



FCTUC FACULDADE DE CIÊNCIAS
E TECNOLOGIA
UNIVERSIDADE DE COIMBRA

DEPARTAMENTO DE
ENGENHARIA MECÂNICA

Consolidação de aparas metálicas por explosivos

Dissertação apresentada para a obtenção do grau de Mestre em Engenharia Ambiente na Especialidade de Tecnologia e Gestão do Ambiente.

Autor

Sílvia Catarina Costa Godinho

Orientadores

Professora Doutora Maria Teresa Freire Vieira

Professor Doutor Ricardo António Lopes Mendes

Júri

Presidente Professor Doutor **António Rui de Almeida Figueiredo**
Professor Associado com Agregação da Universidade Coimbra

Vogais Professora Doutora **Maria Teresa Freire Vieira**
Professora Catedrática da Universidade de Coimbra
Professor Doutor **Ricardo António Lopes Mendes**
Professor Auxiliar da Universidade de Coimbra
Doutor António Cordeiro Baptista Selada
R&D Manager Grupo Vangest

Coimbra, Setembro 2012

Aos meus Pais

AGRADECIMENTOS

O presente trabalho é o culminar de cinco anos de aprendizagem e só foi possível com a colaboração de diversas pessoas e entidades, às quais deixo o meu profundo agradecimento,

...à **Professora Doutora Teresa Vieira**, pela disponibilidade para orientação desta dissertação; pela transmissão de conhecimentos; pela possibilidade de me dar a conhecer uma realidade diferente, o mundo da investigação;

...ao **Professor Doutor Ricardo Mendes**, pela disponibilidade na orientação deste trabalho; pelo tempo disponibilizado nos ensaios de compactação, pelos esclarecimentos e recomendações nos procedimentos experimentais relativos à compactação;

...à **Rita Farinha**, acima de tudo pela disponibilidade, numa altura em que o seu tempo era demasiado escasso. Por todos os esclarecimentos e chamadas de atenção no manuseamento dos equipamentos; pelas sugestões e orientações sempre construtivas sem nunca olhar para o relógio;

...aos **colegas de gabinete**, pelo bom dia todas as manhãs e pela ajuda na resolução dos pequenos problemas;

...aos **Pais e ao irmão** pelo apoio ao longo dos anos, por me disponibilizarem os meios para atingir este tão ambicionado fim;

...aos **Amigos**, que não necessitam ser citados pois sabem quem são, pela motivação e pelos grandes momentos de descontração;

...a **toda a equipa CEMUC[®]**, pela excelentes condições de trabalho proporcionadas e por todos os esclarecimentos de dúvidas;

...ao **LEDap**, pelas infraestruturas, pois só assim foram possíveis os ensaios de compactação;

...aos **colaboradores que trabalham na oficina**, pela auxílio nos problemas, para os quais a minha força de braços era insuficiente;

... ao **Centimfe**, ao grupo **Vangest** e à **Celoplás** pelas aparas metálicas cedidas.

RESUMO

A reciclagem de resíduos industriais é uma temática emergente, pois quando se analisa detalhadamente um resíduo - como foi o caso das aparas metálicas de ligas de alumínio, de cobre puro e de um aço ferramenta, pode-se encontrar características muitas vezes procuradas em materiais convencionais, como é o caso da nanocristalinidade. Assim, uma boa gestão de resíduos passa pela sua análise detalhada, e por encontrar a tecnologia adequada para o seu processamento, que realce as suas propriedades específicas. As aparas estão incluídas nos resíduos que podem conferir novas propriedades aos produtos que delas resultarem, desde que não sejam enfraquecidas pela tecnologia selecionada para o seu processamento. Nas aparas, em particular as resultantes da maquinagem de alta velocidade, a denominada compactação dinâmica com recurso a explosivos foi a técnica selecionada. O explosivo com matriz ativada por diferentes quantidades de microesferas ocas de vidro e a configuração cilíndrica da montagem permite, em geral, após processamento, conseguir a partir de aparas um material com poucos macrodefeitos e com ligações eficazes interaparas, assegurando a existência de uma consolidação. No entanto, há em alguns casos vestígios de fusão na zona central do compacto. Os valores da ultramicrodureza refletem a eficiência do processo e a manutenção do caráter submicrométrico e nanométrico presente na apara.

Palavras-chave: Reciclagem, Resíduos Industriais, Maquinagem de Alta Velocidade, Aparas Metálicas, Deformação Plástica, Consolidação Dinâmica, Nanocristalinidade.

ABSTRACT

Recycling industrial wastes is an emerging thematic. When a waste is analyzed in detail - as was the case of metal chips of aluminum alloys, pure copper, and tool steel, properties often sought in conventional materials can be found as is the case of nanocrystallinity. Thus, a proper waste management must start in a detailed analysis of the residue and choosing a suitable technology for their processing with the main objective of highlighting the starting materials specific and unique properties. Chips are included in waste that can provide new properties to the products resulting from them, since they are not weakened by the selected processing technology. In the chips, particularly those resulting from high speed machining, the dynamic compaction using explosive is the technique that was selected. The explosive matrix activated by different amounts of hollow glass microspheres and the cylindrical assembly set up allows, in general, after processing, to obtain a material with only a few effective macrodefects and connected inter chips, ensuring the existence of consolidation. However, there are some cases where traces of melting occur in the central area of the compact. The ultramicrohardness values reflects the efficiency of the process, while maintaining the nanometric and submicrometric character present initially in the chip.

Keywords: Recycling, Industrial Waste, High Speed Machining, Metallic Chips, Plastic Deformation, Dynamic Consolidation, Nanocrystallinity.

ÍNDICE

Índice de Figuras	v
Índice de Tabelas	vii
Introdução	1
1. Revisão bibliográfica	3
1.1. Resíduos industriais	3
1.2. Setor metalúrgico e metalomecânico	5
1.3. Processamento de material	9
1.4. Compactação/consolidação dinâmica	10
2. Materiais e métodos	15
2.1. Matéria-prima	15
2.1.1. Aparas de ligas de alumínio	15
2.1.2. Aparas de cobre puro	16
2.1.3. Aparas de aço ferramenta	17
2.2. Metodologia experimental	18
2.2.1. Aparas “ <i>tal e qual</i> ”	18
2.2.2. Preparação das aparas provenientes de maquinagem	18
2.2.3. Pré-compactação	19
2.2.4. Compactação por explosivos	20
2.2.5. Análise do material após compactação	21
3. Resultados e discussão	26
3.1. Pré-compactação	26
3.2. Compactação dinâmica	28
3.3. Caracterização das amostras	32
3.3.1. Pós e aparas de ligas de alumínio	33
3.3.2. Aparas de cobre	52
3.3.3. Aparas de aço	55
Conclusões	61
Referências bibliográficas	64

