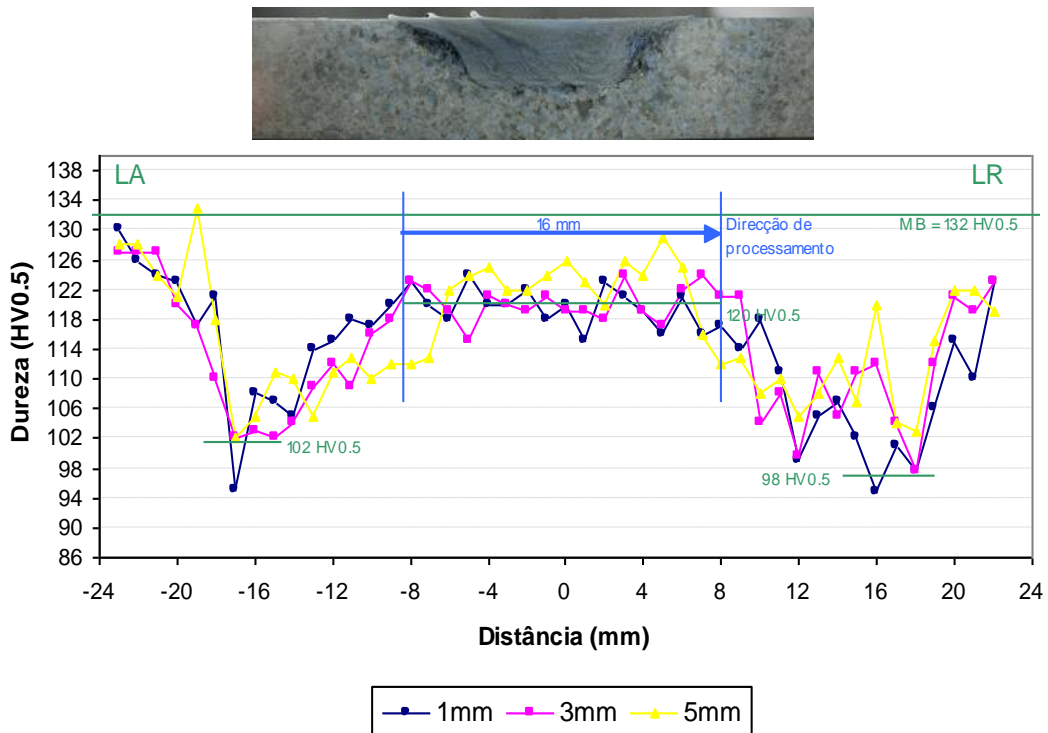


Figura 5.25 – Gráfico de dureza da liga AA7022-T6 com três passos e $OR = \frac{1}{2}$ a diferentes espessuras

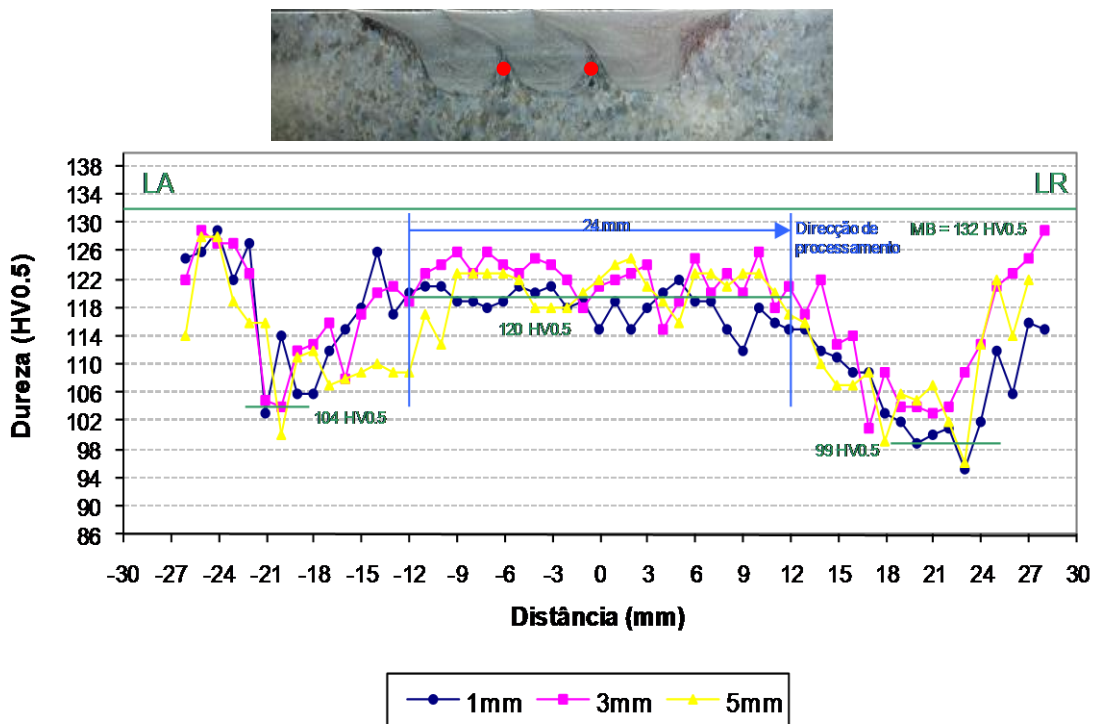


Figura 5.26 – Gráfico de dureza da liga AA7022-T6 com três passos e $OR = 0$ a diferentes espessuras

5.4.1.2 – Discussão de resultados

Nos gráficos de dureza relativos ao processamento com variação de passos (Figura 5.22 à Figura 5.24), tem-se marcado os limites do *nugget* à profundidade ensaiada. Após observação dos gráficos (Figura 5.22 à Figura 5.26 e anexos C-1 a C-4), chegou-se às seguintes conclusões:

- Há uma diminuição da dureza relativamente ao material base ao longo de toda a zona afectada pelo processamento;

- Da Figura 5.22 à Figura 5.24 o lado em avanço tem uma dureza ligeiramente inferior em relação ao lado em retrocesso com um mínimo de 94HV0.5 localizado a 14mm do centro da zona processada, este facto deve-se porque o material sofre um maior envelhecimento nesta zona, como podemos ver no diagrama de fases do alumínio-zinco (anexo D), para esta composição de zinco só até por volta dos 150°C, o material sofre envelhecimento, para cima disso está no domínio de solubilização do alumínio, por isso nesta zona afastada como a temperatura é mais baixa o material sofre envelhecimento enquanto o resto só sofre quando o material baixa a temperatura abaixo dos 150°C;

- Há uma melhoria da dureza do primeiro para o quarto passo, sendo atingido no terceiro passo um valor já estável. Este fenómeno torna-se mais acentuado à medida que nos aproximamos da superfície;

- De toda a zona processada, o *nugget* apresenta sempre a dureza mais elevada e próxima do material base, o que está de acordo com o tipo de alumínio;

- No centro do *nugget* a dureza aumenta entre 10 a 16HV0.5 da superfície para o interior, independentemente do número de passos sobrepostos;

- Na Figura 5.25 e Figura 5.26, verifica-se a existência de um patamar estável de dureza com uma largura de 16mm (OR=½) e de 24mm (OR=0);

- No patamar estável a meia espessura (5mm) nota-se para OR=0 (Figura 5.26) a existência de uma flutuação de dureza que corresponde à ausência de sobreposição dos *nuggets* nesta profundidade. Este facto deve-se à forma cónica do pino que pode ser confirmada nas zonas assinaladas na macro representativa na Figura 5.26;

- A sequência de passos não afecta significativamente a dureza na zona do patamar definido pelo *nugget*, mantendo a dureza média de 120HV0.5. Apenas no interior do material se verifica uma ligeira tendência para o aumento de dureza;

- O mínimo de dureza no lado de retrocesso com um valor de 98HV0.5 sendo até 5 HV0.5 mais baixo que no lado de avanço.

5.4.2 – Ligas de alumínio AA5083 processadas em volume

5.4.2.1 - Resultados

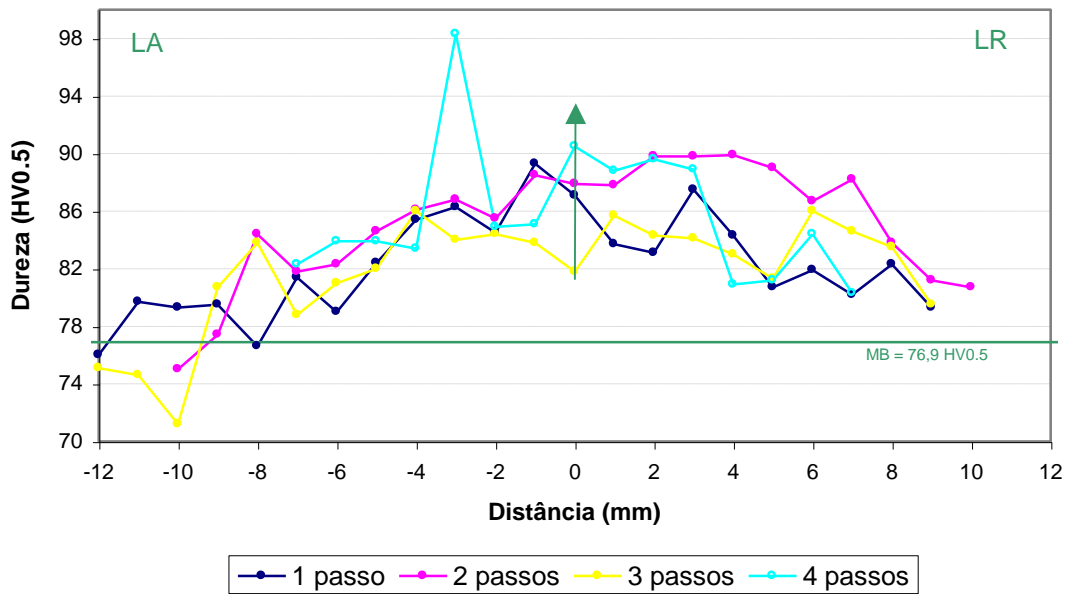


Figura 5.27 – Gráfico de dureza da liga AA5083 a 1mm de espessura com os diferentes passos

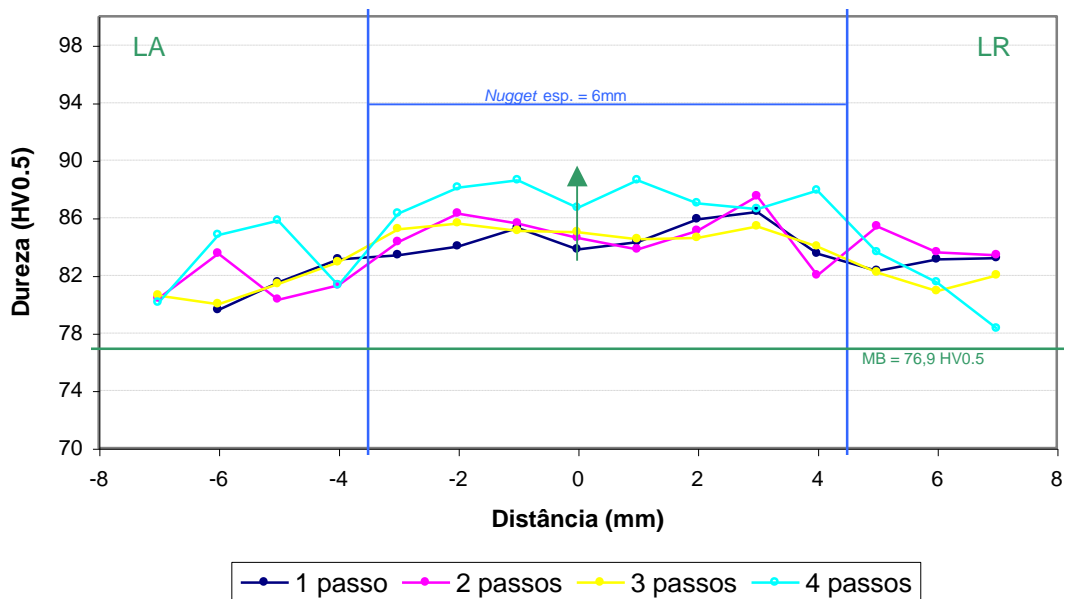


Figura 5.28 – Gráfico de dureza da liga AA5083 a 3mm de espessura com os diferentes passos

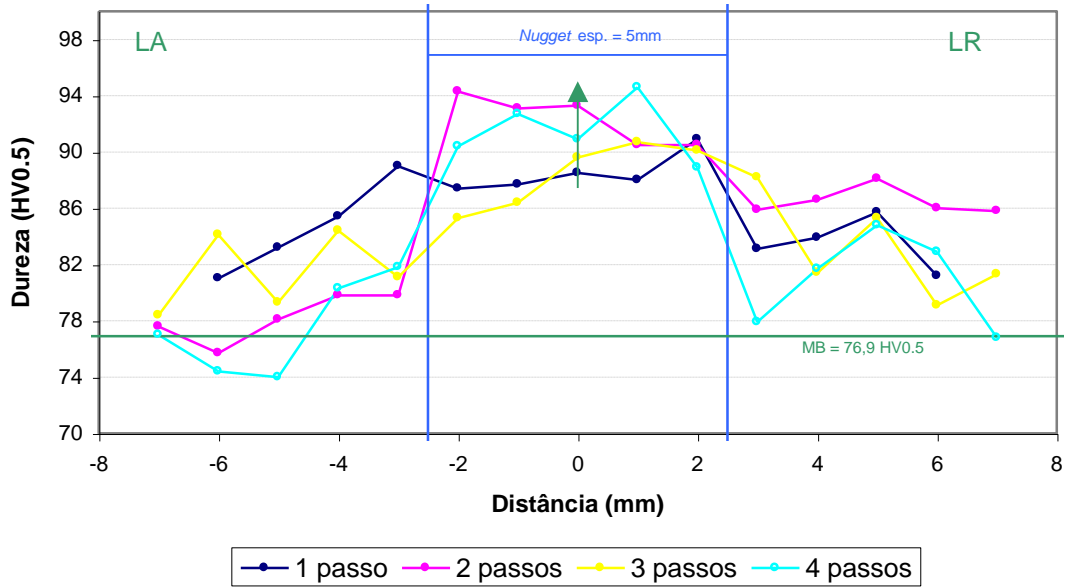


Figura 5.29 – Gráfico de dureza da liga AA5083 a 5mm de espessura com os diferentes passos

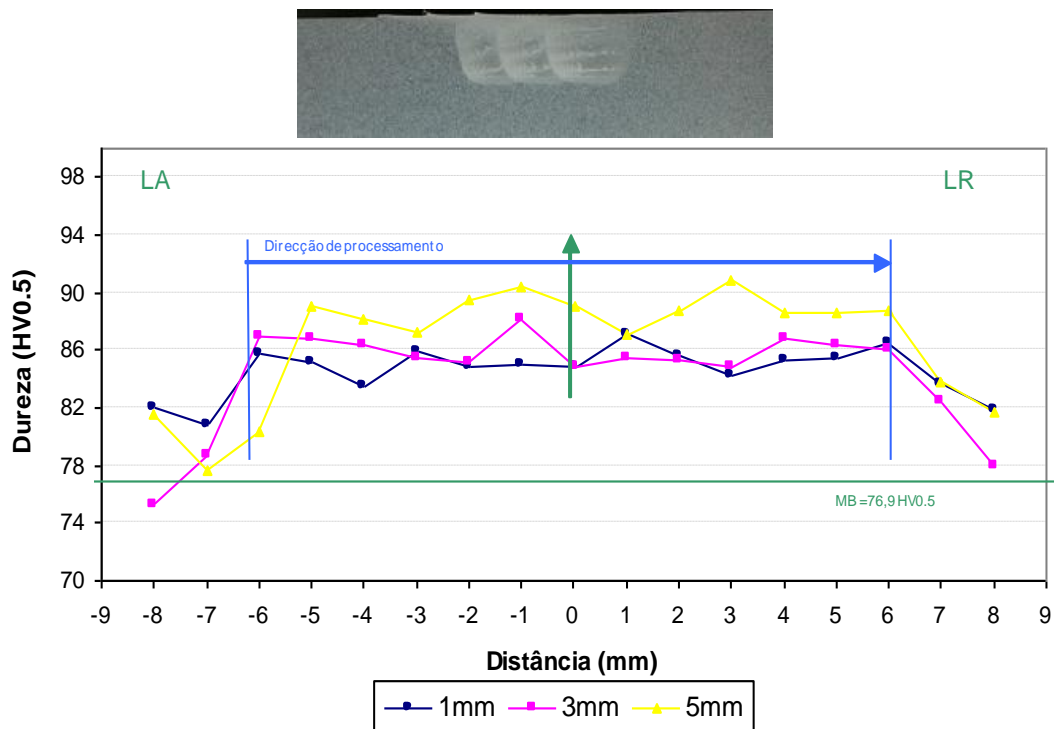


Figura 5.30 – Gráfico de dureza da liga AA5083 com três passos e OR = 1/2 a diferentes espessuras