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1- Representação esquemática das três regiões de densificação na zona de compactação [proposto por Linse (1985) e adaptado por Carton, (1997)].	11
Figura 2- Representação esquemática de zonas distintas de densificação [Adapatado Sethi, G. (2008) proposto por Roman, 1990)].	12
Figura 3- Representação esquemática do processo de compactação utilizando a geometria cilíndrica [proposto por Prummer (1973) e adaptado Farinha, A. R. (2008)].	13
Figura 4- Micrografias das aparas de alumínio: (a) apara de liga de alumínio 5083; (b) apara da liga de alumínio 6061.	16
Figura 5- Micrografias das aparas do cobre puro.	16
Figura 6- Micrografia das aparas do aço H13.	17
Figura 7- a) Configuração cilíndrica inicial; b) Configuração cilíndrica otimizada.	19
Figura 8- Esquema de corte das amostras.	21
Figura 9- Otimização da pressão para o aço H13.	27
Figura 10- Micrografias do pó de alumínio.	28
Figura 11- Sinais captados pelo osciloscópio (compacto 7).	29
Figura 12- Gráfico da distância percorrida pela onda de choque em função do tempo (compacto 7).	30
Figura 13- (a) Tubo antes da compactação; (b) Tubo após compactação.	31
Figura 14- Micrografia da amostra Al_2A atacada com reagente Poulton's: a) superfície; b) secção transversal.	34
Figura 15- Evolução dureza em função da distância à periferia da amostra Al_2A.	34
Figura 16- Micrografias da apara de alumínio 5083 após ataque químico com reagente Poulton's: a) superfície da amostra Al_5_2B; b) superfície da amostra Al_5_3A; c) superfície da amostra Al_5_3B.	36
Figura 17- Difractogramas da apara de alumínio 5083 (<1 mm) antes e após compactação/consolidação.	37
Figura 18- Difractogramas da apara de alumínio 5083 (>1 mm) antes e após compactação/consolidação.	37
Figura 19- Evolução da dureza na amostra Al_5_2B da periferia para o centro do compacto.	39
Figura 20- Evolução da dureza das amostras Al_5_3A e Al_5_3B da periferia para o centro do compacto.	39
Figura 21- Micrografias da apara de alumínio 6061 atacada com reagente Poulton's da superfície das amostras: a) Al_6_4B; b) Al_6_4C; c) Al_6_5B; d) Al_6_5C; e) Al_6_6B.	42
Figura 22- Micrografias (SEM) da amostra Al_6_5B: a) micrografia geral; b) micrografia da fronteira de apara; c) micrografia do detalhe da fronteira de grão.	43
Figura 23- Micrografias (SEM) da amostra/secção Al_6_6B: a) aspecto geral; b) detalhe da zona da fronteira de apara.	45
Figura 24- Evolução da dureza ao longo do diâmetro das amostras Al_6_4B e Al_6_4C.	46
Figura 25- Evolução da dureza ao longo do diâmetro nas amostras Al_6_5B e Al_6_5C.	47
Figura 26- Evolução da dureza ao longo do diâmetro na amostra Al_6_6B.	47
Figura 27- Micrografias da apara de alumínio 7022 atacada com reagente Poulton's: a) superfície central da amostra Al_7_9B; b) periferia da amostra Al_7_B.	49

Figura 28 - Micrografias SEM da amostra Al_7_9B: a) micrografia geral, b) micrografia da evolução de ligação entre duas ou mais aparas.	50
Figura 29- Evolução da dureza ao longo do diâmetro da seção da amostra Al_7_9B.	50
Figura 30- Micrografias da apara de cobre puro atacada com uma mistura de propanona e hidróxido de amônio: a) superfície central da amostra Cu_8B; b) periferia da amostra Cu_8B.	52
Figura 31- Micrografias SEM da amostra Cu_8B: a) micrografia geral; b) micrografia da evolução de ligação entre duas ou mais aparas.	53
Figura 32 - Evolução da ultramicrodureza ao longo do diâmetro da amostra/secção Cu_8B.	54
Figura 33- Micrografia superficial da amostra da apara do Aço H13 atacada com Nital 2% da amostra H13_7B: a) superfície central; b) zona periférica	55
Figura 34- Micrografias SEM da amostra H13_7B: a) micrografia geral, com uma ampliação mais baixa; b) Micrografia e identificação de alguns carbonetos.	56
Figura 35- Análise EDS: a) Z1-carboneto de vanádio; b) Z2-carboneto de molibdénio; c) Z3-carboneto de crómio.	57
Figura 36- Evolução da ultramicrodureza ao longo do diâmetro da amostra/secção H13_7B.	58

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 1- Resíduos industriais, gerados pelo setor da metalurgia de base e outros produtos metálicos [Adaptado da Gestão de Resíduos em Portugal, INE, 2010].	4
Tabela 2- Gestão de resíduos industriais em 2009 [Adaptado do Plano Prevenção de Resíduos Industriais, 2001], [Gestão de Resíduos em Portugal, INE, 2010].	4
Tabela 3- Resenha dos trabalhos realizados para a reciclagem de aparas.	7
Tabela 4- Composição química das ligas de alumínio [Matweb, 2012], [Certal, 2012].	15
Tabela 5- Composição química do Aço H13 [Matweb, 2012].	17
Tabela 6 - Caracterização das amostras.	22
Tabela 7- Condições de prensagem uniaxial a frio e densidade após prensagem.	27
Tabela 8- Condições de compactação por explosivos.	30
Tabela 9 - Parâmetros usados na consolidação dinâmica das aparas da liga de alumínio 5083.	35
Tabela 10- Tamanho da cristalite e deformações intrínsecas das aparas da liga de alumínio 5083 antes e após consolidação.	38
Tabela 11- Valores da ultramicrodureza de diversas secções dos compactos da liga de alumínio 5083.	40
Tabela 12- Parâmetros da compactação dinâmica da liga de alumínio 6061.	41
Tabela 13- Valores de ultramicrodureza da liga de alumínio 6061.	45
Tabela 14 - Parâmetros usados na consolidação dinâmica das aparas da liga de alumínio 7022.	48
Tabela 15- Parâmetros avaliados na compactação dinâmica de cobre puro.	52
Tabela 16- Parâmetros da compactação dinâmica para as aparas de aço H13.	55
Tabela 17 -Condições experimentais usadas para cada material, assim como as características fundamentais pós-processamento.	59

INTRODUÇÃO

A Revolução Industrial iniciou-se no Reino Unido em meados do século XVIII e expandiu-se para o resto do mundo no século XIX. Foi um ponto de viragem nos processos de produção na indústria. Associado a esse emergente desenvolvimento tecnológico surgiu uma onda de poluição e os resíduos aumentaram exponencialmente.

Na segunda metade do século XX, começou a preocupação com os problemas ambientais, surgiu o conceito de sustentabilidade, que pretende uma conduta responsável de cada cidadão de forma a atender às necessidades do presente, sem comprometer as gerações futuras.

Os resíduos industriais são ainda hoje uma grande preocupação para as empresas, a sua caracterização e destino final, nem sempre é simples, depende da sua classificação relativamente à perigosidade e à sua origem. O desenvolvimento tecnológico a par da investigação científica oferece ao mercado novas metodologias e destinos a dar aos materiais em fim de vida, apostando-se mais na reciclagem e valorização.

A indústria metalomecânica é um setor bastante significativo no nosso país e, um dos seus principais resíduos são as aparas metálicas. Por vezes, estas não têm valor económico, mas podem ser interessantes do ponto de vista da sua estrutura nanocristalina, cujo interesse foi posto em evidência no início do século XXI, devido às suas excecionais propriedades, que no caso das propriedades mecânicas muda o paradigma da relação dureza/ductilidade que existia para os materiais microestruturados. Assim, um aumento de dureza pode manter a ductilidade ou mesmo aumentar o valor desta propriedade. Assim, surge a possibilidade de reciclagem das aparas submicrométricas e nanocristalinas por um método promissor - a compactação dinâmica por explosivos, um processo, que por ser extremamente rápido e permite manter a microestrutura inicial das aparas.

O objetivo deste trabalho foi estudar a viabilidade da reciclagem de aparas metálicas resultantes em alguns casos de condições de maquinagem denominadas de alta velocidade de metais com ductilidade variável, através de compactação dinâmica, que devido à baixa temperatura global pode contribuir para a formação de um material maciço e nanométrico. Este estudo incidiu sobre aparas resultantes da maquinagem de ligas não ferrosas: ligas de alumínio, cobre puro e ferrosas: um aço ferramenta. A

compactação/consolidação dinâmica foi realizada através de ondas de choque geradas por detonação de um explosivo não ideal utilizando uma geometria cilíndrica.

A presente dissertação está dividida em três capítulos. No capítulo um é apresentada uma breve revisão bibliográfica sobre os temas revelantes para o estudo. De seguida surge um capítulo sobre a metodologia experimental, no qual todos os processos utilizados neste trabalho são expostos, desde a preparação das aparas até à caracterização do produto final, após a compactação/consolidação por explosivos. O capítulo três acolhe os resultados e respetiva discussão. Por último, são delineadas as principais conclusões e salientada a possibilidade de executar estudos futuros de forma a completar o conhecimento nesta área.

1. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

1.1. Resíduos industriais

Um resíduo é qualquer substância ou objeto que o detentor se desfaz ou tem intenção ou obrigação de se desfazer. [Directiva nº 2006/12/CE]. Assim, qualquer material excedente, sem utilidade aparente, após uma determinada ação ou processo produtivo é um resíduo. Este pode ter origem em processos de extração de recursos naturais, transformação, fabricação e consumo de produtos ou serviços. Desta forma este “material” pode ser descartado e armazenado no meio ambiente originando focos de poluição e problemas de saúde pública, mas acima de tudo pode tratar-se de um desperdício de uma matéria- prima, muitas vezes com elevado valor económico.

Nos últimos anos, com as exigências comunitárias, é notória a crescente preocupação da sociedade e instituições relativamente aos problemas ambientais, particularmente no que toca à gestão de resíduos. A sustentabilidade induz para comportamentos de maior racionalização e otimização dos recursos, sejam eles mássicos ou energéticos. As implicações económicas nas empresas são visíveis, pois a diminuição no consumo de matérias-primas e ainda um decréscimo monetário com os valores gastos na deposição e transportes de resíduos, torna-as mais competitivas no mercado [Guia Técnico Setorial de Metalurgia e Metalomecânica, 2000].

Os objetivos emergentes passam pela redução da quantidade de resíduos com deposição em aterro sanitário, o aumento da valorização de resíduos e da vida útil dos produtos, assim como a diminuição da perigosidade dos materiais colocados no mercado, procurando encurtar a quantidade e perigosidade dos resíduos produzidos [Gestão de Resíduos em Portugal, INE, 2010].

No período entre 2004-2009, em Portugal, foram produzidos 172 milhões de toneladas de resíduos setoriais dos quais 11% eram perigosos [Gestão de Resíduos em Portugal, INE, 2010].

Os resíduos industriais, quando quantificados, são agrupados por atividades económicas. Neste trabalho, é dado ênfase aos resíduos sólidos da indústria metalúrgica/metalomecânica. Na Tabela 1 é possível observar os resíduos gerados por este

setor, num período de 6 anos, que somados atingem um total de 6 830 627 toneladas de resíduos, representando 3,96% do total geral.

Tabela 1- Resíduos industriais, gerados pelo setor da metalurgia de base e outros produtos metálicos [Adaptado da Gestão de Resíduos em Portugal, INE, 2010].

	2004	2005	2006	2007	2008	2009
Resíduos gerados (ton)	699 872	803 484	1 839 415	860 173	1 696 128	931 555

A “gestão de resíduos” inclui as atividades de recolha, transporte, armazenamento, triagem, tratamento, valorização e eliminação, assim como operações de descontaminação de solos. Para além disso, compreende também a monitorização dessas operações e o acompanhamento dos locais de eliminação após encerramento [Directiva n.º 2006/12/CE], [Decreto-Lei n.º 178/2006], [Plano Nacional de Gestão de Resíduos 2011-2020, 2011].

A Tabela 2 demonstra o cenário de gestão de resíduos industriais no ano de 2009. Este trabalho vai incidir numa nova metodologia de valorização dos 46%, na qual as propriedades mais nobres do resíduo não sejam desperdiçadas, mas sim valorizadas.

Tabela 2- Gestão de resíduos industriais em 2009 [Adaptado do Plano Prevenção de Resíduos Industriais, 2001], [Gestão de Resíduos em Portugal, INE, 2010].

Resíduos Industriais em 2009 (ton)			
Total = 23 659 876			
710 438	10 995 549	9 905 068	2 048 821
(3%)	(46%)	(42%)	(9%)
Valorização Energética	Outro tipo Valorização	Aterro	Outras formas de eliminação

Os resíduos industriais tem variadas origens, desde excedentes, refugos de materiais, óleos, fumos, gases, entre outros. As empresas têm a responsabilidade de os gerir, respeitando a legislação vigente, de forma a garantir uma deposição final adequada, recorrendo em último ao aterro sanitário. Os aterros sanitários interferem com os ciclos naturais, causando desequilíbrios [Kraemer, M., 2005].

Na Europa, relativamente aos resíduos existe uma grande preocupação com a sua recuperação e com o seu reaproveitamento energético [Kraemer, M., 2005].

Nem sempre estão implícitos gastos adicionais para as empresas, existem metas que quando aplicadas, podem reduzir os custos com os resíduos, começando logo pela redução na sua produção e também pela diminuição da quantidade de resíduos eliminados, daí decorre um decréscimo dos impactes económicos negativos relacionados com a sua gestão [Plano Nacional de Gestão de Resíduos 2011-2020, 2011].

Ao longo dos anos a reciclagem/valorização é cada vez mais uma importante alternativa à deposição em aterro. Os resíduos ao longo de um processo de fabrico são reintroduzidos no seu próprio ciclo ou por vezes em ciclos de produção de produtos diferentes. Assim surge, a ecologia industrial que insere os sistemas industriais na biosfera: “o sistema industrial como um todo depende dos recursos e serviços provenientes da biosfera, dos quais não pode estar dissociado” [S. Erkman, 1997].

Esta temática tem de promover a gestão de resíduos, integrada no ciclo de vida dos produtos, centrada numa economia tendencialmente circular e que garanta uma maior eficiência na utilização de recursos naturais [Plano Nacional de Gestão de Resíduos 2011-2020, 2011].

O futuro passa por transformar o resíduo em matéria-prima. O estudo detalhado de um resíduo em particular é essencial, mesmo que a sua valorização já esteja prevista. As propriedades quando estudadas em pormenor podem revelar que um material em fim de vida pode possuir muitas vezes propriedades nobres. Diversos estudos têm provado que é possível valorizar resíduos industriais, destes trabalhos resultam metodologias interessantes e melhorias nas propriedades dos materiais finais [Azevedo, M. S. (2010); Marques, I. V., (2009)].

1.2. Setor metalúrgico e metalomecânico

O setor metalúrgico e metalomecânico é liderado por países desenvolvidos apesar de atualmente estar a decorrer a sua deslocação para as economias emergentes asiáticas. Neste setor, a inovação é a chave para um futuro sólido, neste contexto cada vez se aposta mais na produção de produtos com pequenas dimensões mas com propriedades cada vez mais exigentes, pois destinam-se muitas vezes a substituir macrocomponentes, que estão sujeitos em serviço a grande esforço mecânico [Mateus, A., 2011].

No final do século XX concretizou-se um intensivo desenvolvimento nos meios tecnológicos de fabricação, que potenciam uma produção cada vez mais rápida e com

melhor qualidade. As máquinas e ferramentas têm evoluído de forma a acompanhar as necessidades de produção.

O desafio para contornar este inconveniente passa pelo recurso muitas vezes a materiais nanocristalinos.

No final do século XX, concretizou-se um intensivo desenvolvimento nos meios tecnológicos de fabricação, em particular associados ao corte por arranque de apara, que potenciam uma produção cada vez mais rápida e com melhor qualidade. As máquinas e ferramentas têm evoluído de forma a acompanhar as necessidades de produção.

O setor em questão é considerado poluente, não só pela quantidade de resíduos, mas também em alguns casos pela sua perigosidade. Um dos principais resíduos é a apara e a limalha, que embora resíduos não perigosos assumem um papel muito significativo.

O corte por arranque de apara pode resultar essencialmente de várias formas de maquinagem, fresagem, furação, torneamento, todas elas tem em comum a produção de grandes quantidades de resíduos – aparas.

A maquinagem convencional é caracterizada por baixas velocidades de corte, assim na formação da apara atingem-se elevadas temperaturas, devido ao tempo de contacto entre a ferramenta e o material a maquinar. Estas aparas são longas e têm forma de espiral.

A Tabela 3 compila de forma resumida, alguns estudos de diferentes autores sobre a reciclagem de aparas metálicas provenientes de maquinagem convencional.

As aparas metálicas, geralmente são recicladas por refusão, visto que é uma metodologia simples e prática, na qual grande parte do material é recuperado e reutilizado nos processos de produção, apenas algum do material é perdido devido a fenómenos de oxidação. Neste método, o material funde (existe mudança do estado físico do material), e durante o arrefecimento pode aumentar o tamanho de grão, em geral facto que degrada as propriedades mecânicas. Os gastos energéticos e os custos com a proteção do ambiente tornam esta técnica dispendiosa.

Tabela 3- Resenha dos trabalhos realizados para a reciclagem de aparas.