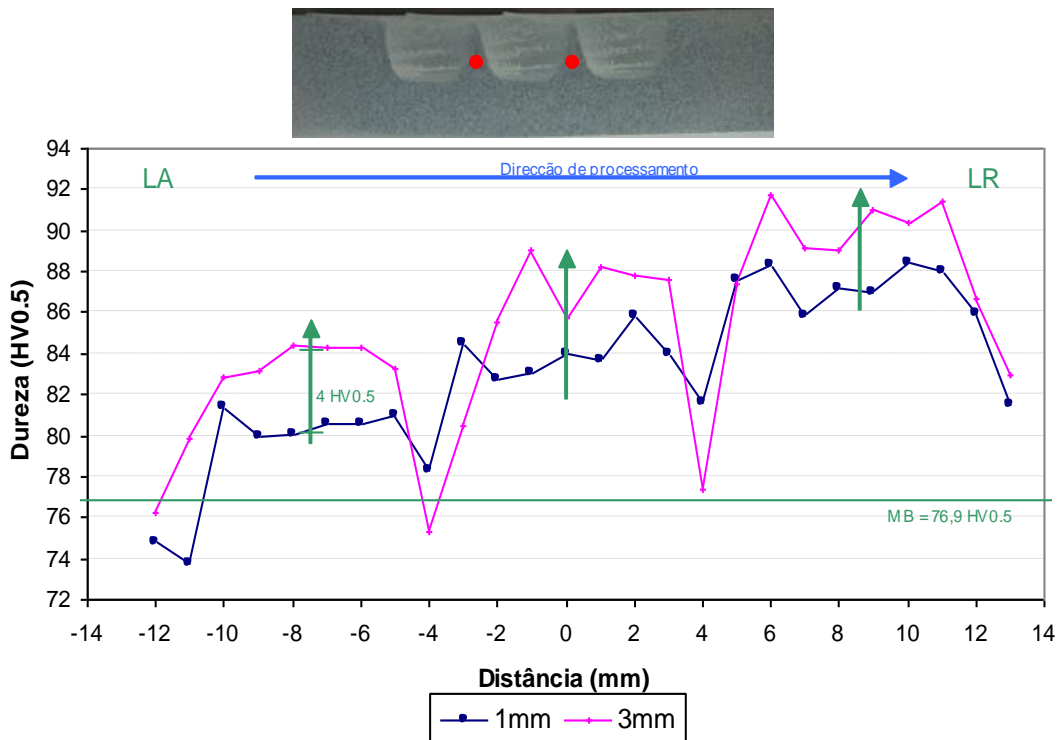


Figura 5.31 – Gráfico de dureza da liga AA5083 com três passos e OR = 0 a diferentes espessuras

5.4.2.2 – Discussão de resultados

Após observação destes gráficos de dureza conclui-se o seguinte:

- A dureza no *nugget* é sempre superior à do material base, devido à diminuição do tamanho de grão provido pela recristalização dinâmica que o *nugget* sofreu. Este aumento de dureza confirma a lei de Hall-Petch, ou seja com a diminuição do tamanho de grão, obtém-se um aumento na dureza. Fora do *nugget* a dureza diminui até à dureza do material base sem passar por nenhum patamar intermédio;

- A maior dureza atingida é sempre a 5mm de profundidade mais ou menos 90HV0.5 porque o calor é extraído mais rapidamente desta zona, obtendo-se assim uma dureza superior. Enquanto a 3mm tem-se sempre a menor dureza, pelo calor não escoar tão rapidamente e nota-se que há um pequeno aumento de dureza com o número de passos embora não seja significativo;

- Dentro do *nugget* temos sempre uma maior estabilidade na dureza, e a 3mm é onde este valor é mais estável;

- Na Figura 5.30 tem-se um patamar estável de 12mm, verificando-se um ligeiro aumento na dureza com a sequência de passos, volta-se a verificar a maior dureza a 5mm;

- Na Figura 5.31 nota-se claramente que na sequência de passos há um aumento da dureza e verifica-se uma diferença de 4HV0.5 entre cada *nugget* sequenciado, isto deve-se ao aumento do tamanho de grão nos *nuggets* devido ao calor libertado nos passos seguintes;

- Entre *nuggets* comprova-se uma diminuição de dureza relacionado com o facto de não ter havido processamento nessa zona, como se pode ver nas zonas assinaladas na macro da Figura 5.31;

- A dureza aumenta cerca de 4HV0.5 com o aumento da espessura processada, e verifica-se uma grande estabilidade na dureza dentro de cada *nugget* produzido.

5.4.3 – Ligas de alumínio AA5083 processadas superficialmente

A medição de dureza realizada nas ligas processadas superficialmente foi realizada a uma distância inferior a 1mm com vista a conseguir medir bem a dureza do *nugget*, que não tem mais de 850µm de espessura.

5.4.3.1 – Resultados

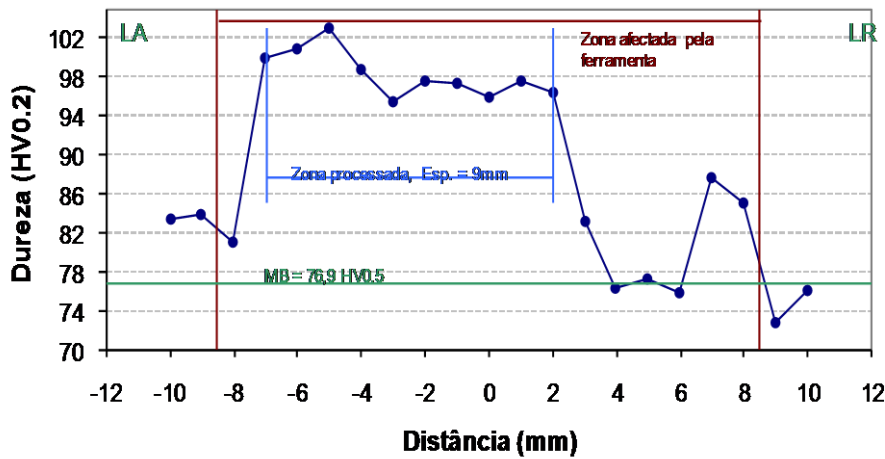


Figura 5.32 – Gráfico de dureza da liga AA5083 processada superficialmente (Amostra FSP #5)

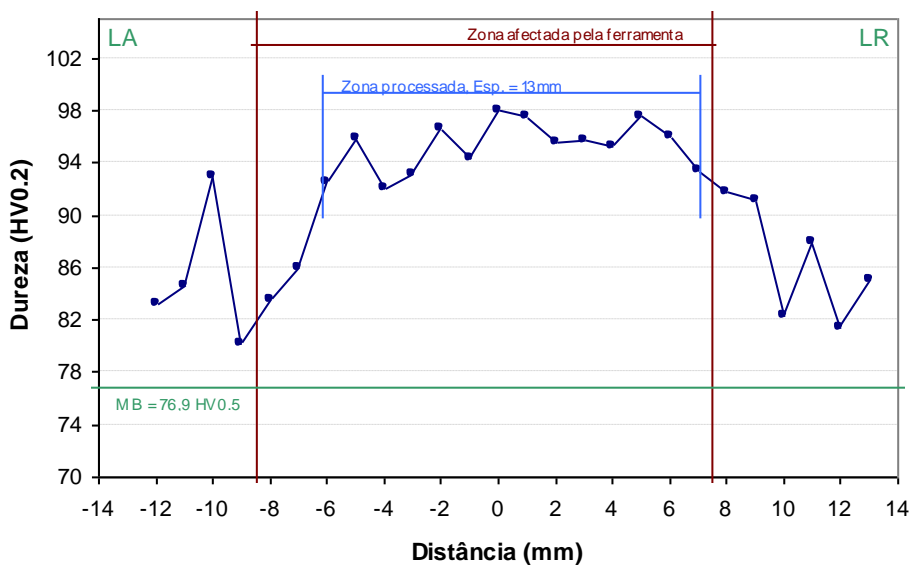


Figura 5.33 – Gráfico de dureza da liga AA5083 processada superficialmente (Amostra FSP #6)

5.4.3.2 – Discussão de resultados

Pode-se observar que a dureza é muito superior à atingida nas amostras processadas com as ferramentas com pinos, atingindo-se durezas de 98HV0.5 ou superior. Comprova-se assim o efeito de Hall-Petch em que, com a diminuição do tamanho de grão médio, se obtém uma dureza superior. Esta diminuição no tamanho de grão, deve-se à forma da ferramenta utilizada que faz com que haja uma maior deformação nesta zona.

Volta-se a constatar que fora da zona processada a dureza diminui claramente até ao valor do MB.

5.5 – Ensaio de flexão

Os ensaios de flexão foram realizados no equipamento da Instron 5566 com uma célula de carga de 10kN e uma precisão de $\pm 10\text{N}$. Estes ensaios foram realizados por um sistema mecânico de flexão em três pontos, especialmente desenvolvido para a realização dos presentes ensaios.

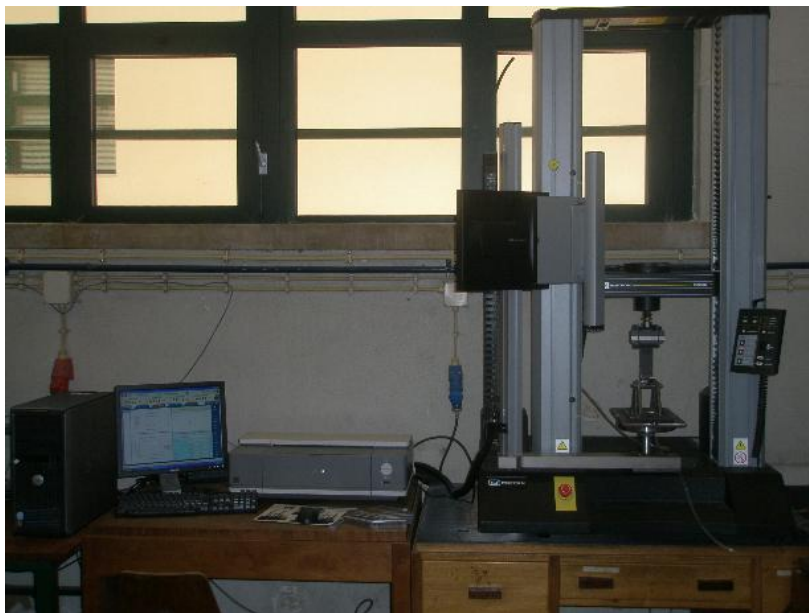


Figura 5.34 – Equipamento onde realizou-se os ensaios de flexão

Devido à célula de carga ter apenas 10kN, tem-se uma limitação no espaçamento entre centros de apoios imposto pela norma [37], por isso utilizou-se um espaçamento entre os centros dos pinos que suportam a carga superior ao recomendado pela norma. O ensaio foi realizado a uma velocidade de avanço de 5mm/min, os provetes ensaiados tinham uma largura de 20mm e uma espessura de 10mm e foram ensaiados perpendicularmente à direcção do processamento.

Para ambas as ligas utilizadas nos ensaios de flexão, produziram-se os seguintes provetes:

- 2 provetes de material base
- 2 provetes processados em volume com a ferramenta 1, $OR=1/2$, $v=224\text{mm/min}$ e $\Omega=710\text{rpm}$;
- 2 provetes processados superficialmente com a ferramenta 3, $OR\approx 0$, $v=224\text{mm/min}$ e $\Omega=710\text{rpm}$.

As condições experimentais dos ensaios em flexão foram:

- espaçamento entre apoios de 110mm para as ligas 7022-T6;
- espaçamento entre apoios de 90mm para as ligas 5083-O.

5.5.1 – Liga de alumínio AA7022-T6

5.5.1.1 – Resultados

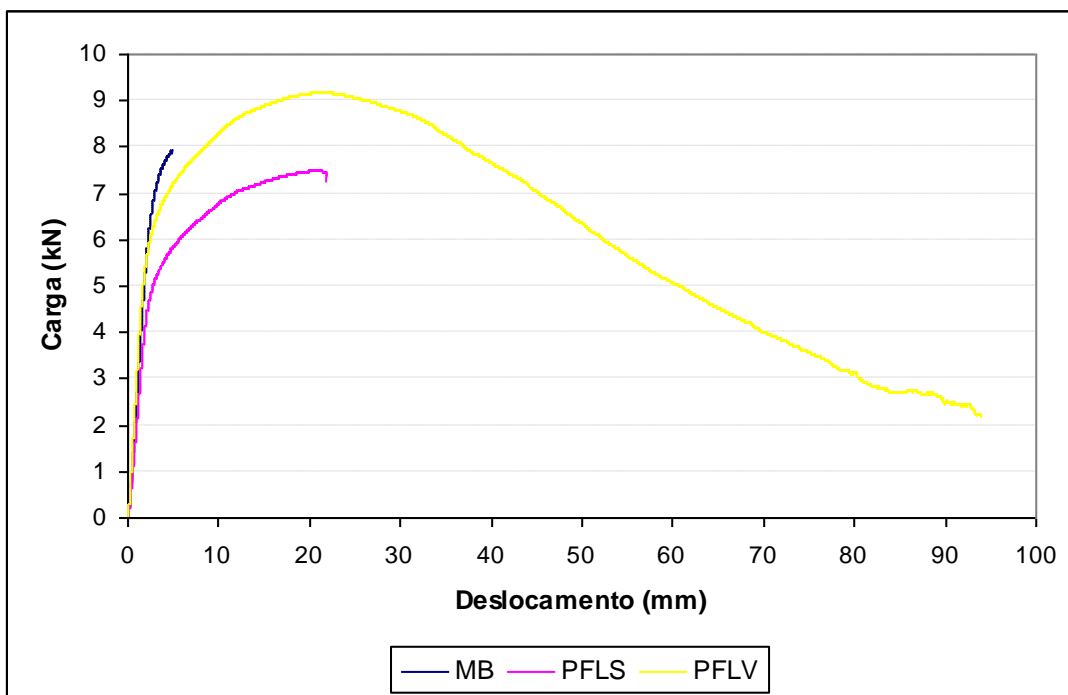


Figura 5.35 – Gráfico força vs deslocamento da liga 7022-T6: MB (azul), PFLS (rosa) e PFLV (amarelo)



Figura 5.36 – Provetes de flexão ensaiados da liga de alumínio AA7022-T6: a) Material base, b) PFLS e c) PFLV

5.5.1.2 - Discussão de resultados

Observando os três ensaios realizados, constata-se que as amostras processadas tiveram um bom comportamento à flexão. Verifica-se na Figura 5.35, que a deformação do material base da liga AA7022 foi quase nula, confirmando os dados fornecidos pela Gleich.

Atingiu-se uma força aplicada no provete de 7,9kN como se pode confirmar na Figura 5.35 e sofreu apenas um deslocamento de 5mm; devido a estes factos conclui-se que a fractura neste material é frágil.

Com o processamento observaram-se melhorias notáveis no comportamento do alumínio à flexão, como se pode observar na Figura 5.36. Verifica-se que ambas têm um ângulo de flexão superior ao verificado no material base. Devido ao maior volume de processamento obteve-se melhores resultados relativamente à flexão atingindo-se um ângulo de flexão superior a 120° no alumínio processado em volume.

Na amostra processada superficialmente consegue-se observar que a fractura é afectada pela espessura de processamento porque a partir do momento em que a tensão começa a influenciar o material que não sofreu processamento, o material fractura catastroficamente. Nesta amostra atingimos um valor máximo de força aplicada de 7.5kN, este valor é inferior ao do material base porque verificou-se que existe uma diminuição na dureza do material que sofreu este processamento, o que implica uma diminuição da tensão de cedência. No entanto, o deslocamento à fractura foi de 22mm, mais de quatro vezes do que o observado no material base, este aumento da ductilidade do material deve-se ao refinamento do tamanho de grão que foi observado antes, que se deve à recristalização dinâmica que o material sofre neste tratamento.