Autor, <i>et al</i>	Material da apara	Método Reciclagem	Metodologia	Vantagens
Gronostajski J., (1999)	Liga de alumínio	Conversão direta (reciclagem sem processos de fusão)	<ul style="list-style-type: none"> • Trituração • Limpeza • Secagem • Pré-Compactação frio • Extrusão quente 	<ul style="list-style-type: none"> • Produção de compósitos com elevada resistência a temperaturas elevadas
Thein M.A., (2006)	Liga Magnésio	Moagem mecânica	<ul style="list-style-type: none"> • Moagem • Síntese mecânica • Prensagem frio • Sinterização (Ts=500°C 2h) • Extrusão quente 	<ul style="list-style-type: none"> • Viável para produzir material nanoestruturado • Aumento da ductilidade • Refinamento do grão na moagem
Enayati M.H., (2007)	Aço Inoxidável	Moagem mecânica	<ul style="list-style-type: none"> • Corte • Limpeza • Moagem 	<ul style="list-style-type: none"> • Aumento da dureza • Refinamento do grão
Shu-yan W., (2010)	Liga de Magnésio	Reciclagem no estado sólido (sem mudança do estado físico)	<ul style="list-style-type: none"> • Corte • Prensagem frio e extrusão a quente • Prensagem quente e extrusão quente • Dupla extrusão 	<ul style="list-style-type: none"> • Melhoria da resistência à tração • Promoção da ductilidade • Refinamento do grão
Soufiani A. M., (2010)	Liga de Titânio	Moagem mecânica	<ul style="list-style-type: none"> • Trituração • Moagem 	<ul style="list-style-type: none"> • Refinamento de grão • Aumento da dureza
Luo, P., (2012)	Liga de Titânio	Deformação plástica	<ul style="list-style-type: none"> • Limpar • Moagem • Prensagem 	<ul style="list-style-type: none"> • Refinamento de grão • Elevada densidade • Baixo consumo de energia

O conceito de maquinagem de alta velocidade surge na literatura internacional como, High Speed Machining (HSM¹) é uma tecnologia moderna, uma vez que permite velocidades de corte 5 a 10 vezes quando comparadas com a maquinagem convencional.

¹ HSM, acrónimo do inglês **H**igh **S**peed **M**achining, é uma técnica de Maquinagem a Alta Velocidade, para se conseguir produtividade elevada.

Desta forma é possível aumentar a eficiência, a precisão e a qualidade da peça a maquinar, assim é possível reduzir o tempo e os custos do processo de maquinagem [Pasko, R., *et al*].

Neste tipo específico de maquinagem não basta salientar a elevada velocidade de corte, uma vez que se trata de um processo conseguido por métodos e equipamentos específicos, que se caracterizam também por uma alta velocidade de rotação, uma elevada velocidade de avanço e por conseguinte um acréscimo da produtividade [Pasko, R., *et al*].

Segundo Warnecke, *et al* em 2002, citado por Correia em 2005, devido ao curto espaço de tempo de contacto entre a aresta de corte e a apara formada são atingidas elevadas taxas de deformação na peça. Na verdade, além da elevada deformação, função do tipo de material, a apara fica sujeita a um menor aquecimento do que no corte convencional, que depende do tipo de material a conformar. Assim, criam-se as condições para que a apara possa assumir/manter um carácter submicrométrico ou mesmo nanométrico, em particular nas aparas resultantes de ligas não ferrosas, onde a temperatura não é suficientemente elevada para induzir um crescimento de grão significativo. Em consequência, a maquinagem de alta velocidade, em particular aquando a velocidade de rotação atinge valores da ordem dos 500 000 rot/min, como foi demonstrado por Jackson *et al* usando um equipamento construído para o efeito, há formação de uma apara nanocristalina [Jackson M. J., *et al*, (2007)]. Estes autores projetaram uma ferramenta com características típicas para maquinagem de alta velocidade (HSM) e utilizaram para demonstração uma liga de titânio. Através de deformação plástica plana a apara produzida era na verdade nanocristalina e submicrométrica (tamanho grão com 50-200 nm). De notar que recentemente já está comercializada uma microfrezadora que permite uma velocidade de rotação da mesma ordem de grandeza.

Swaminathan S (2007) estudou aparas de ligas de diferentes materiais, entre elas de cobre, do alumínio, do aço e o titânio, também provenientes da maquinagem de alta velocidade, mas com parâmetros de maquinagem diferentes. O autor concluiu que o tamanho de grão era sub-micrométrico e variava com os parâmetros de maquinagem, que afetavam a deformação do material, durante a formação da apara.

Por sua vez, Sasikumar R. *et al* (2009) estudaram a apara resultante da maquinagem de uma liga de alumínio à qual foi adicionado carboneto de silício. A análise do tamanho de grão revelou que era nanocristalino (72 nm).

Em suma, existem vários trabalhos, onde as aparas provenientes da maquinagem de alta velocidade foram estudadas, a sua maioria dá ênfase à deformação plástica aquando da formação da apara, com objetivo de otimizar a velocidade corte para satisfazer as

necessidades do binómio ferramenta/material. Outros autores estudaram os fenómenos que ocorrem na formação da apara. Por último, em alguns casos, a microestrutura da apara resultante da maquinagem é também analisada em detalhe [Davim, J. P., *et al*, 2009], [Duam, C. Z., *et al*, 2012], [Ning, Y., *et al*, 2001], [Ekinovic, S., *et al*, 2005], [Campbell, C. E., *et al*, 2006], [Duan, C. Z., *et al*, 2009], [Swaminathan, S. *et al*, 2007].

Em conclusão, há na maior parte dos estudos dedicados à caracterização da apara há uma quase unanimidade sobre o seu carácter nanométrico ou submicrométrico quando resultantes do corte de alta velocidade de materiais dúcteis.

1.3. Processamento de material

Em pulverotecnologia, um material maciço tem origem em partículas/pós, que após conformação são sinterizados e transformados num material maciço semelhante ao resultante de vazamento a partir do estado líquido. Na verdade, o processamento tem principalmente duas etapas distintas: a conformação que consiste em dar forma aos pós, geralmente através da aplicação de pressão e a consolidação denominada sinterização, na qual é realizado um aquecimento das peças (verdes) que anteriormente sofreram conformação, a temperaturas específicas, mas sempre inferiores à temperatura de fusão do material original, as velocidades de aquecimento e arrefecimento são controladas de forma a ocorrer difusão ou formação de uma fase viscosa ou até mesmo fusão parcial. Desta forma, consegue-se uma ligação interparticular eficiente resultando numa densidade que se quer o mais próxima possível da densidade do maciço com a mesma composição física. O facto de ser necessário temperatura e tempo elevados induz não só fenómenos de recristalização, mas pode também contribuir para aumento da cinética de crescimento do tamanho de grão. Assim, se se pretender manter o tamanho de grão das partículas, dever-se-á utilizar técnicas alternativas. Em consequência, é necessário uma técnica na qual o incremento da temperatura possa ser significativo, mas que atue durante um curto espaço de tempo. Várias técnicas têm surgido, onde o fator tempo é minimizado em relação à temperatura, entre as quais processos que possam por atrito interparticular induzir aquecimentos nas fronteiras de contacto, como ocorre pelo efeito de ondas de choque, induzidas pela detonação de explosivos. Esta técnica permite conseguir compactos/consolidados de elevada densidade em microssegundos sem adição de qualquer aditivo ou ligante [Lennom, 1979].

1.4. Compactação/consolidação dinâmica

A compactação dinâmica é uma técnica que apresenta vantagens a nível económico e ambiental, pois reduz significativamente os gastos energéticos nos materiais que exigem elevadas temperaturas de processamento, como é o caso dos aços evitando o crescimento de grão. A pressão resultante da progressão de uma onda de choque no decorrer da detonação de um explosivo, é suficiente para atingir a consolidação [Prummer,1973]. Os resultados, publicados por Prummer, 1973 utilizando a compactação dinâmica, indicam por exemplo, que para o alumínio a densidade final é cerca de 99% TMD² da densidade teórica e para o aço é 99,4% TMD da densidade teórica. Contudo, é de realçar que em muitos casos, não se atinge a consolidação, apenas ocorre compactação e, neste caso, tem de se recorrer ainda à sinterização. No entanto, a temperatura e o tempo de sinterização são em geral menores do que os usados na sinterização de compactados convencionais [Prummer, 1973].