Pode-se verificar que, na liga que foi processada em volume, atingiu-se um grande alongamento do material verificando-se um ângulo de flexão superior a 120° sem fracturar. Verifica-se que a força aplicada é superior à do material base devido ao mecanismo de rótula plástica que se verifica nas ligas processadas em volume.

O deslocamento sofrido pela liga processada em volume foi de quase 80mm, ou seja, cerca de dezasseis vezes superior ao que observado no material base e cerca de quatro vezes superior ao atingido pela liga processada superficialmente. Tornando este tratamento bastante eficaz no aumento da enformabilidade dos materiais processados.

Outro resultado que se pode retirar destes ensaios, é a energia necessária para deformar até iniciar uma fissura no material, esta energia foi calculada através da área dos gráficos de flexão. Observando os resultados da energia e do ângulo (anexo E-1) para esta liga, consegue-se inferir uma correlação entre estes dois resultados. Verifica-se que quanto maior é o ângulo de flexão maior é a energia necessária para deformar o material, este resultado era esperado porque como os provetes têm todos as mesmas dimensões e com o processamento temos uma diminuição da tensão de cedência, no entanto tem-se também um aumento da ductilidade do material, que dá este aumento da energia necessária para fracturar o material.

5.5.2 – Liga de alumínio AA5083-O

5.5.2.1 – Resultados

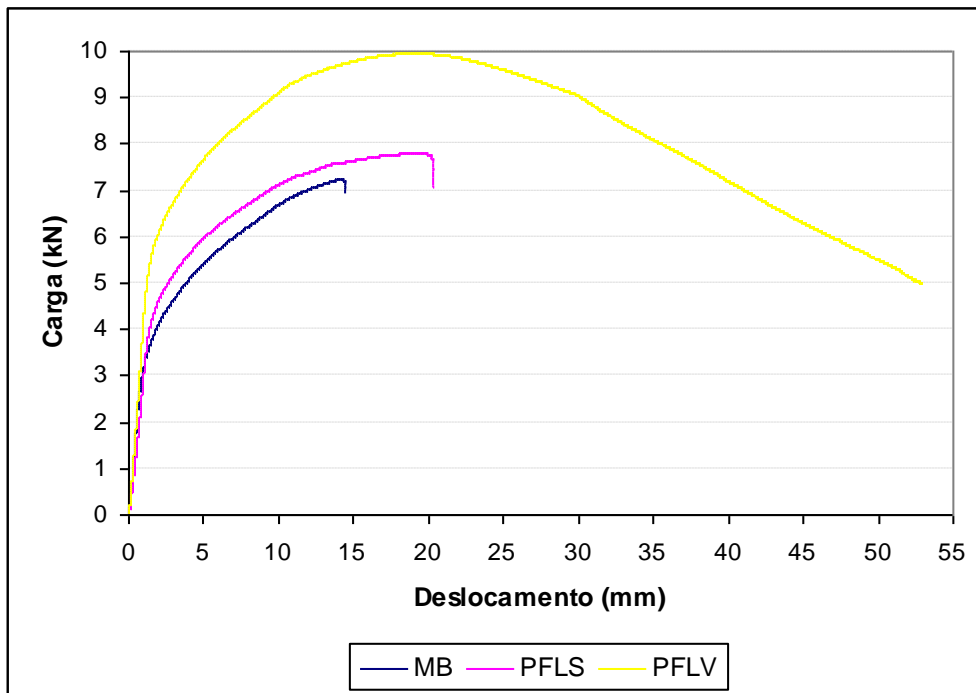


Figura 5.37 – Gráfico força vs deslocamento da liga de alumínio AA5083-O: MB (azul), PFLS (rosa) e PFLV (amarelo)



Figura 5.38 – Provetes de flexão ensaiados da liga de alumínio AA5083-O: a) Material base, b) PFLS e c) PFLV

5.5.2.2 – Discussão de resultados

Verifica-se nestas ligas que o processamento é bastante eficaz na melhoria do comportamento das ligas à flexão, obtendo-se bons resultados comparativamente ao material base. Neste caso, o material base sofreu uma flexão superior a 30°, como se pode ver na Figura 5.38 e pode-se verificar que atingiu uma força de 7.2kN e um deslocamento à volta dos 14mm (Figura 5.37).

Verifica-se que a força atingida pela liga processada superficialmente é superior à do material base, confirmando o aumento de dureza que se verifica com este tratamento. Quando começa a actuar fora da zona processada a fractura propaga-se e tem-se a criação de uma fissura que se propaga catastróficamente, originando a fractura do material quase instantaneamente. Obteve-se um deslocamento de quase 20 mm e uma força de 7.7kN.

Na amostra processada em volume, obtiveram-se os melhores resultados em termos de flexão em que a amostra foi flexionada acima dos 100° antes de fracturar; obteve-se um deslocamento superior a 50mm antes de fracturar, mesmo assim as fissuras criadas não foram o suficiente para que o processo parasse, continuando a ceder até atingir fracturar por completo.

Conclui-se que o processamento melhora claramente a enformabilidade do material como se pode ver nos ensaios de flexão que foram realizados para as duas ligas.

A espessura processada é importante no material, porque verifica-se que quanto maior é a espessura processada, melhor é o comportamento à flexão do material. Por isso, no tratamento superficial é necessário garantir que esta espessura é igual em toda a zona processada, de forma a conseguir bons comportamentos à flexão que sejam semelhantes em todos os provetes.

5.5.3 – Conclusões gerais

Nesta parte relaciona-se os resultados dos ensaios de flexão entre os dois materiais, como as condições de ensaio foram diferentes entre ambos os materiais, por isso, só o ângulo de flexão e a energia necessária para fracturar o material é que servem como termo de comparação.

5.5.3.1 – Resultados

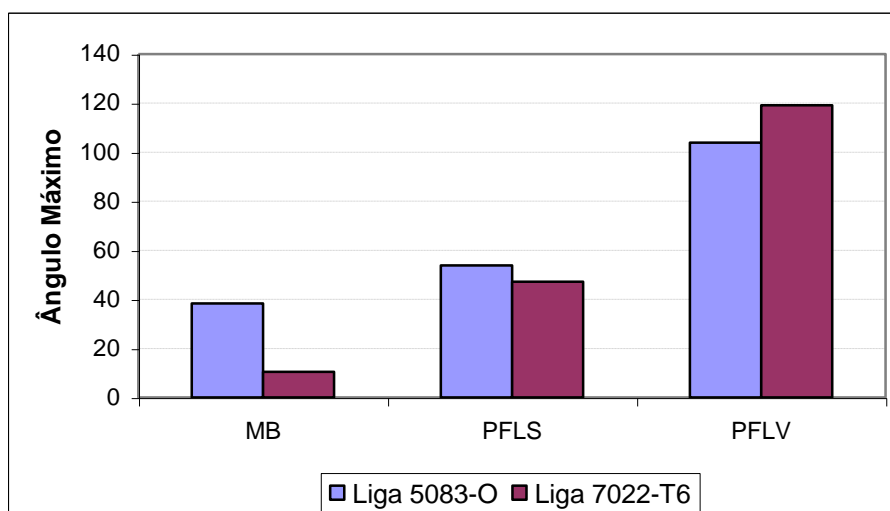


Figura 5.39 – Tabela de comparação entre ângulos máximos obtidos nos ensaios de flexão

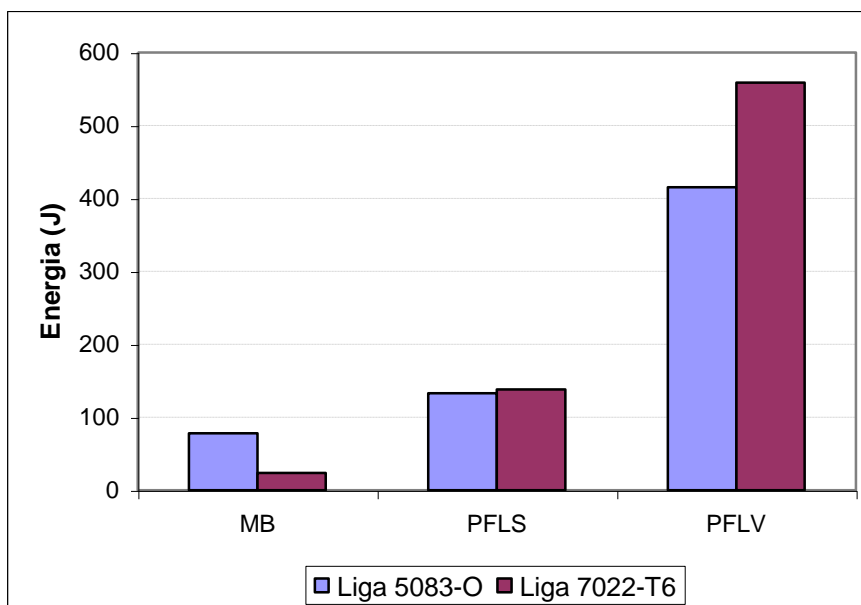


Figura 5.40 – Tabela de comparação entre energia de fractura obtidas no ensaio de flexão

5.5.3.2 – Discussão de resultados

A diferença entre afastamento entre apoios, não afecta o ângulo à qual o material fractura, o que implica que seja necessária a mesma energia para fracturar o material, esta energia pode ser calculada a partir da área do gráfico.

Pode-se verificar na Figura 5.39 e Figura 5.40, que o material base da liga 7022-T6 é mais frágil do que a liga 5083-O, correspondendo a um ângulo menor de flexão à fractura e uma menor energia necessária para fracturar.

Nas ligas processadas superficialmente verifica-se que o ângulo de flexão mantém-se praticamente o mesmo em ambas as ligas, para a mesma espessura processada. Verificou-se que devido à forma semi-circular do *nugget*, que a espessura processada varia ao longo do provete, isto resulta numa fractura do material a um ângulo menor quanto menor for a espessura. Verificou-se também que a zona mais importante é nas arestas dos provetes porque é aqui que se tem maiores tensões residuais e que a fractura se inicia a partir desta zona.

Apesar de se ter obtido um ângulo máximo superior na liga 5083-O do que na liga 7022-T6, verifica-se que é necessário maior energia para fracturar o material, o que implica que a força aplicada para deformar o material é superior na liga 7022-T6.

Nas ligas processadas em volume verifica-se que, a liga 5083-O fracturou a um ângulo menor do que foi atingido na liga 7022-T6 sem fracturar. Isto implica que este tratamento é bastante eficaz nas ligas tratáveis termicamente, onde apesar de se ter verificado uma diminuição na dureza, obteve-se uma melhoria significativa na ductilidade do material.

5.6 – Ensaio de desgaste

5.6.1 – Introdução teórica

O desgaste define-se como “a perda progressiva de material à superfície de um corpo em consequência do seu movimento em relação a outro corpo com o qual se encontra em contacto e sob uma carga determinada”.

Logo estes ensaios permitem avaliar o comportamento superficial do material. Existem diversos tipos de ensaios normalizados, de entre estes, os ensaios de desgaste permitem avaliar o comportamento de superfícies mais extensas e heterogéneas. A equação de Archard generalizada diz que:

$$Q = K \frac{W}{H} \quad \text{Eq. 5.2}$$

em que Q é o volume de material removido por unidade de distância, W a carga aplicada, H a dureza do material e K o coeficiente de desgaste adimensional.

Para a comparação de materiais utiliza-se a o coeficiente de desgaste dimensional:

$$k = \frac{K}{H} \quad \text{Eq. 5.3}$$

em que k é o volume removido por unidade de distância e por unidade de carga aplicada.

5.6.2 – Procedimento experimental

Estes ensaios foram realizados com uma perspectiva qualitativa, de forma, a comparar o comportamento ao desgaste das ligas processada. Os ensaios foram realizados num equipamento de “pin-on-disc” controlado por PC equipado com software LabView, este equipamento foi desenvolvido pelo Departamento de Engenharia Mecânica e Industrial da FCT-UNL e consiste num pino fixo sujeito a cargas variáveis que apoia sobre uma mesa sobre a qual é colocada uma amostra que é animada de movimento de rotação, o computador é utilizado de forma a obter os valores do coeficiente de atrito. A base deste ensaio foi a norma ASTM G-132 [38] embora a tensão adoptada ultrapasse o limite imposto pela norma, de modo a reduzir o tempo de ensaio.

O pino utilizado é feito em aço ferramenta, que lhe confere uma dureza superior à do material a ser ensaiado e utilizaram-se as seguintes condições de ensaio:

- carga (W) = 44.145 N;
- velocidade (v_d) = 4m/min;
- área de contacto do pino (A_d) = 3.67mm²;
- distância percorrida pelo pino (L_d) = 360m;
- $t_{\text{ensaio}} = 1.5\text{h}$.

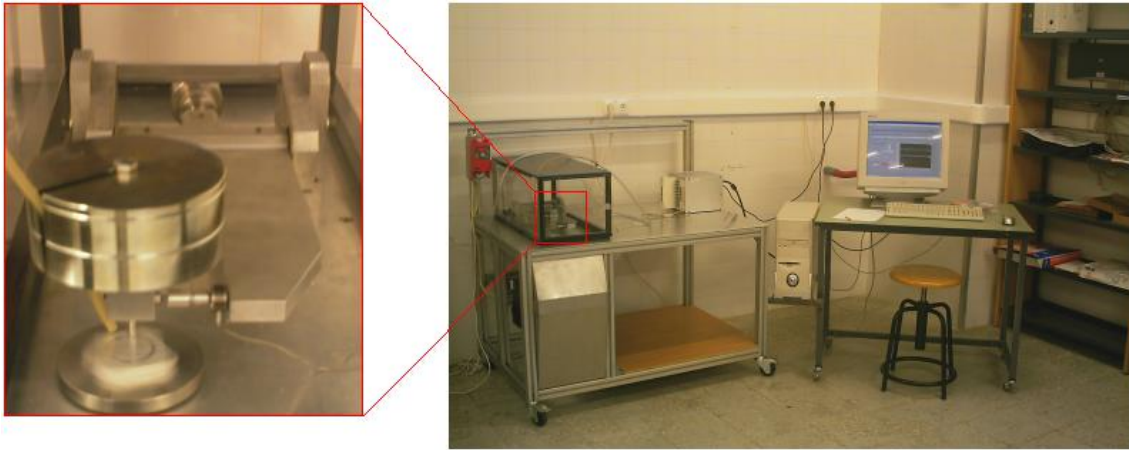


Figura 5.41 – Equipamento utilizado nos ensaios de desgaste

A força aplicada foi calibrada utilizando pesos de 5, 10, 15 e 20N e obtida a curva de calibração do equipamento e a velocidade de rotação da base encontra-se normalizada. Utilizou-se protecção gasosa com azoto industrial, de forma a evitar a formação de um filme de óxidos que pudesse alterar os resultados.

Para cada uma das ligas, foram realizados ensaios de desgaste:

- no material base
- num provete tratado em volume com a ferramenta 1, $OR=1/2$, $v=224\text{mm/min}$ e $\Omega=710\text{rpm}$;
- e num provete tratado superficialmente com a ferramenta 3, $OR\approx 0$, $v=224\text{mm/min}$ e $\Omega=710\text{rpm}$.

Os provetes que sofreram o processamento foram tratados em toda a secção ensaiada, utilizando os parâmetros de ensaio descritos anteriormente. Os provetes foram pesados antes e após o ensaio numa balança analítica da A&D company modelo GR200, com uma precisão de 0.1mg e mediu-se a perda de peso sofrida pelo provete.

5.6.3 – Liga de alumínio AA7022-T6

5.6.3.1 – Resultados

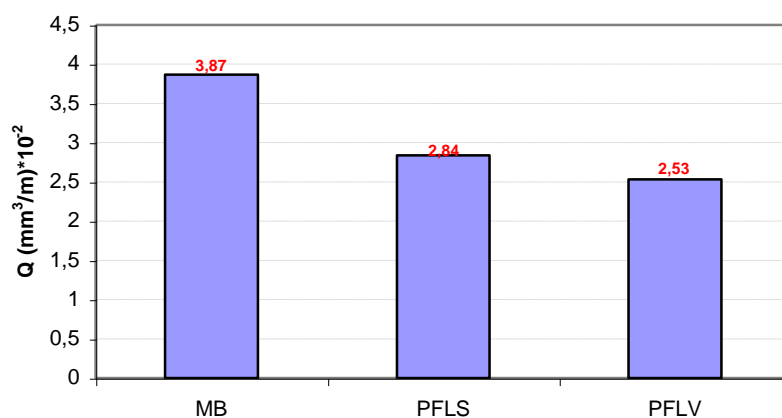


Figura 5.42 – Volume removido por unidade de comprimento (Q) para a liga AA7022-T6 com diferentes tratamentos

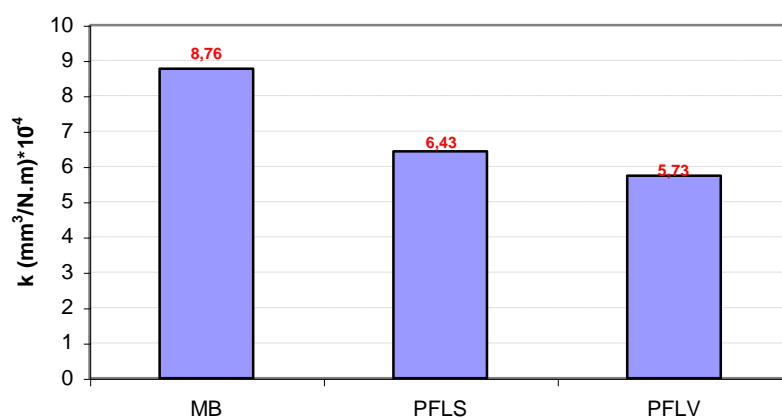


Figura 5.43 – Coeficiente de desgaste dimensional (k) para a liga AA7022-T6 com diferentes tratamentos

| Material | Coeficiente de atrito | |
|-----------|-----------------------|-----------------------|
| | Média | Desvio Padrão |
| 7000 MB | 0.51 | 2.62×10^{-2} |
| 7000 PFLS | 0.53 | 1.66×10^{-2} |
| 7000 PFLV | 0.56 | 2.14×10^{-2} |

Tabela 5.9 – Tabela com os coeficientes de atrito medidos durante o ensaio de desgaste

5.6.3.2 – Discussão de resultados

Estes ensaios são qualitativos, visto que todos os ensaios foram realizados nas mesmas condições de forma a comparar os resultados obtidos em cada provete, mas não são conclusivos sendo necessário fazer uma análise mais aprofundada, que contemple maior número de provetes e seja complementada com outro tipo de método de análise.

Com este procedimento simples, pode-se verificar que a resistência ao desgaste das ligas AA7022-T6 aumenta com o tratamento por processamento por fricção linear, apresentando menores coeficientes de desgaste (Figura 5.43). Contudo, os coeficientes de atrito são maiores nas ligas processadas.

A resistência ao desgaste está dependente de várias propriedades do material, como a dureza, ductilidade e a própria microestrutura do material. Por isso, para o material base da liga AA7022-T6 é normal que haja um grande coeficiente de desgaste porque o material apesar de ter uma dureza elevada é muito frágil. Logo, na criação de uma fissura esta propaga-se catastroficamente ao longo do material, perdendo-se uma grande quantidade de material.

Nas ligas processadas verifica-se um considerável aumento da ductilidade, logo na criação de uma fissura esta terá mais dificuldades em propagar-se ao longo do material, e o material também consegue deformar sem fracturar e isso evidencia-se por uma diminuição do desgaste sofrido pelo material.

5.6.4 – Liga de alumínio AA5083-O

5.6.4.1 – Resultados

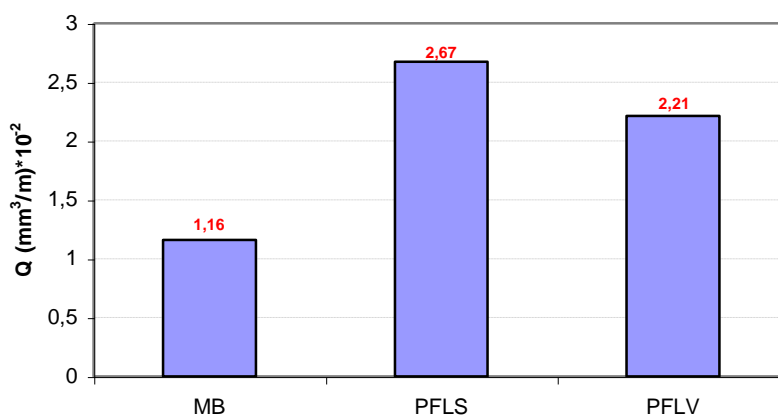


Figura 5.44 - Volume removido por unidade de comprimento (Q) para a liga AA5083-O com diferentes tratamentos

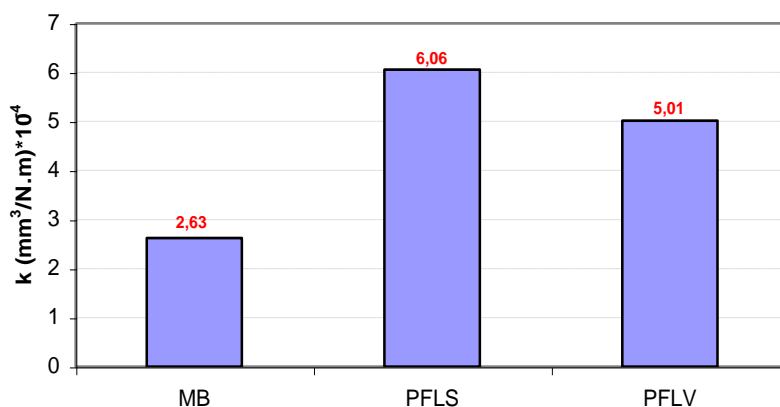


Figura 5.45 – Coeficiente de desgaste dimensional (k) para a liga AA7022-T6 com diferentes tratamentos

| Material | Coeficiente de atrito | |
|-----------|-----------------------|-----------------------|
| | Média | Desvio Padrão |
| 5000 MB | 0.48 | 1.86×10^{-2} |
| 5000 PFLS | 0.50 | 1.72×10^{-2} |
| 5000 PFLV | 0.51 | 1.67×10^{-2} |

Tabela 5.10 – Tabela com os coeficientes de atrito medidos durante o ensaio de desgaste

5.6.4.2 – Discussão de resultados

Nos resultados obtidos para estes ensaios, conseguiu-se ter uma correlação entre o coeficiente de desgaste calculado através da perda de peso e o coeficiente de atrito medido durante o ensaio, verificando-se que quanto maior é o coeficiente de atrito maior é o coeficiente de desgaste.

Verifica-se neste caso, que o processamento por fricção linear piorou a resistência ao desgaste das ligas AA5083-O, apesar de aumentar a dureza e ductilidade das ligas. Logo, o problema como viu-se anteriormente na caracterização óptica deve-se às partículas intergranulares, que faz com que accione um novo mecanismo de desgaste causando um desgaste abrasivo no material. Devido a isto, é normal que o coeficiente de desgaste aumente, e que se verifique maior perda de material nas ligas processadas. Verifica-se no SEM que a amostra de material base tem as pistas de abrasão paralelas e que nas outras temos riscos mais profundos causados por partículas que acabam por ficar presas no material.

Para obter-se mais informações sobre os mecanismos envolvidos no desgaste das superfícies processadas, seria necessário realizar um estudo mais detalhado em microscopia electrónica de varrimento (SEM), para analisar mais detalhadamente as superfícies de desgaste e a morfologia das fases de iniciação e propagação das fissuras nestes materiais.

6 – Conclusões e perspectivas de trabalho futuras

As principais conclusões deste trabalho são:

- o PFL é um processo bastante eficaz no refinamento do tamanho de grão, observando-se uma diminuição de tamanho de grão de 160 e 107 μ m no material base, para um tamanho de grão entre 3 e 8 μ m nas ligas processadas;

- verificou-se que as melhores condições de processamento se obtiveram com uma velocidade de avanço de 224mm/min, velocidade de rotação de 710rpm, ângulo de ataque de 2°, e a utilização de um OR=1/2 para a ferramenta 1 e um OR=0 para a ferramenta 3;

- dentro destas condições de ensaio verifica-se que a dureza do material não varia significativamente, e que são as ideais para a produção de provetes para os ensaios mecânicos de flexão e de desgaste;

- a liga AA5083-O por não ser uma liga tratável termicamente verifica a relação de Hall-Petch em que quanto menor é o tamanho de grão na liga, maior é a dureza obtida;

- as ligas processadas superficialmente apresentaram um refinamento de grão superior ao observado nas ligas processadas em volume; este efeito deve-se à forma da ferramenta que induz uma maior deformação no material;

- todas as ligas processadas mostraram melhorias significativas na enformabilidade em relação ao material base, verifica-se também que a espessura processada é bastante importante, em especial atenção as ligas processadas superficialmente; porque a partir do momento que esta actua fora da zona processada verifica-se que temos um comportamento igual ao do material base dando início e fractura instantânea do provete;

- as ligas processadas em volume não demonstram este efeito porque todo o material foi processado e a fractura não é instantânea;

- nos ensaios de desgaste as ligas 5083-O processadas têm um comportamento pior que o material base que pode dever-se ao facto de, ao homogeneizar o material, as partículas provenientes dos nucleantes que não foram dissolvidas provocam um desgaste abrasivo que faz com que se tenha uma taxa de desgaste superior à do material base. Contudo, este estudo necessita de ser aprofundado fazendo um estudo qualitativo e uma análise em SEM dos mecanismos envolvidos no desgaste

Para a continuação deste trabalho era interessante explorar melhor os efeitos dos parâmetros de ensaio nas propriedades obtidas, experimentando a utilização de velocidades de avanço mais baixas de forma a conseguir obter materiais que tenham a capacidade de ser superplásticos.

A produção de materiais compósitos de matriz metálica, pode ser realizada através do PFL, que garante propriedades homogêneas ao longo de todo o material, sendo por isso uma área com um interesse bastante grande, para estudos futuros.

Podem-se testar novos parâmetros de ensaio e caracterizar melhor as propriedades modificadas pelo PFL através dos ensaios realizados e complementando com ensaios de tracção e fadiga.

O estudo realizado sobre o desgaste foi qualitativo, e pode-se aprofundar mais sobre os fenómenos de desgaste nas ligas processadas por fricção linear, através de análise das micrografias por microscopia electrónica de varrimento (Anexo G-1 e G-2) e estudar melhor a zona de desgaste de forma a observar as zonas de iniciação de fissuras.

Um dos grandes problemas neste trabalho era de não se conseguir garantir iguais condições de trabalho em cada passo do processamento devido a não termos maneira de fixar a força; ultrapassando este problema conseguiremos ter garantias de que em todos os passos realizados o material têm as mesmas características.

7 – Referências

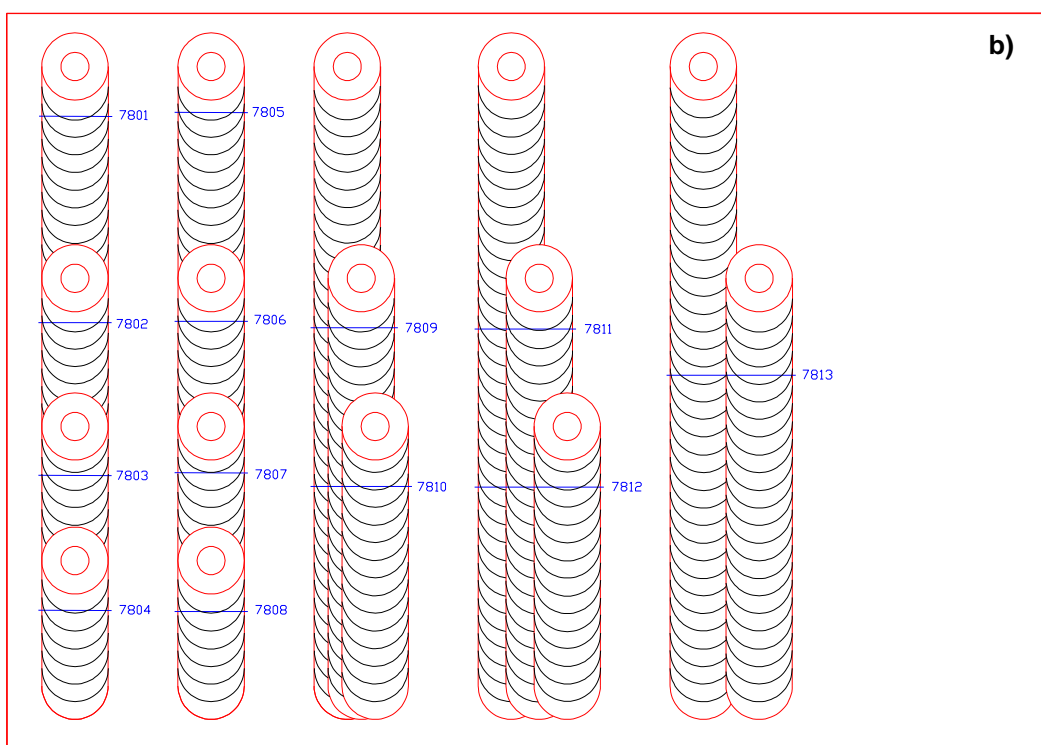
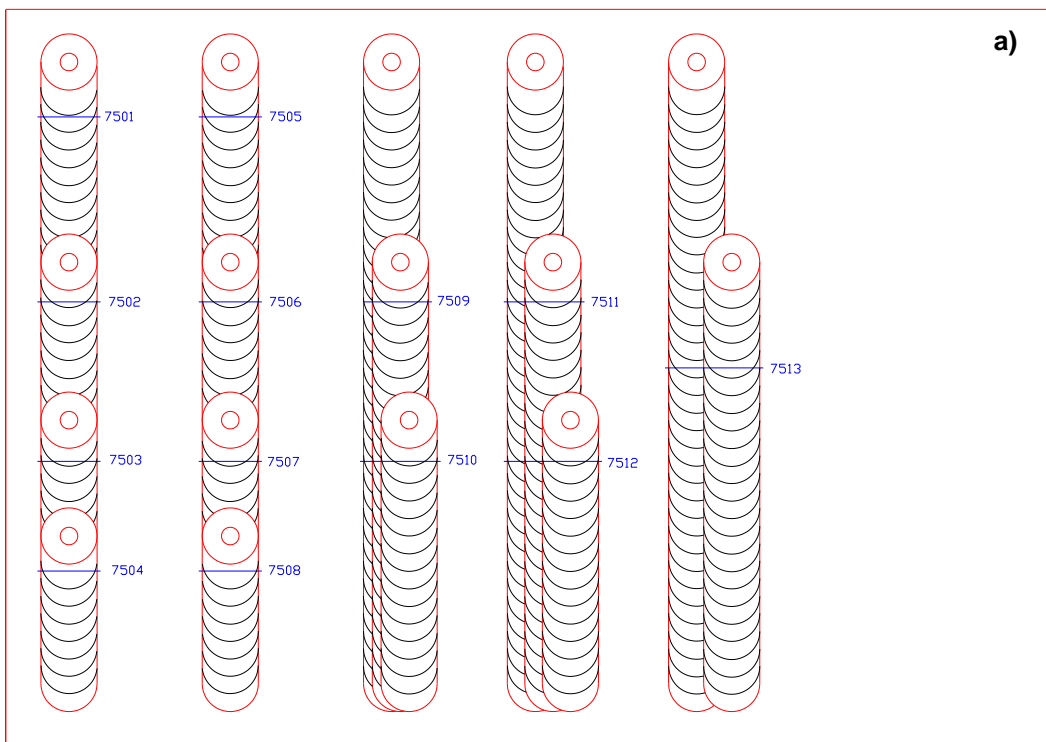
- [1] Light Alloys - Metallurgy of the Light Metals, I. J. Polmear, 1995, Edward Arnold, 3ª Ed.;
- [2] <http://www.infomet.com.br/>;
- [3] <http://www.efunda.com/materials/alloys/aluminum/temper.cfm>;
- [4] Pedro Miguel dos Santos Vilaça da Silva, “Fundamentos do processo de soldadura por fricção linear – Análise experimental e modelação analítica –”, IST, Setembro de 2003;
- [5] P. Cavaliere, A. Squillace, “High temperature deformation of friction stir processed 7075 aluminium alloy”, Materials Characterization, Vol. 55, ano 2005, pp. 136– 142;
- [6] S. Benavides, Y. Li, L.E. Murr, D. Brown e J.C. McClure, “Low-Temperature friction-stir welding of 2024 aluminum”, Scripta Materialia, Vol. 41, No. 8, ano 1999, pp. 809–815;
- [7] Y.J. Kwon, I. Shigematsu, N. Saito, “Mechanical properties of fine-grained aluminum alloy produced by friction stir process”, Scripta Materialia, Vol. 49, ano 2003, pp. 785–789;
- [8] I. Charit, R.S. Mishra, “Low temperature superplasticity in a friction-stir-processed ultrafine grained Al–Zn–Mg–Sc alloy”, Acta Materialia, vol. 53, ano 2005, pp. 4211–4223;
- [9] Z.Y. Ma, R.S. Mishra, “Development of ultrafine-grained microstructure and low temperature (0.48 Tm) superplasticity in friction stir processed Al–Mg–Zr”, Scripta Materialia, vol. 53, ano 2005, pp. 75–80;
- [10] Z.Y. Ma, R.S. Mishra, M.W. Mahoney, “Superplastic deformation behaviour of friction stir processed 7075Al alloy”, Acta Materialia, vol. 50, ano 2002, pp. 4419–4430;
- [11] R.S. Mishra, Z.Y. Ma, “Friction stir welding and processing”, Materials Science and Engineering R, Vol. 50, ano 2005, pp. 1–78;
- [12] K. Elangovan, V. Balasubramanian, “Influences of pin profile and rotational speed of the tool on the formation of friction stir processing zone in AA2219 aluminium alloy”, Materials Science and Engineering A, Vol. 459, ano 2007, pp. 7-18;
- [13] K. Elangovan, V. Balasubramanian, “Influences of tool pin profile and tool shoulder diameter on the formation of friction stir processing zone in AA6061 aluminium alloy”, Materials and Design, ano 2007;
- [14] Rudolf Zettler, Tilman Donath, Jorge F. dos Santos, Felix Beckman e Daniela Lohwasser, “Validation of Marker Material Flow in 4mm Thick Friction Stir Welded Al 2024-T351 through Computer Microtomography and dedicated Metallographic Techniques”, Advanced engineering materials, ano 2006;
- [15] L.B. Johannes, I. Charit, R.S. Mishra, Ravi Verma, “Enhanced superplasticity through friction stir processing in continuous cast AA5083 aluminum”, Materials Science and Engineering A, vol. 464, ano 2007, pp. 351-357;
- [16] P. Cavaliere, P.P. De Marco, “Superplastic behaviour of friction stir processed AZ91 magnesium alloy produced by high pressure die cast”, Journal of Materials Processing Technology, ano 2007, pp. 77-83;