A compactação/consolidação depende do efeito das ondas de choque nas partículas. A onda de choque define-se como uma forte alteração da pressão que ocorre, num meio material, que modifica a temperatura interparticular e contribui para a melhoria da densidade, é um instrumento essencial no processo de densificação de materiais por explosivo [Carton, 1997].

A onda de choque no meio material é gerada pelo impacto de um disco, de faces planas, ou pelo processo de detonação de um explosivo

Carton (1997) citando Linse (1985) revela as regiões de compactação (Figura 2). Estas regiões nem sempre são sequenciais, podem se sobrepor ou mesmo estar ausentes. A região na qual ocorre a densificação principal depende das propriedades mecânicas do material, assim como das tensões e da distribuição da temperatura.

² TMD do inglês theoretical maximum density, ou seja a densidade real do pó

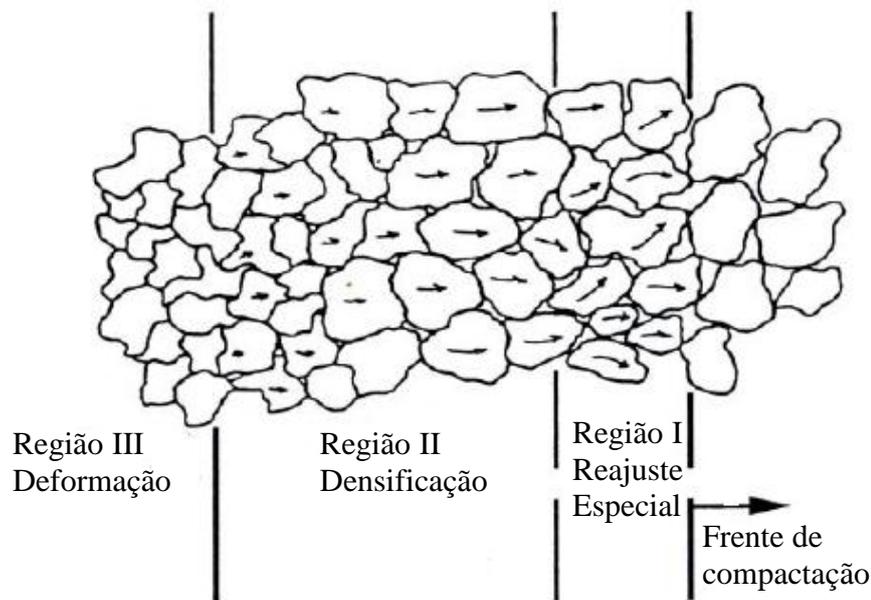


Figura 1- Representação esquemática das três regiões de densificação na zona de compactação [proposto por Linse (1985) e adaptado por Carton, (1997)].

De seguida, são descritas de forma resumida as diversas regiões de compactação.

Região I- A velocidade inicial das partículas, no início da formação da onda de choque, faz com que elas se reorganizem, diminuindo o espaço onde não há partículas. Nesta região, é onde se atinge uma maior velocidade relativa entre partículas, a pressões baixas e com níveis de densificação relevantes. A deformação é reduzida e a ligação interparticular é fraca, porque não há um incremento significativo da temperatura.

Região II- No decorrer da densificação, há um maior número de pontos de contacto entre as partículas. O calor proveniente do atrito e da deformação aumenta a plasticidade das partículas ou até mesmo pode conduzir à sua fusão superficial. A velocidade relativa entre partículas diminui continuamente ao longo desta região, até que elas se movam a uma velocidade uniforme, como acontece no início da região III.

Região III- Nesta região ocorre uma densificação complementar como resultado da fratura das partículas e da deformação do meio. As pressões elevadas são necessárias para induzir uma reduzida diminuição da porosidade. Nesta etapa a continuação da densificação, muitas vezes é acompanhada de defeitos consideráveis.

Um outro autor, Roman (1999) citado por Sethi, G *et al* (2008) apresenta um esquema que pretende relacionar o tamanho das partículas em função da velocidade de compactação (Figura 2), onde se distinguem seis regiões: A, B, C, D, E e G, que traduzem

fenómenos que ocorrem de acordo com tamanho das partículas em função da velocidade de compactação. Na zona A, a compactação é quase estática, a onda formada não é de choque, uma vez que a sua velocidade é inferior à do som. Na zona B, ocorre um comportamento idêntico à zona A, apesar de existir onda de choque, há fenómenos de atrito particular. A zona C é caracterizada por elevada energia de compactação consequentemente uma elevada deformação plástica. A zona D, zona na qual velocidade de compactação é maior para tamanhos de partícula elevados, neste caso pode ocorrer aumento localizado da temperatura com maior predominância nas zonas de contacto interparticular, potenciando fusão do material (Consolidação). As zonas E, F e G são prolongamentos das zonas B, C e D respetivamente mas com densificação incompleta. Cada uma destas zonas é dividida por curvas que separam cada uma das zonas enumeradas anteriormente [Sethi, G., *et al*, (2008)].

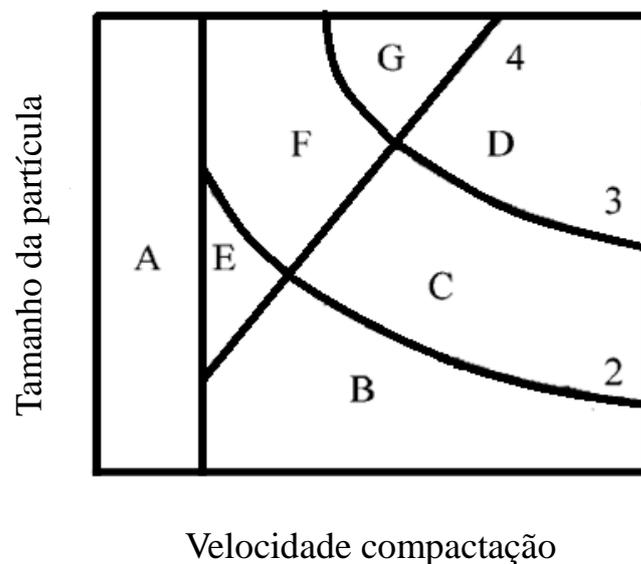


Figura 2- Representação esquemática de zonas distintas de densificação [Adaptado Sethi, G. (2008) proposto por Roman, 1990)].

A configuração cilíndrica (Figura 3) é um método direto porque o explosivo está em contacto com reservatório metálico onde está o material a compactar. A montagem consiste num tubo metálico, onde está contido o material a compactar/consolidar, fechado nas duas extremidades e cercado por explosivo. A vantagem desta geometria é que a absorção de energia é compensada pelo aumento da energia devido à convergência da onda, pois à medida que o volume (raio) de compactação diminui a pressão aumenta. O

detonador é inserido na parte superior do de um tubo de PVC³, onde é iniciada a detonação, que se propaga de forma perpendicular ao eixo do cilindro, dando origem a pressões elevadas. O tubo metálico, onde estão os pós, implode induzindo a compactação do material.