- [17] M.L. Santella, T. Engstrom, D. Storjohann, T.-Y. Pan, "Effects of friction stir processing on mechanical properties of the cast aluminum alloys A319 and A356", *Scripta Materialia*, vol. 53, ano 2005, pp. 201-206;
- [18] Yutaka S. Sato, Mitsunori Urata e Hiroyuki Kokawa, "Parameters Controlling Microstructure and Hardness during Friction-Stir Welding of Precipitation-Hardenable Aluminum Alloy 6063", *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 33, ano 2002, pp. 625-635;
- [19] A.H. Feng e Z.Y. Ma, "Enhanced mechanical properties of Mg-Al-Zn cast alloy via friction stir processing", *Scripta Materialia*, vol. 56, ano 2007, pp.397-400;
- [20] C.I. Chang, X.H. Du e J.C. Huang, "Achieving ultrafine grain size in Mg-Al-Zn alloy by friction stir processing", *Scripta Materialia*, vol. 57, ano 2007, pp. 209-212;
- [21] S.R. Sharma, Z.Y. Ma, R.S. Mishra, "Effect of friction stir processing on fatigue behavior of A356 alloy", *Scripta Materialia*, vol. 51, ano 2004, pp. 237-241;
- [22] P. Cavaliere, "Effect of friction stir processing on the fatigue properties of a Zr-modified 2014 aluminium alloy", *Materials Characterization*, vol. 57, ano 2006, pp. 100-104;
- [23] D. Hulbert, C. Fuller, M. Mahoney e B. London, "The mechanical and thick section bending behavior of friction stir processed aluminum plate", *Scripta Materialia*, vol. 57, ano 2007, pp. 269-272;
- [24] Suk Hoon Kang, Hee-Suk Chung, Heung Nam Han, Kyu Hwan Oh, Chang Gil Leeb and Sung-Joon Kim, "Relationship between formability and microstructure of Al alloy sheet locally modified by friction stir processing", *Scripta Materialia*, vol. 57, ano 2007, pp. 17-20
- [25] C.J. Hsu, P.W. Kao, N.J. Ho, "Intermetallic-reinforced aluminum matrix composites produced in situ by friction stir processing", *Materials Letters*, vol. 61, ano 2007, pp. 1315-1318;
- [26] C.J. Hsu, P.W. Kao, N.J. Ho, "Ultrafine-grained Al-Al₂Cu composite produced in situ by friction stir processing", *Scripta Materialia*, vol. 53, ano 2005, pp. 341-345;
- [27] Lucie B Johannes, Leonard L Yowell, Edward Sosa, Sivaram Arepalli and Rajiv S Mishra, "Survivability of single-walled carbon nanotubes during friction stir processing", *Nanotechnology*, vol. 17, ano 2006, pp. 3081-3084;
- [28] Y. Morisada, H. Fujii, T. Nagaoka, M. Fukusumi, "MWCNTs/AZ31 surface composites fabricated by friction stir processing", *Materials Science and Engineering A*, vol. 419, ano 2006, pp. 344-348;
- [29] C.H. Chuang, J.C. Huang *, P.J. Hsieh, "Using friction stir processing to fabricate MgAlZn intermetallic alloys", *Scripta Materialia*, vol. 53, ano 2005, pp. 1455-1460;
- [30] L.B. Johannes, R.S. Mishra, "Multiple passes of friction stir processing for the creation of superplastic 7075 aluminum", *Materials Science and Engineering A*, vol. 464, ano 2007, pp. 255-260;
- [31] Z.Y. Ma, S.R. Sharma, R.S. Mishra, "Effect of multiple-pass friction stir processing on microstructure and tensile properties of a cast aluminum-silicon alloy", *Scripta Materialia*, vol. 54, ano 2006, pp. 1623-1626;
- [32] <http://www.gleich.de/international/>;
- [33] [http://www.matweb.com/index.asp?ckck=1](http://www.matweb.com/index.asp?ckck=1;);

- [34] Norma ASTM E 112-88, “*Standard test methods for determining average grain size*”;
- [35] Norma ISO 6507-1, “*Metallic materials – Vickers hardness test – Part 1: Test method*”;
- [36] Patente “*Sistema Modular Dual de Ferramenta para Soldadura e Processamento por Fricção Linear*”, Telmo Santos e Pedro Vilaça, 2007;
- [37] Norma NP 173-1996, “*Materiais metálicos – Ensaio de dobragem*”;
- [38] Norma ASTM G 132, “*Standard Test Method for Pin Abrasion Testing*”;
- [39] Kieppura, Robert T.; Sanders, Bonnie R.; Metals Handbook – Metallography and microstructures; volume 8; 9ª edição; American society for metals; 1985.

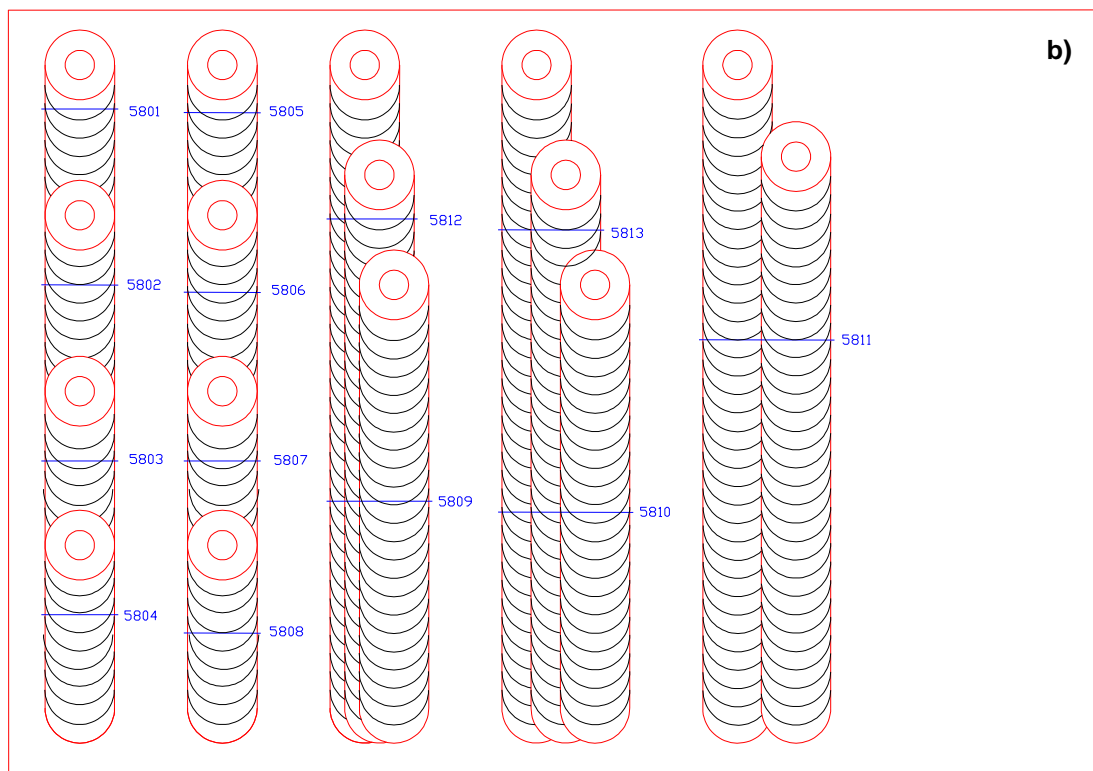
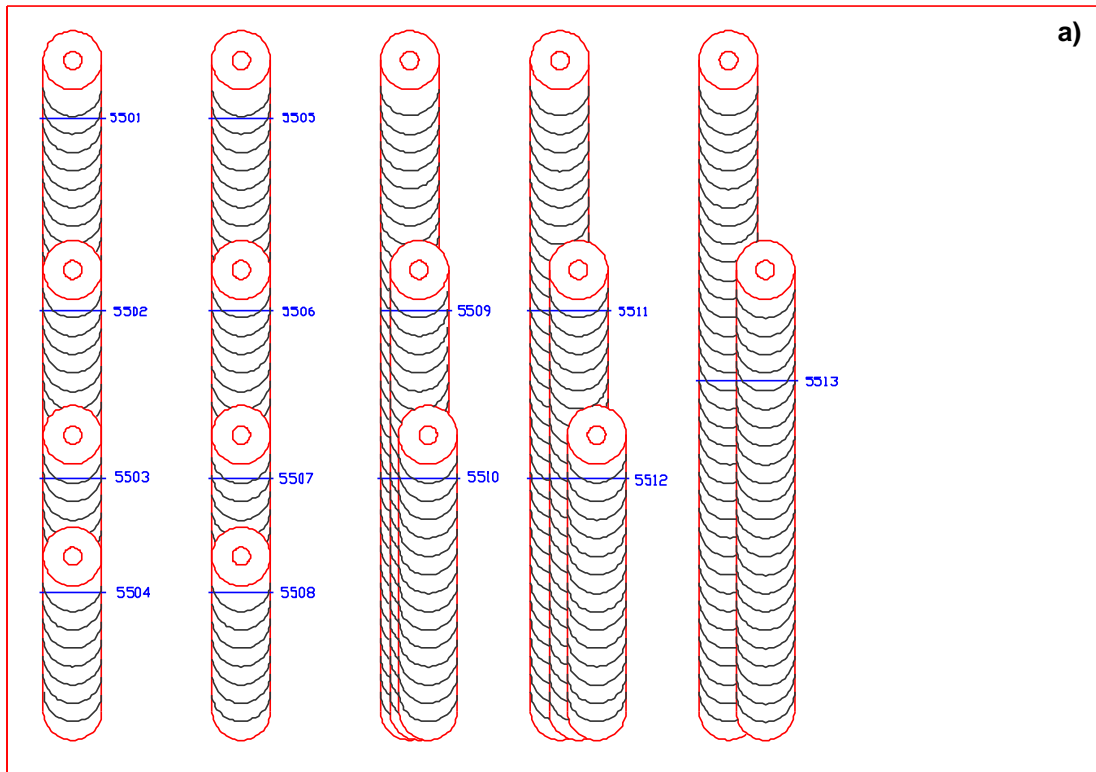
Anexos

Anexo A-1 – Esquema de cordões da liga 5083-0 e localização das amostras:
a) processadas com a ferramenta 4, b) processada com a ferramenta 1

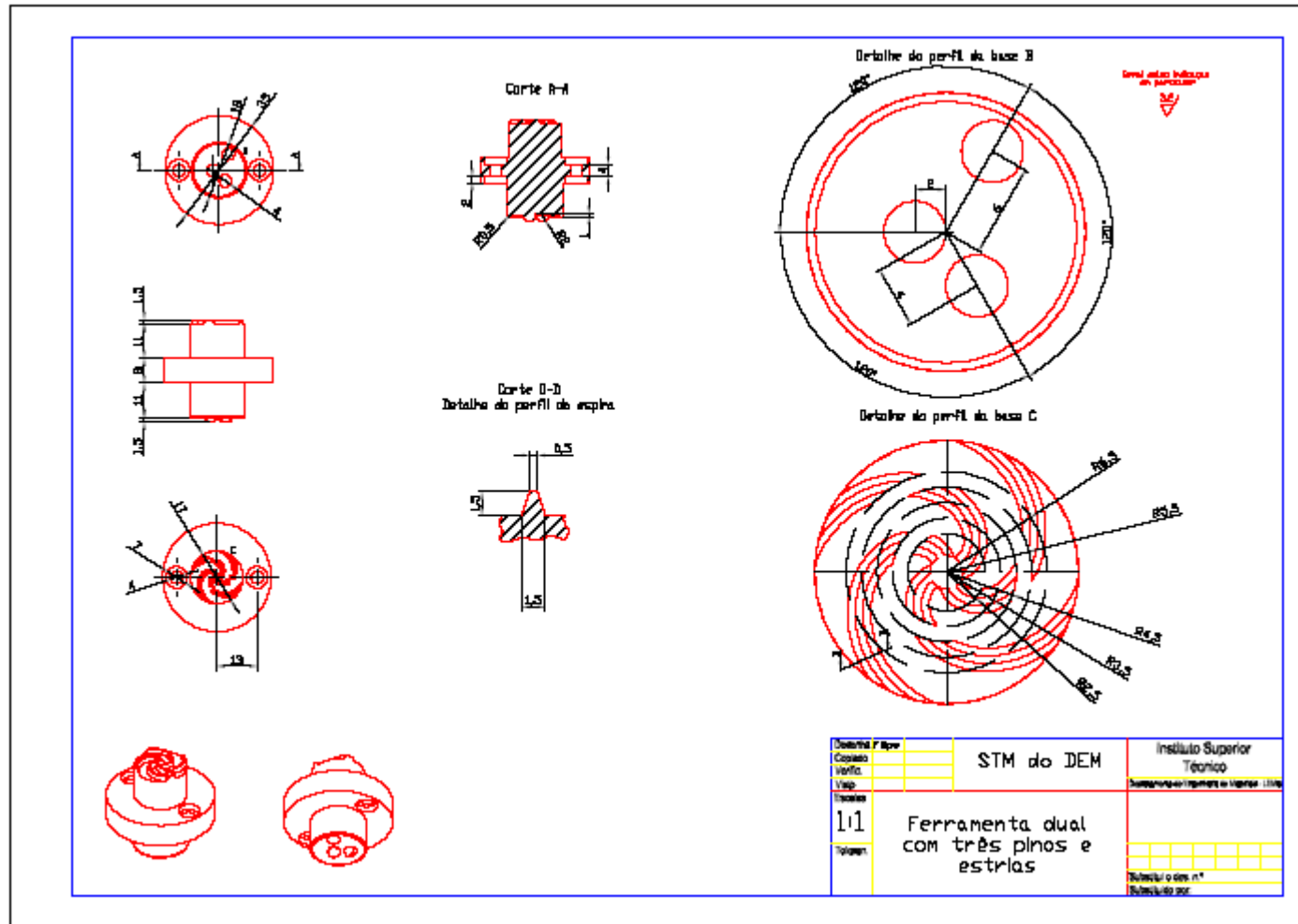


Anexo A-2 – Esquema de cordões da liga 5083-0 e localização das amostras:

a) processada com a ferramenta 4, b) processada com a ferramenta 1



Anexo A-3 – Desenho técnico da ferramenta dual com três pinos e base com estrias descontínuas



Anexo B-1 – Procedimento do processamento dos ensaios realizados

Seguidamente será descrito o procedimento laboratorial, que foi seguido na realização de todos os ensaios de PFL realizados no IST. Nesta fase é possível distinguir as seguintes fases:

- i) Aquisição de todo o material para ensaiar, da mesma fonte e em simultâneo;
- ii) Limpeza do equipamento, principalmente da mesa da fresadora, onde vai assentar o sistema de fixação das placas;
- iii) Montagem do sistema de fixação, previamente limpo, garantindo a sua perfeita orientação relativamente aos movimentos da fresadora;
- iv) Seleção dos parâmetros de SFL que se vão manter constantes: velocidade de rotação, Ω , e ângulo de ataque, α , velocidade de avanço, v , e direcção de rotação.

Após este trabalho de preparação, o procedimento de ensaio adoptado foi o seguinte:

- 1) Colocar a ferramenta de PFL a utilizar no ensaio (caso não se encontre já instalada, ou seja, necessário alterar), seguida da limpeza da base e do pino (principalmente se este for roscado);
- 2) Limpar com ar comprimido o sistema de fixação e deixar o mesmo arrefecer até uma temperatura inferior aos 30°C;
- 3) Colocar as placas no sistema de fixação, garantindo o perfeito ajuste entre si e orientando a placa para um bom processamento;
- 4) Aperto final do sistema de fixação para garantir o encastramento de todos os movimentos das placas;
- 5) Iniciar o movimento de rotação da ferramenta;
- 6) Posicionar a ferramenta, no ponto de início de processamento, aproximando a ferramenta das placas até o pino entrar em contacto com a superfície superior destas;
- 7) Iniciar a acção de penetração do pino nas placas, até ao contacto a base com a superfície da placa;
- 8) Iniciar o movimento de avanço linear, que se mantém constante ao longo do comprimento especificado para o cordão de soldadura, ou seja até a ferramenta atingir a posição final de soldadura;
- 9) Parar o movimento de avanço linear e retirar a ferramenta de dentro das placas o mais rapidamente possível;
- 10) Voltar ao ponto 6, para iniciar o novo com o OR especificado, caso contrário passa-se ao ponto seguinte;
- 11) Fotografar e classificar visualmente as placas;
- 12) Se não for o último ensaio recolher um novo grupo de placas e voltar ao ponto 1.

Anexo B-2 – Procedimento de polimento de amostras

O procedimento de ensaio seguido para a realização do polimento de amostras para posterior de análise microscópica, foi o seguinte:

- 1) Cortar e maquinar os provetes com as dimensões anteriormente estabelecidas;
- 2) Limpar as arestas dos provetes, para remoção das rebarbas;
- 3) Identificar cada um dos provetes de forma indelével (gravação mecânica);
- 4) Polir os provetes de acordo com a seguinte sequência: Lixas 200, 500, 1000, 1200, lubrificadas com água corrente e panos impregnados de lubrificante Azul ou Cor-de-rosa e pó de diamante com granulometria de 0.6 μ m e 0.1 μ m. Termina-se o polimento espelhado, com um pano impregnado de solução OPS;
- 5) Contrastar com reagente “Keller”, até atingir o contraste julgado adequado para a realização das micrografias e macrografias;
- 6) Captura das imagens micrográficas e macrográficas;
- 7) Se posteriormente forem necessárias mais micrografias, voltar ao ponto 4).

Em complemento a este procedimento, deixam-se algumas notas importantes para o sucesso do processo de polimento:

As lixas a utilizar devem ser exclusivamente aplicadas no polimento de alumínio, devendo-se escolher uma sequência de polimento das amostras evoluindo das ligas de alumínio mais macias para as mais duras;

A limpeza entre polimentos deve ser efectuada com todo o cuidado, sendo preferível a aplicação de uma limpeza sem contacto directo com a amostra, por exemplo, por ultra-sons;

Os panos a utilizar devem ser mantidos com a maior limpeza devendo ser lavados com detergente, sempre que se verificar a sua contaminação;

A existência de alguns (poucos) riscos nas amostras, embora impossibilite a obtenção de boas macrografias, normalmente permite a realização de micrografias;

Para o mesmo reagente, o tempo de contrastação óptimo para a realização de micrografias é inferior ao tempo de contrastação para as macrografias;

Em alternativa ao reagente Keller pode-se utilizar o reagente modificado de Poulton, para a realização de micrografias. No entanto, a aplicação deste reagente necessita de ser muito cuidada pois a sua elevada reactividade química com as ligas de alumínio, pode levar a uma danificação profunda da sua microestrutura. A composição do reagente Keller [39] está a descrita na tabela seguinte:

| Composição |
|-----------------------------|
| - 2ml de HF |
| - 3ml de HCl |
| - 5ml de HNO ₃ |
| - 190ml de H ₂ O |

Na tabela seguinte encontra-se representado a composição do reagente de Poulton modificado [39]:

| Composição |
|---|
| - 50ml de Reagente de Poulton |
| - 25ml de HNO ₃ |
| - 40ml de uma solução em que por cada 10ml de H ₂ O junta-se 3g de ácido crómico |

O reagente de Poulton [39] tem a seguinte composição:

| Composição |
|---------------------------|
| - 12ml de HCl |
| - 6ml de HNO ₃ |
| - 1ml de HF |
| - 1ml de H ₂ O |

Anexo B-3 – Procedimento de ensaio do perfil de dureza

O procedimento de ensaio adoptado, na medição do perfil de dureza dos cordões obtidos no IST, foi o seguinte:

- 1) Calcular a distância mínima ao centro do *nugget*, necessária para obter durezas garantidamente dentro do material de base;
- 2) Estimar a maior diagonal média (média das duas diagonais para o caso de menor dureza) possível de obter;
- 3) Estabelecer um plano de indentações (que no presente caso as indentações têm um intervalo de 1mm entre centros de indentações);
- 4) Programação no durómetro de marca Shimadzu HSV-2, tipo de dureza (Vickers), valor da carga (4.902N), tempo de indentação (15s) e número de indentações;
- 5) Lixar o provete a ser ensaiado com uma lixa de granulometria 1000 e depois 4000, tendo em vista a remoção dos óxidos superficiais e eventual gordura;
- 6) Colocação a amostra no durómetro e com uma lente de 20x, acerta-se a posição central e a direcção de medição das durezas;
- 7) Alteração no durómetro da lente para o indentador e iniciar o processo das indentações;
- 8) No final de todas as indentações, mudar para a lente e medir as duas diagonais de cada indentaçãõ;
- 9) Ler e guardar o valor de dureza obtido;
- 10) Se ainda houver mais provetes para ensaiar, então voltar ao nº 7 deste procedimento;
- 11) Realizar os gráficos e analisar os resultados.

Anexo B-4 – Procedimento de ensaio de flexão a três pontos

O procedimento de ensaio seguido para a realização dos ensaios de flexão em três pontos dos provetes de PFL realizado no IST, foi o seguinte:

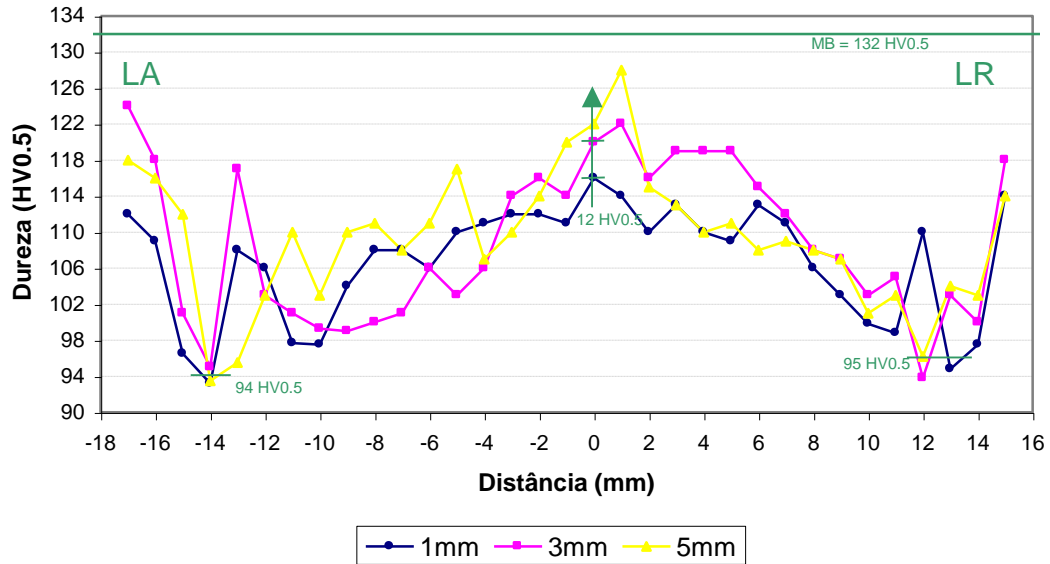
- 1) Cortar e maquinar todos os provetes de acordo com as dimensões especificadas na norma;
- 2) Abrasão mecânica das arestas de todos os provetes até um raio de arredondamento próximo dos 0.8mm;
- 3) Determinação do diâmetro do mandril (o valor adoptado foi de 10mm) e distância entre apoios (o valor adoptado foi de 110mm para as ligas AA7xxx-T6 e de 90mm para a liga AA5083-O);
- 4) Preparação do equipamento colocando os apoios na distância pré-definida;
- 5) Colocação do provete nos apoios;
- 6) Arranque do ensaio a velocidade constante de avanço do mandril;
- 7) Se iniciar de uma fissura, pára-se o ensaio, marca-se o ângulo após recuperação elástica;
- 8) Remover o provete e verificar visualmente o seu estado final;
- 9) Anotar na folha de registo as observações e historial do ensaio;
- 10) Se ainda existirem mais provetes para ensaiar, voltar ao ponto 4.

Anexo B-5 – Procedimento de ensaio de desgaste

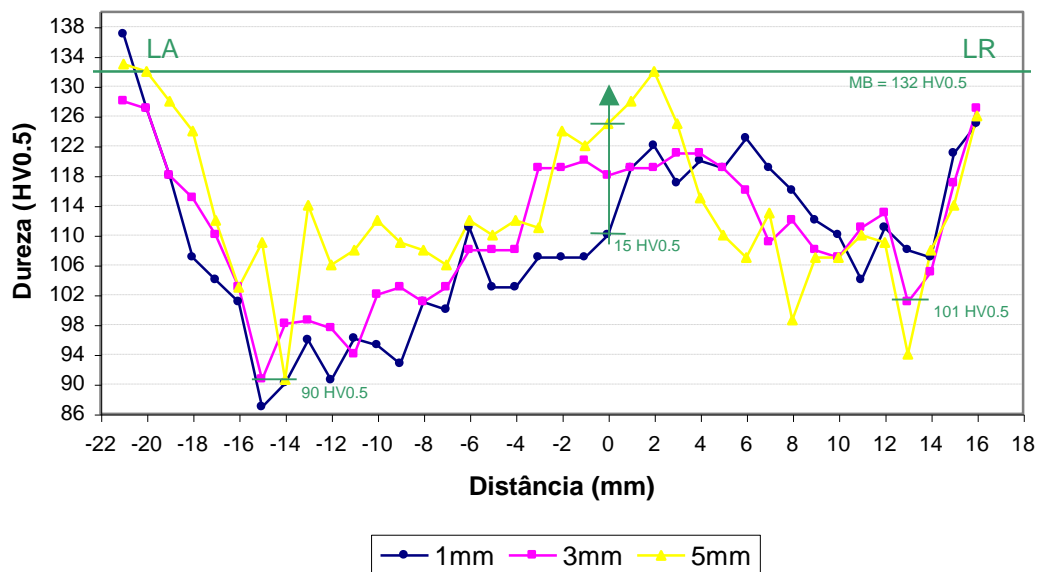
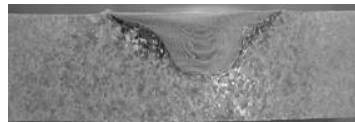
O procedimento de ensaio seguido para a realização dos ensaios de desgaste dos provetes de PFL realizados na FCT foi o seguinte:

- 1) Cortar e maquinar todos os provetes de acordo com as dimensões;
- 2) Ligar o programa de computador, para cálculo da força de atrito;
- 3) Confirmar a força aplicada no vazio, corrigindo até obter o valor 0;
- 4) Preparação dos provetes limpando-os tricloroetileno de forma a retirar gorduras e outras impurezas associadas;
- 5) Pesar o provete, tomando nota do seu valor;
- 6) Colocação do provete no local apropriado;
- 7) Iniciar o ensaio ligando em simultâneo a rotação da máquina e correndo o programa do LABView;
- 8) Correr o ensaio durante uma 1h30 parando em simultâneo a rotação e o programa do LABView;
- 9) Pesar o provete tomando nota do seu valor e determinar a perda de peso;
- 10) Se ainda existirem mais provetes para ensaiar, voltar ao ponto 4.

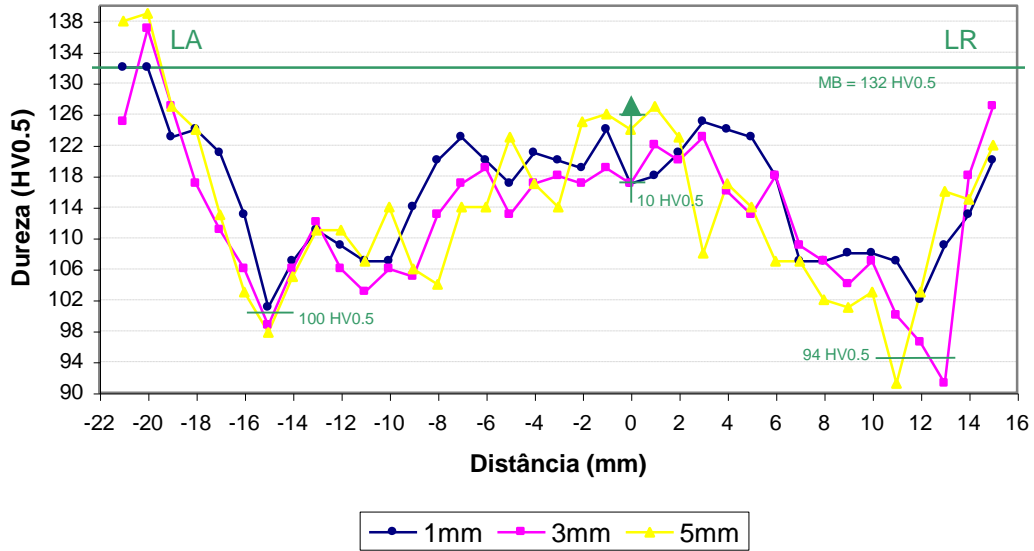
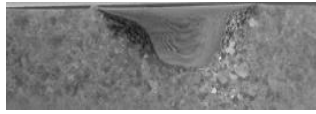
Anexo C-1 – Perfil de dureza da liga AA7022-T6 com 1 passo a diferentes espessuras



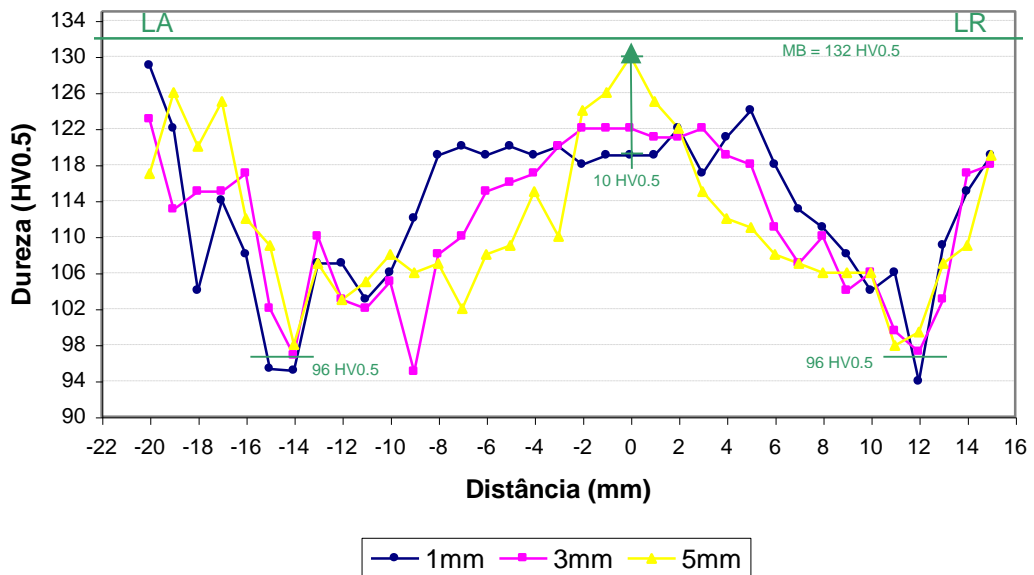
Anexo C-2 – Perfil de dureza da liga AA7022-T6 com 2 passos a diferentes espessuras