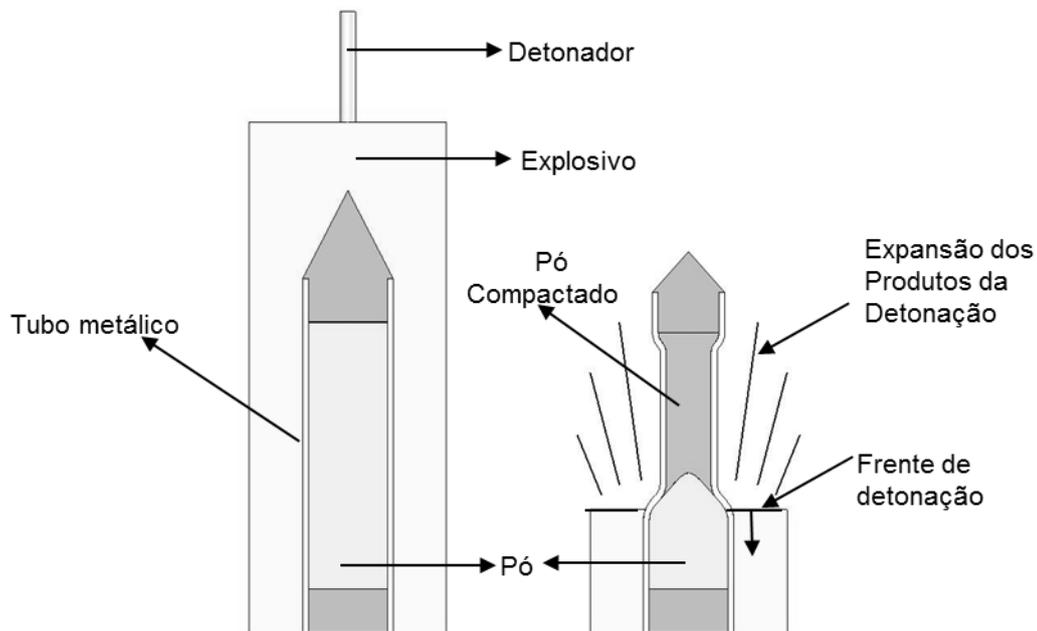


Figura 3- Representação esquemática do processo de compactação utilizando a geometria cilíndrica [proposto por Prummer (1973) e adaptado Farinha, A. R. (2008)].

Os parâmetros que influenciam o resultado final desta técnica são os seguintes:

- **O explosivo**, fonte de energia do processo, tem influência direta na pressão e consequentemente na onda de choque. Quando ativado liberta energia de forma extremamente rápida, dado que os produtos de reação gasosos estão num estado de compressão elevado. A maior parte do trabalho realizado ocorre devido à expansão dos gases. Os explosivos dividem-se em explosivos ideais e não ideais. Segundo Carton (1997), para trabalhos de compactação são indicados os explosivos que permitam ondas de detonação de maior duração. No presente trabalho, os explosivos utilizados foram o ANFO (mistura de nitrato de amónio e hidrocarbonetos) e uma emulsão explosiva (mistura de nitrato de amónio e nitrato de sódio em solução aquosa emulsionada por uma mistura de hidrocarbonetos e sensibilizada com microesferas ocas de vidro (MEOV)). A vantagem da utilização da emulsão explosiva é a possibilidade de se poder variar a velocidade de

³ PVC- Policloreto de vinilo

detonação pela alteração do teor de MEOV. Assim, quanto maior for a quantidade MEOV, menor será a velocidade de detonação, para quantidades de MEOVS entre 5 -15% (m/m) [Mendes, *et al*, 2010].

- **Reservatório do material a compactar**, normalmente é um tubo metálico, muitas vezes de aço, em que as suas características têm influência na compactação. O material e as suas características geométricas (espessura e diâmetro) são relevantes, quando se procura otimizar o processo [Carton, 1997].
- **Material a compactar** é caracterizado por um determinada forma, tamanho, densidade, composição química, propriedades mecânicas. Destas características depende o sucesso do método. A forma e o tamanho das partículas são dois parâmetros importantes, pois influenciam a densidade em verde e a probabilidade de acumulação de gases no verde. A densidade em verde está relacionada com a carga utilizada na pré-compactação e com a distribuição granulométrica, parâmetro essencial, pois afeta a velocidade do som e a impedância de choque, que por sua vez determina a pressão e a velocidade da onda de choque no material durante a compactação [Carton, 1997].

Para além disso, as condições da detonação por explosivos, para se produzirem compactos com elevada densidade e ligação interparticular, dependem do tamanho e da forma das partículas [Pruemmer, 1973].

A compactação dinâmica com recurso a explosivos está orientada para pulverotecnologia, normalmente com dimensões bem mais pequenas do que as aparas (micrométricas e nanométricas). No entanto, em 1991 Gao, compactou com sucesso fios de aço carbono com 300 a 2500 μm de diâmetro, com objetivo de perceber os mecanismos do comportamento dos pós, quando estão bem organizados, uma vez que os pós têm tendência para uma organização aleatória. O autor observou fenómenos de fusão e ligação na superfície dos fios e constatou também que a consolidação é mais eficiente no material que apresentava, inicialmente, a superfície limpa [Gao, J., 2001].

Portanto, o presente trabalho tem como objetivo principal estudar o efeito da compactação dinâmica em diversas aparas metálicas, em geral, resultantes de maquinagem de alta velocidade, materiais que sofreram forte deformação plástica durante operações de maquinagem e apresentam formas e dimensões alongadas e heterogéneas.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

2.1. Matéria-prima

As matérias-primas utilizadas no âmbito do presente estudo foram aparas ferrosas e não ferrosas resultantes de processos de maquinagem, a diferentes velocidades de corte. As aparas não ferrosas eram essencialmente oriundas de três ligas de alumínio e uma de cobre puro. No que concerne às aparas de ligas ferrosas, foram escolhidas as resultantes da maquinagem de um aço ferramenta.

2.1.1. Aparas de ligas de alumínio

As aparas selecionadas eram provenientes da maquinagem das ligas de alumínio 5083, 6061 e 7022, cuja composição química típica está apresentada na Tabela 4.

Tabela 4- Composição química das ligas de alumínio [Matweb, 2012], [Certal, 2012].

Elemento	Mg	Mn	Cr	Si	Fe	Cu	Zn	Outros (cada)	Outros Total	Al
5083 (% pd)	4,0-4,9	0,4-1,0	0,05-0,25	0,4 Máx.	0,4 Máx.	0,1 Máx.	--	0,05 Máx	0,15 Máx	restante
6061 (% pd)	0,8-1,2	0,2 Máx	0,04-0,4	0,4-0,8	0,7 Máx	0,2-0,4	0,3Máx	0,05 Máx	0,15 Máx	restante
7022 (% pd)	1,0-1,4	0,05-0,5	0,1-0,35	0,35 Máx.	0,4 Máx.	0,2 Máx.	4,0-5,0	--	--	restante

A liga 5083 é uma liga endurecida por encruamento, recorrentemente utilizada na indústria aeronáutica. No que diz respeito às ligas 6061 e 7022 são ligas que podem ser endurecidas por tratamento térmico, que exibem propriedades adequadas para as mais variadas aplicações, como são exemplo a construção cívil, a indústria automóvel, a indústria química/alimentar e aeronáutica.

A Figura 4 ostenta as dimensões e formas das aparas de alumínio 5083 e 6061.

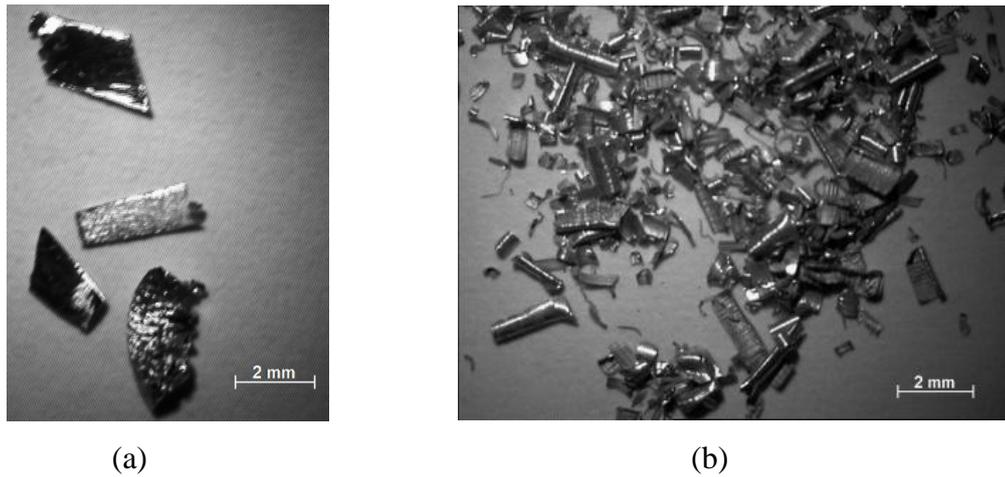


Figura 4- Micrografias das aparas de alumínio: a) apara de liga de alumínio 5083; b) apara da liga de alumínio 6061.