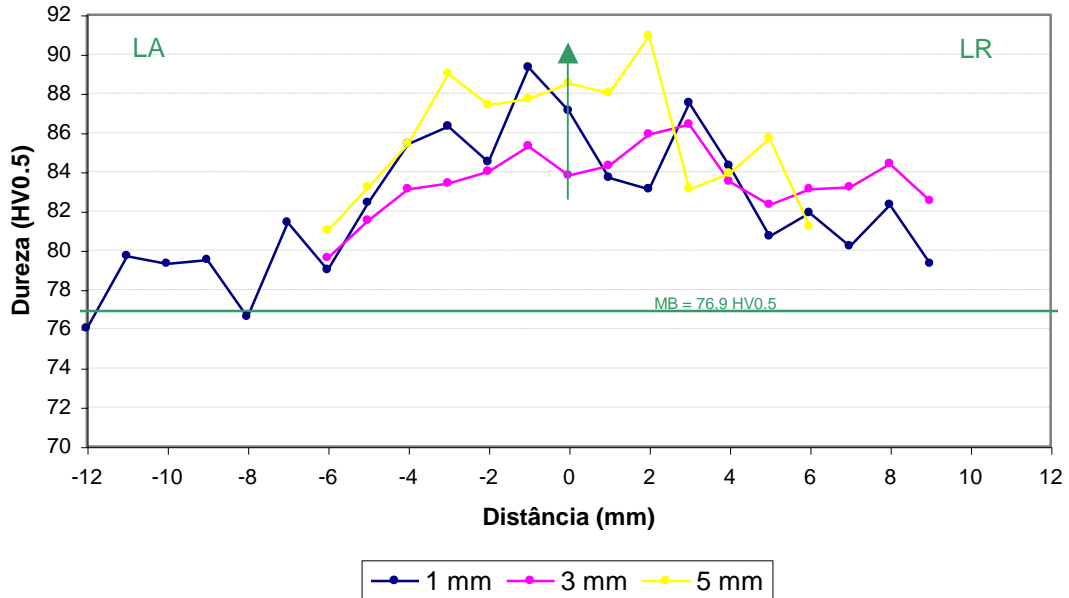
Anexo C-3 – Perfil de dureza da liga AA7022-T6 com 3 passos a diferentes espessuras



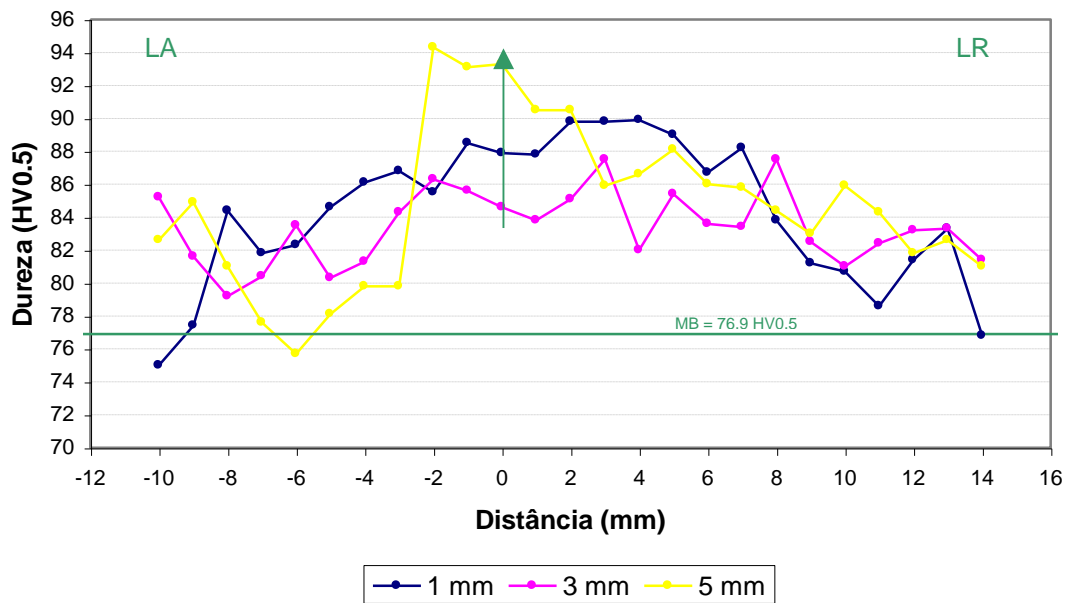
Anexo C-4 – Perfil de dureza da liga AA7022-T6 com 4 passos a diferentes espessuras



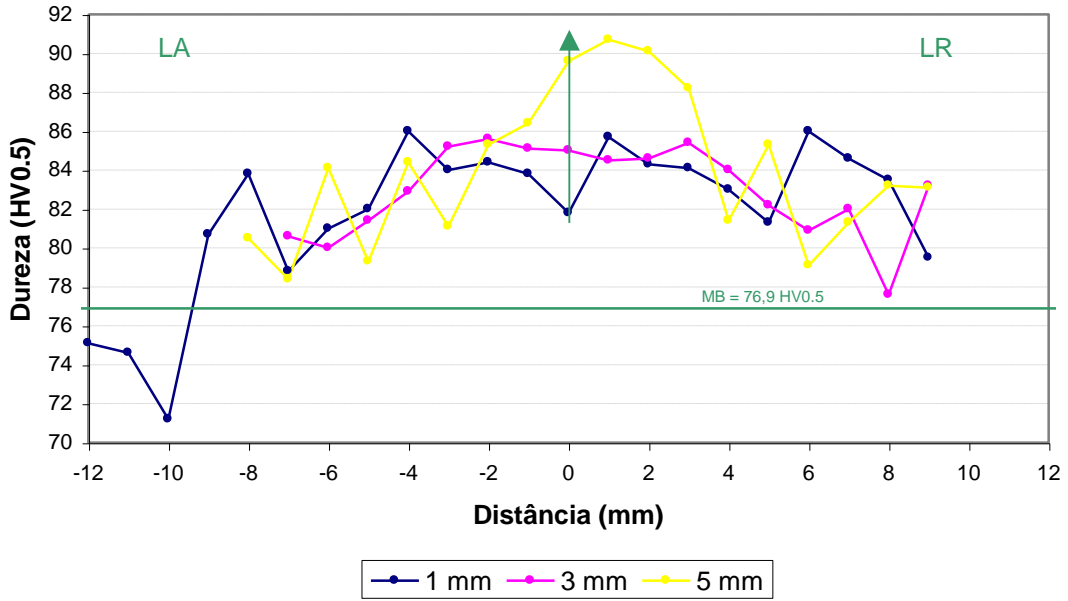
Anexo C-5 – Perfil de dureza da liga AA5083-O com 1 passo a diferentes espessuras



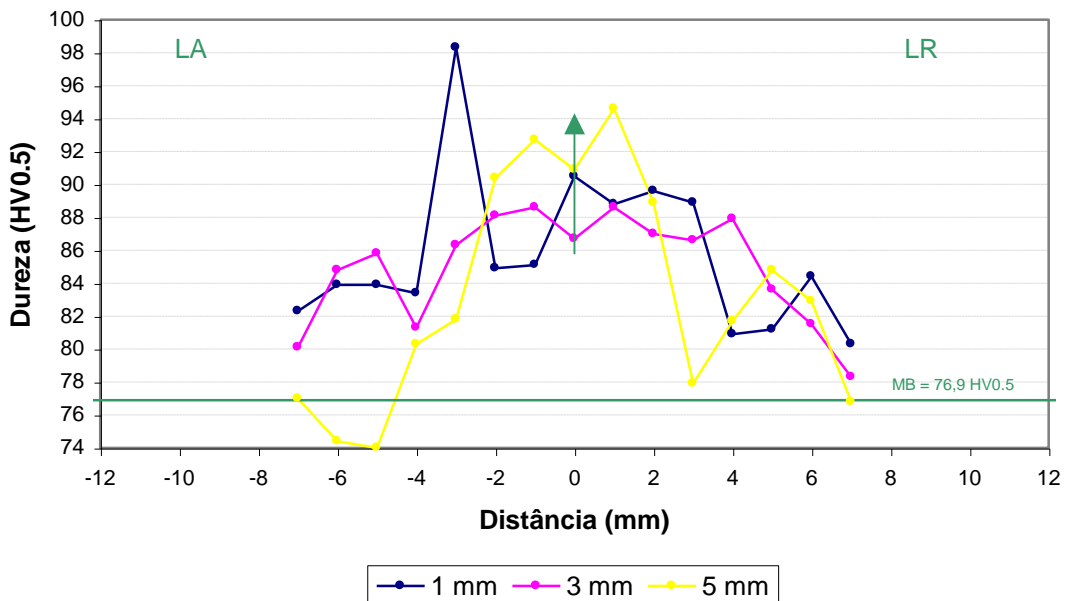
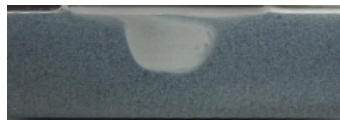
Anexo C-6 – Perfil de dureza da liga AA5083-O com 2 passos a diferentes espessuras



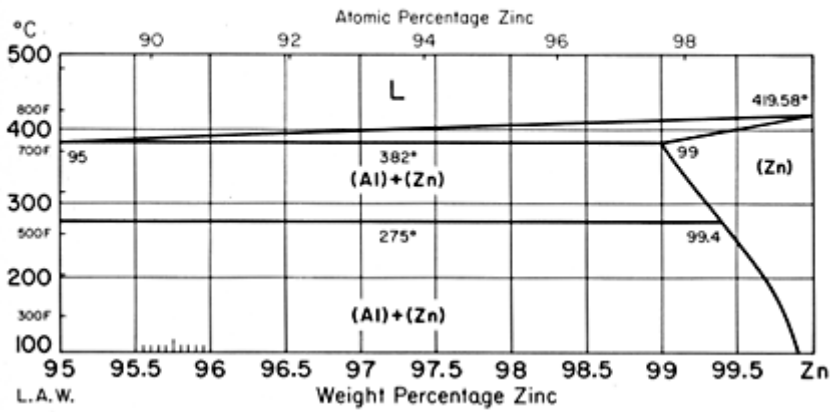
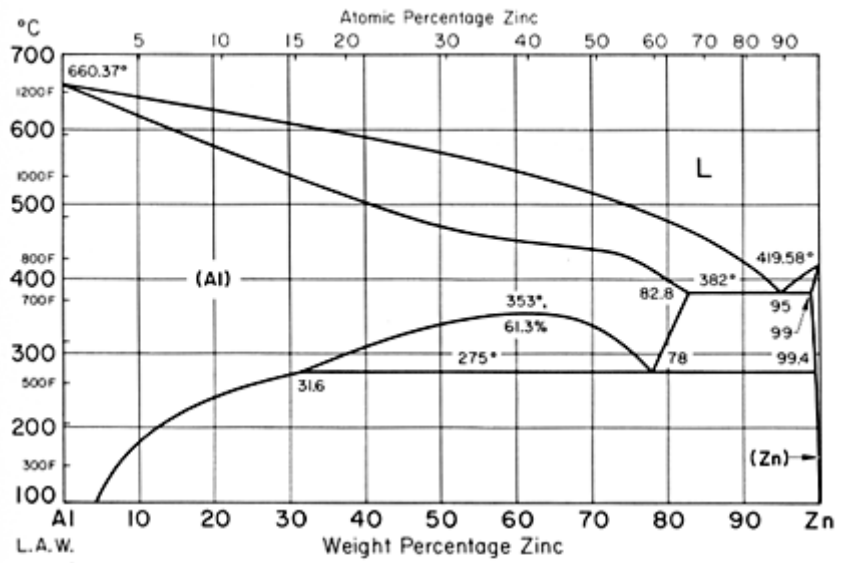
Anexo C-7 – Perfil de dureza da liga AA5083-O com 3 passos a diferentes espessuras



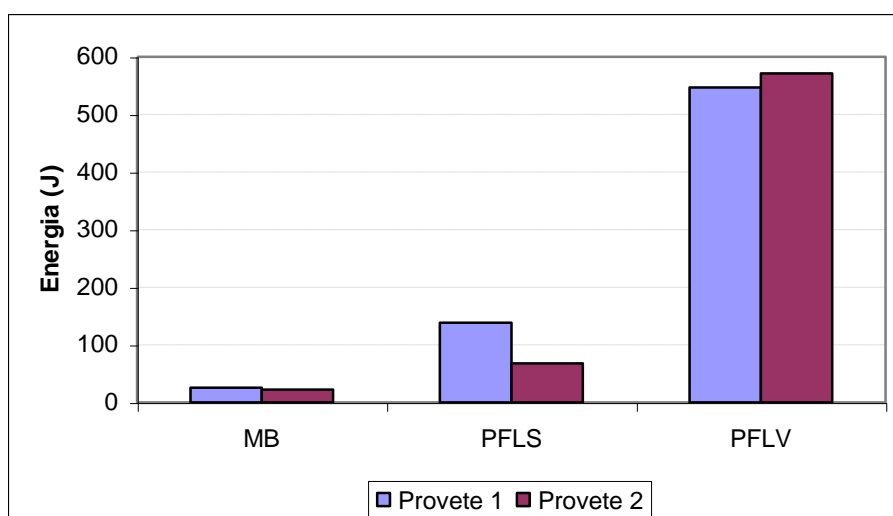
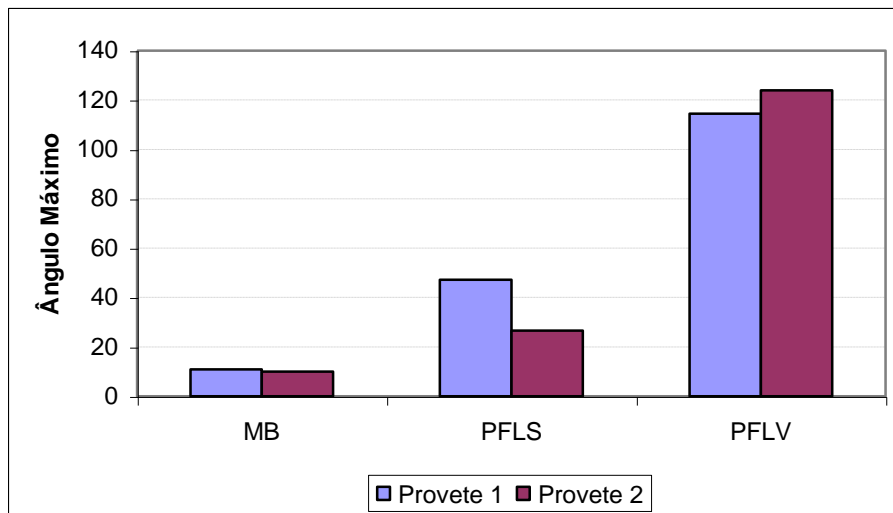
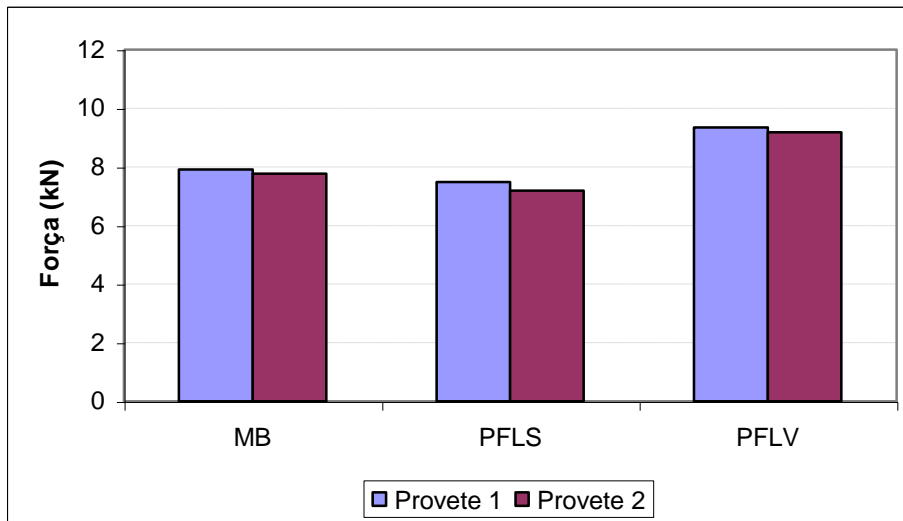
Anexo C-8 – Perfil de dureza da liga AA5083-O com 4 passos a diferentes espessuras