2.1.2. Aparas de cobre puro

Neste caso as aparas resultaram da maquinagem a alta velocidade de cobre puro. A maquinagem foi realizada por uma fresa de 10 mm, com uma velocidade de corte 220 m/min e de avanço de 2000 mm/min. A Figura 5 mostra as dimensões e formato das aparas.



Figura 5- Micrografias das aparas do cobre puro.

2.1.3. Aparas de aço ferramenta

As aparas estudadas eram provenientes da maquinagem de alta velocidade do aço ferramenta H13 (AISI⁴), cuja composição química está apresentada na Tabela 5.

Tabela 5- Composição química do Aço H13 [Matweb, 2012].

Elemento	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Fe
(% pd)	0,32-0,45	0,80-1,25	0,20-0,60	4,75-5,50	1,10-1,75	0,80-1,20	restante

Em geral, o aço H13 é utilizado para fabrico de moldes e ferramentas especiais, pois é facilmente temperável, permitindo conseguir uma microestrutura uniforme e atingir durezas elevadas, compatíveis com um aumento significativo de durabilidade, em particular devido à sua boa resistência ao desgaste. Na Figura 6 é evidenciada a forma e dimensão das aparas de aço.

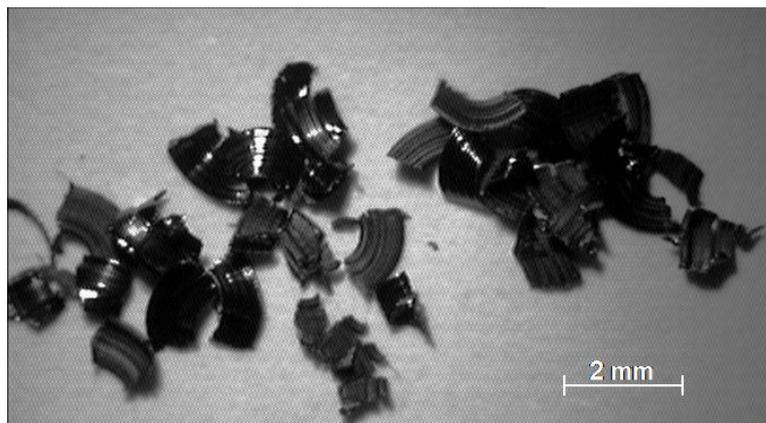


Figura 6- Micrografia das aparas do aço H13.

⁴ AISI- American Iron and Steel Institute, norma utilizados na classificação aços

2.2. Metodologia experimental

A metodologia experimental que foi adotada neste trabalho começou pela receção e preparação da matéria-prima (aparas) e pré-compacção, por prensagem uniaxial, seguida de consolidação dinâmica, por ondas de choque geradas pela detonação de um explosivo. Por fim, com objetivo de evidenciar o efeito da compactação dinâmica na microestrutura do compacto, após preparação adequada, as diversas amostras foram analisadas em detalhe.

2.2.1. Aparas “*tal e qual*”

As aparas provenientes da maquinagem convencional não podem ser tratadas na forma “*tal e qual*”, devido ao seu formato em espiral e ao seu tamanho. Já as aparas provenientes da maquinagem de alta velocidade foram tratadas na forma “*tal e qual*”, pois já possuíam o tamanho pretendido e não apresentavam vestígios de contaminação.

2.2.2. Preparação das aparas provenientes de maquinagem

O facto dos tubos de aço, nos quais se colocam as aparas (reservatório) para serem posteriormente compactadas, apresentarem um diâmetro interno pequeno, 13 mm, para se conseguir uma pré-compacção acima de 70% TMD⁵ foi necessário cortar as aparas com um tamanho adequado de forma a conseguir um menor número de espaços vazios entre aparas. O corte foi feito manualmente.

Após cortar as aparas procedeu-se à sua separação em duas granulometrias diferentes, para isso foi utilizado um peneiro de 18 mesh que permitiu por um lado obter apara inferior a 1 mm e por outro superior a 1 mm. Assim, foi possível analisar a influência da granulometria da apara nos produtos resultantes da compactação por detonação de explosivos.

Com o objetivo de retirar toda a sujidade proveniente dos processos de maquinagem, as aparas foram sujeitas a ultrassons em fase líquida de álcool etílico seguida de água desionizada. Depois as aparas foram secas numa estufa a 90° C, durante cerca de uma hora e trinta minutos.

⁵ TMD do inglês Theoretical Maximum Density, ou seja a densidade real

2.2.3. Pré-compacção

Após preparação as aparas foram sujeitas a uma pré-compacção. Assim, os tubos cilíndricos de aço foram projectados, de forma a se conseguir um pré-compacto de aparas com 10 mm de altura. No mesmo tubo foram pré-compactadas aparas referentes ao mesmo material, mas com granulometria diferente. Estes pré-compactos foram individualizados por um separador de aço. Esta configuração serviu apenas como um pré-teste, uma vez que a matéria-prima era escassa, daí terem resultado compactos pequenos, que se esboroavam na base e na proximidade da tampa. Uma vez que a pastilha apenas tinha 10 mm, este efeito era muito significativo. Portanto, surgiu a necessidade de usar tubos diferentes para cada granulometria. Na Figura 7 estão apresentadas as diferentes configurações.

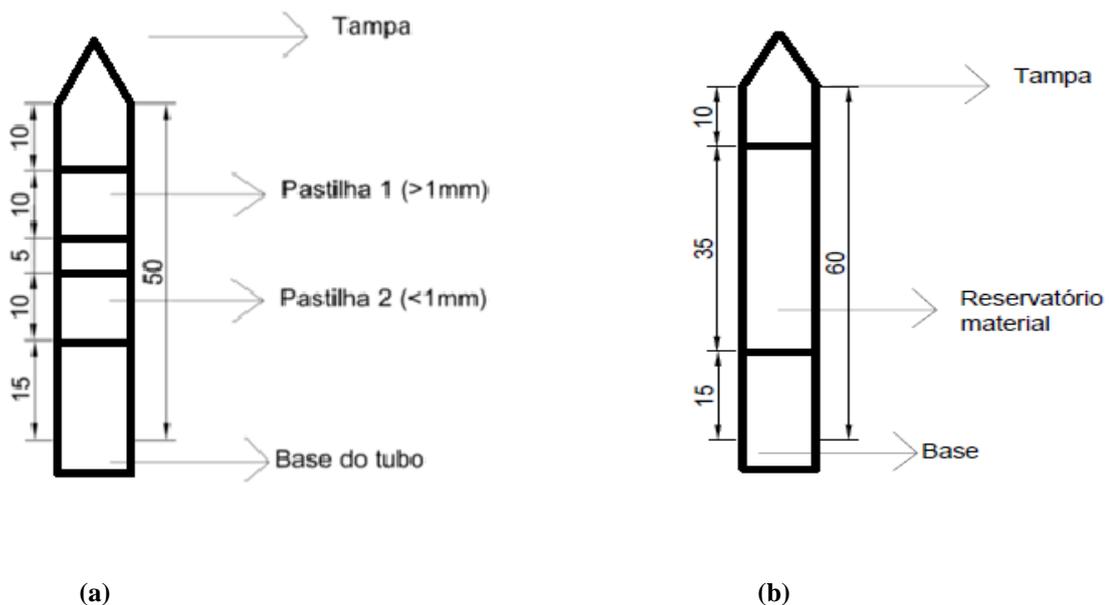


Figura 7- a) Configuração cilíndrica inicial; b) Configuração cilíndrica otimizada.

A pré-compacção foi conseguida através de prensagem uniaxial a frio, com recurso a uma prensa hidráulica. Para todos os casos estudados, foi utilizada uma carga compressiva de 6 toneladas que corresponde, para a geometria adotada, a uma pressão de 450 MPa, à exceção das aparas da liga de alumínio 5083, com granulometria inferior a 1 mm, em que se utilizou uma pressão de 900 MPa, pois facilmente se atinge densificação de 100%, assim conseguiu-se comparar o material consolidado por explosão, mas com diferentes densidades iniciais. Neste último caso, no tubo foi também incorporada uma pastilha de pó de alumínio, com um de tamanho médio particular de 325 mesh, pré-

compactada com uma pressão de 900 MPa, de forma a comparar o efeito da compactação entre a apara e os pós pré-compactados nas mesmas condições.