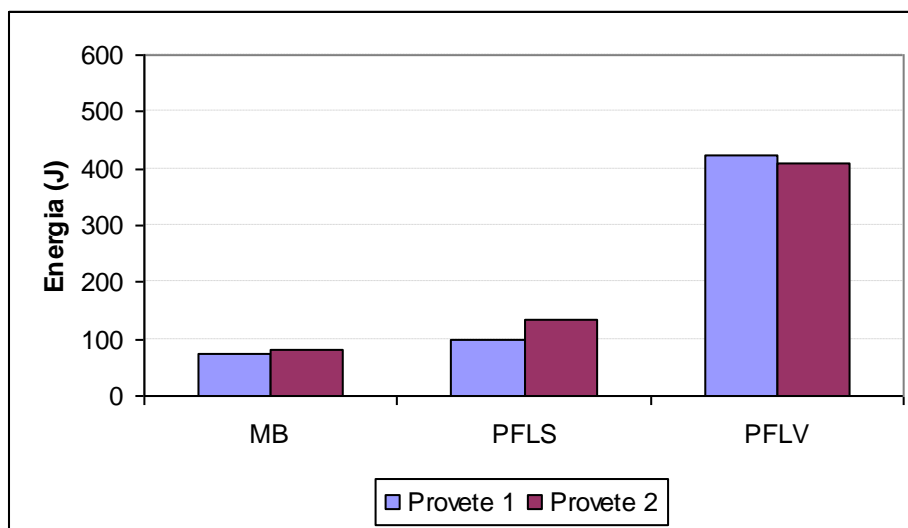
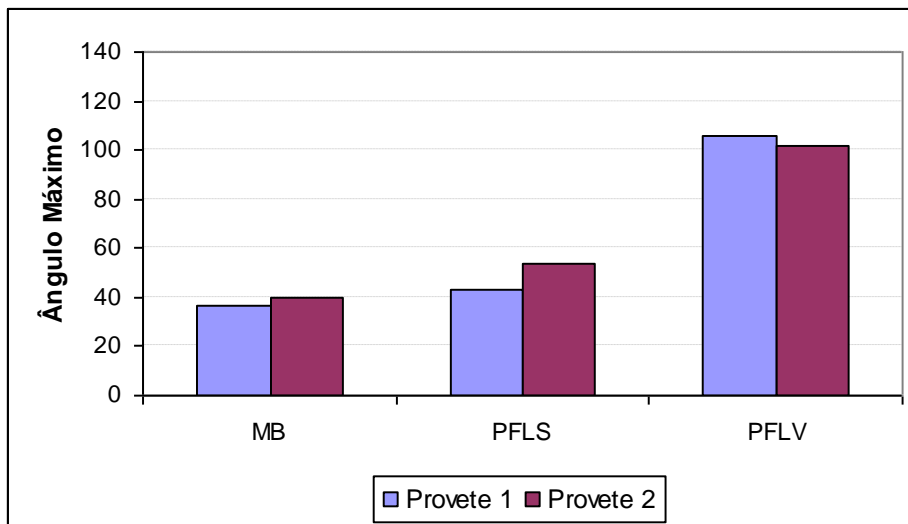
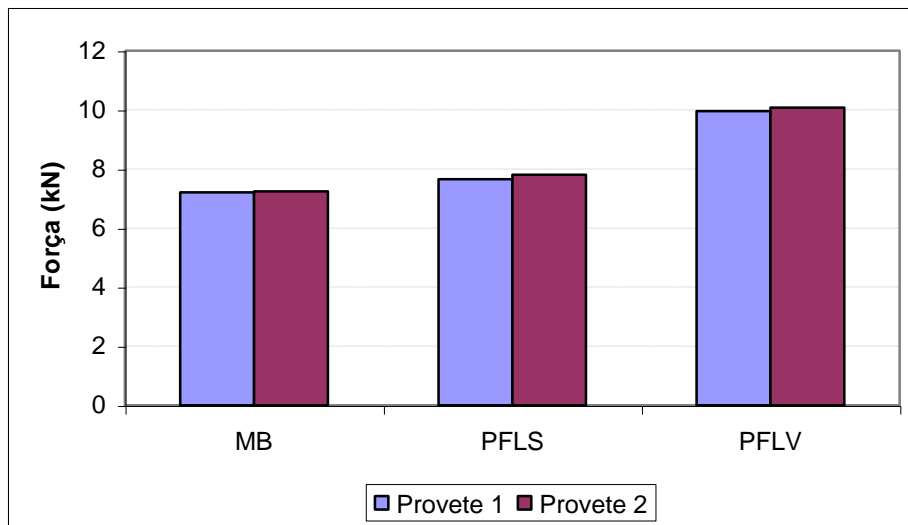
Anexo D – Diagrama de fases do Al-Zn



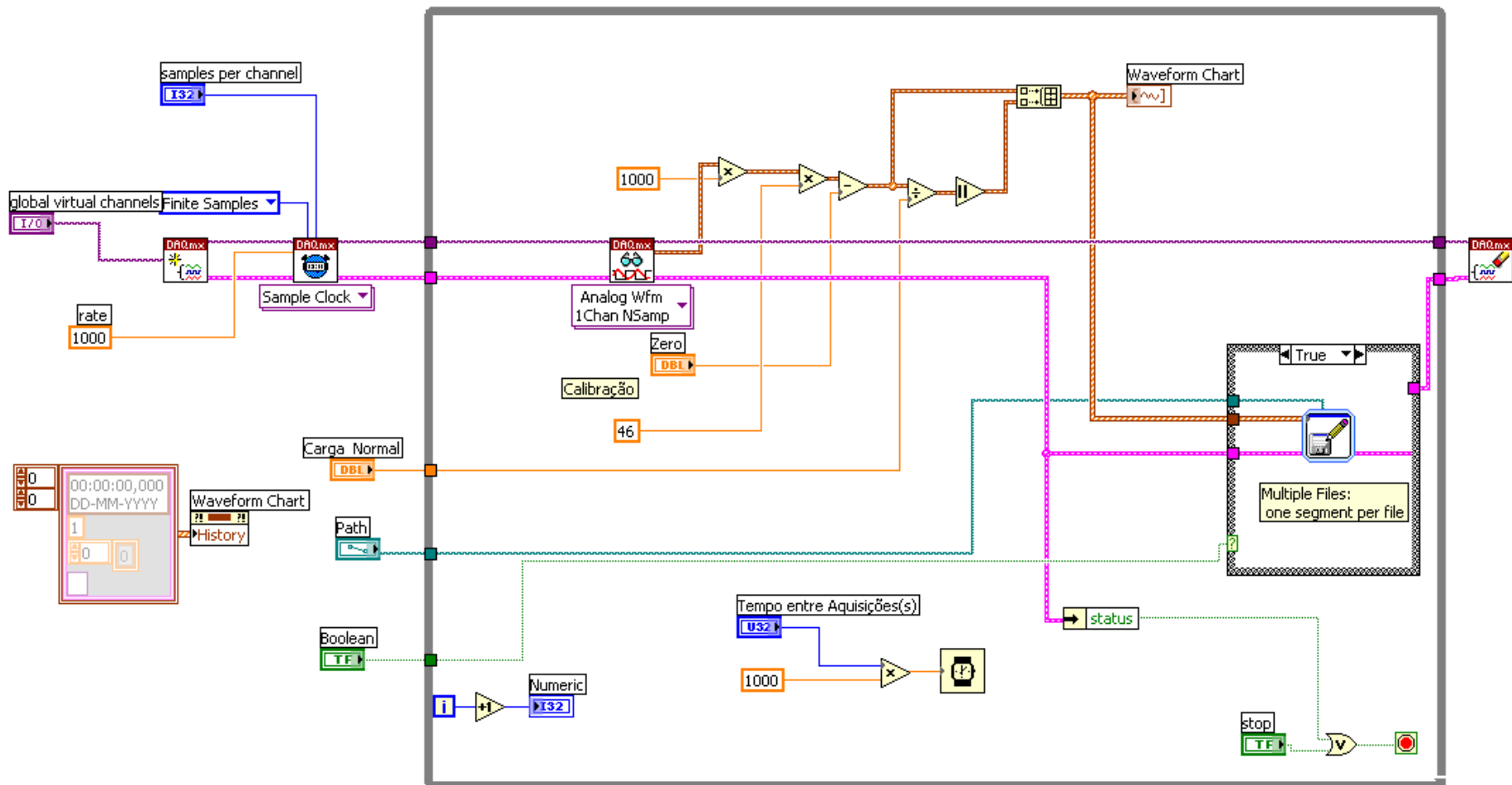
Anexo E-1 – Gráficos de barras relativos à flexão em três pontos na liga AA7022-T6



Anexo E-2 – Gráficos de barras relativos à flexão em três pontos na liga AA5083-O

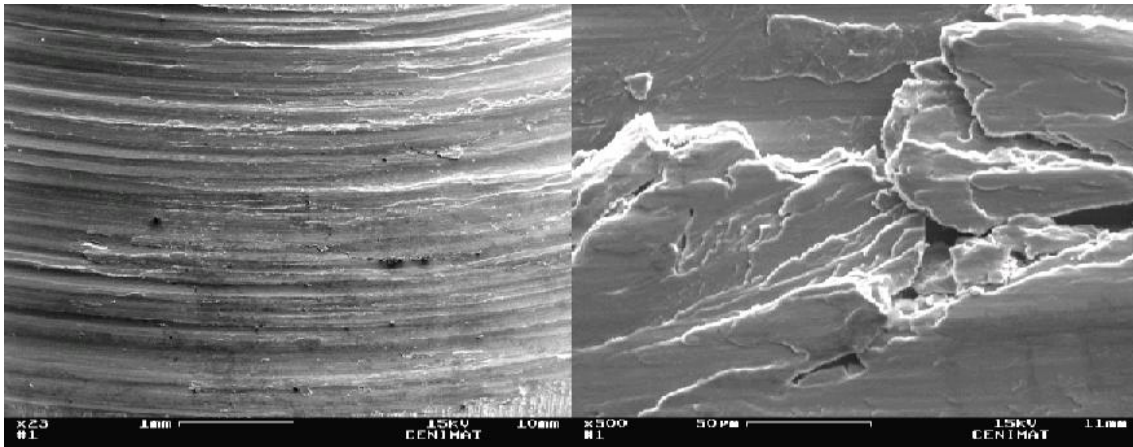


Anexo F – Programação do LABView utilizada na realização dos ensaios de desgaste

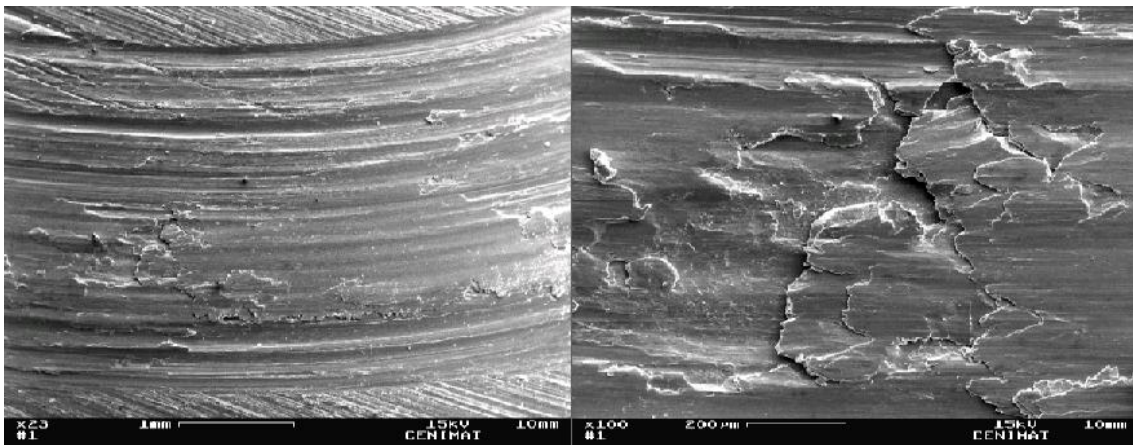


Anexo G-1 – Micrografias pelo SEM das pistas de desgaste da liga AA7022-T6

- Material Base

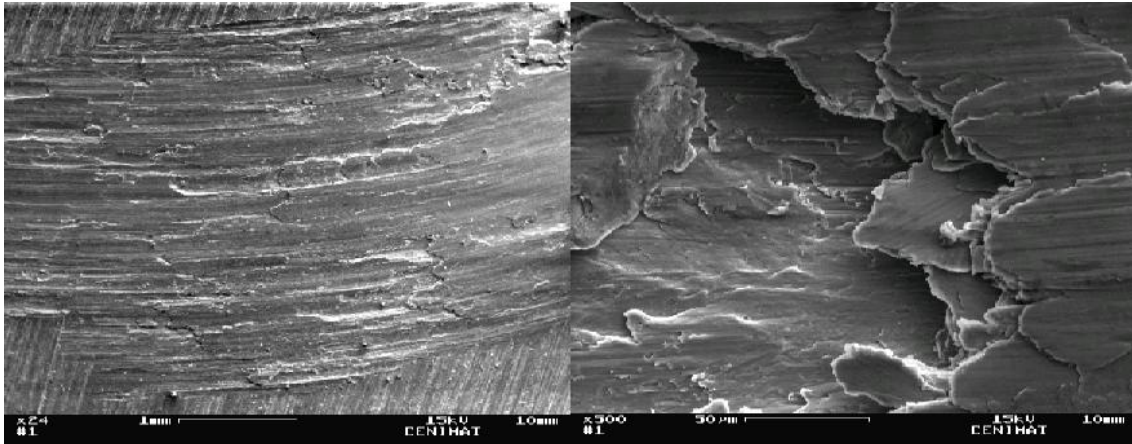


- Processada em Volume

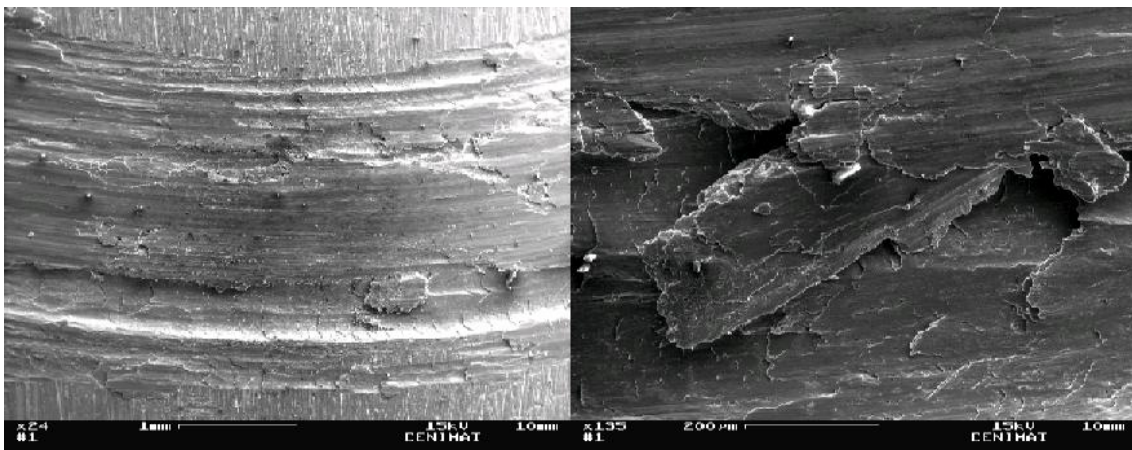


Anexo G-2 – Micrografias pelo SEM das pistas de desgaste da liga AA5083-O

- Material base



- Processada superficialmente



- Processada em volume