No final da pré-compactação foi estimada a densidade em verde dos tubos depois de cheios.

2.2.4. Compactação por explosivos

A compactação dinâmica consiste em aplicar ao material elevadas pressões da ordem das dezenas GPa, através de um gerador de ondas de choque - um explosivo. Em virtude do processo de detonação ocorrer num reduzido intervalo de tempo da ordem de μs , o processo é praticamente adiabático. Assim, ocorre apenas um aumento localizado de temperatura tornando possível a conservação do tamanho do grão, em particular quando nanométrico. Neste estudo, como já referido, a geometria cilíndrica foi adotada para compactar as aparas. No gerador de ondas de choque foram utilizados dois tipos de explosivos civis. O ANFO era constituído por uma mistura de nitrato de amónio com hidrocarbonetos (94/6% (m/m)), com uma densidade que variava entre 0,76 e 0,80 g/cm^3 , permitindo uma baixa velocidade de detonação e um custo reduzido. Este foi o explosivo usado inicialmente, mas os resultados conseguidos não foram os idealizados, uma vez que a pressão não foi suficiente para compactar as aparas de forma eficiente. Uma forma de solucionar esse problema passava por aumentar a velocidade de detonação e para isso foi necessário recorrer a um explosivo que atingisse velocidades de detonação superiores. Tal como foi o caso de uma emulsão sensibilizada com microesferas ocas de vidro (MEOV). A matriz do explosivo consistia numa mistura de nitrato de amónio, água e vários de hidrocarbonetos (óleos e ceras), com uma proporção mássica de 84/10/6 (m/m) [Mendes, R., *et al*, 2010]; a sensibilização da matriz com 5-15% de MEOV conduziu a uma densidade que variava aproximadamente entre 1,05 g/cm^3 e 0,8 g/cm^3 e que atingia uma variação da velocidade de detonação praticamente linear, entre 5000 m/s e 3500 m/s.

Para medir a velocidade de detonação em cada ensaio, foram utilizadas quatro sondas de ionização, preparadas de forma manual. Estas foram colocadas na parte inferior do tubo de PVC, onde está o explosivo, e distavam uma das outras 15 mm. Na parte superior dos tubos de PVC foram feitos dois a três furos com uma broca de 2 mm de modo a facilitar a saída do ar e garantir o enchimento homogéneo do tubo, além de ser também necessário à expulsão dos gases resultantes do processo de consolidação. As sondas foram colocadas de forma a permitir o contacto com o explosivo. Após deteção da passagem da

onda de detonação o sinal elétrico era enviado para um osciloscópio digital e medido o intervalo de tempo entre sondas consecutivas. A partir do tempo (μs) e da posição (mm), através de uma regressão linear, foi possível conseguir a equação de uma reta, cujo declive correspondia à velocidade de detonação.

2.2.5. Análise do material após compactação

Após a detonação, as aparas foram transformadas em compactos, que foram cortados de forma a se conseguir analisar em detalhe o material em função da sua posição no tubo (reservatório das aparas). O corte foi efetuado com recurso a uma serra circular de baixa rotação e com uma refrigeração adequada de forma a minimizar a exposição do compacto ao calor que advinha da operação de corte. Cada compacto foi seccionado a diferentes alturas e analisado através de cada uma das amostras resultantes.

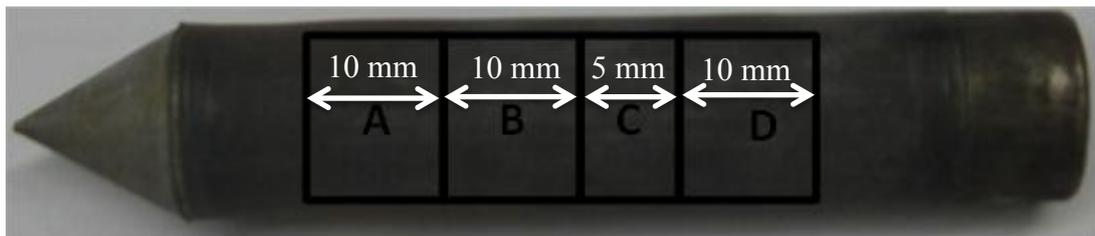


Figura 8- Esquema de corte das amostras.

De seguida para análise das diferentes amostras foi necessário recorrer ao polimento de uma das suas superfícies. Assim, após desbaste seguido de polimento grosseiro (lixas SiC com diferentes granulometrias), foi efectuado um polimento fino com suspensão de diamante ($3\ \mu\text{m}$).

Na Tabela 6 encontram-se compiladas todas as técnicas aplicadas para caracterização das amostras.

Tabela 6 - Caracterização das amostras.

Propriedades	Técnica	Equipamento
Microestrutura	Ataque Químico	Microscópio ZEISS
Tamanho da cristalite	Difração de Raios X	Difractorómetro da Philips modelo X'Pert
Morfologia, Ligação interparticular	Microscopia Eletrónica	Microscópio Eletrónico de Varrimento, FEI Quanta 400FEG ESEM / EDAX Genesis X4M
Dureza	Ultramicrodureza	Ultramicrodurómetro Fisherscope H100

2.2.5.1. Ataque químico

A microestrutura pode ser observada recorrendo a reagentes químicos, que conseguem realçar os contornos dos grãos, provocando diferentes tonalidades que podem ser observadas ao microscópio ótico [Metallography and Microstructures, 2004].

O ataque químico, que foi realizado numa haste, devido aos gases que se libertavam, consistiu em submeter a superfície da amostra a uma mistura de reagentes, durante breves segundos. Em seguida, a amostra foi lavada com água e seca com um secador [Rohde, R. A., 2010]. Por fim, foi analisada recorrendo a um microscópio ótico e avaliada a microestrutura, em particular o seu tamanho de grão, se tiver dimensão capaz de ser resolvido por esta técnica de análise. Quando a microestrutura não estava bem diferenciada, teve de se repetir o processo, até se conseguir a qualidade desejada. O

microscópio utilizado dispunha de uma câmara fotográfica, que permitiu registar as microestruturas analisadas.

No ataque químico das ligas de alumínio foi utilizado o reagente de Poulton modificado, que consistia numa solução de 30 ml de HCl (conc.), 40 ml HNO₃ (conc.), 2,5 ml HF; 12 g CrO₃, 42,5 ml H₂O. No cobre foi usada uma mistura de NH₄OH e H₂O₂ a uma proporção de 1/10 (v/v). Já para o aço o reagente selecionado foi o Nital a 2% que composto por ácido nítrico e álcool [Metallography and Microstructures, 2004].

2.2.5.2. Microscopia eletrónica de varrimento (SEM)⁶

A microscopia eletrónica do varrimento é uma técnica que consegue produzir imagens com boa resolução e profundidade campo. A interação de um feixe fino de electrões focalizado sobre a área a analisar gera uma série de sinais que podem ser utilizados para caracterizar algumas propriedades da amostra. Da interação entre o feixe de electrões e os átomos da amostra, surgem diferentes tipos de radiação: electrões de elevada energia ou retrodifundidos, electrões de baixa energia ou secundários, electrões Auger, electrões absorvidos, electrões transmitidos, radiação X, característica e contínua, electrões difractados, etc.. Cada uma destas radiações pode ser traduzida em informação acerca da amostra, desde que se disponha de detetores.

Na caracterização das amostras, foi utilizado um microscópio eletrónico de varrimento, equipado com EDS⁷ para microanálise, FEI Quanta 400FEG ESEM / EDAX Genesis X4M, (CEMUP⁸).

2.2.5.3. Difração raios X (DRX)⁹

A estrutura cristalina das amostras foi estudada por difração de raios X. Estes são gerados por bombardeamento de um alvo metálico (anticátodo) com um feixe de electrões de elevada energia. Alguma da energia do contacto entre os raios X e o material a analisar é difundida de forma coerente, revelando o cristal. Os domínios coerentes de difração caracterizam-se por empilhamento regular de átomos e planos cristalinos que possuem uma

⁶ SEM- Scanning Electron Microscopy ou seja Microscopia Eletrónica de Varrimento

⁷ EDS- Energy Dispersive Spectroscopy ou seja Espectrometria de Energia Dispersiva

⁸ CEMUP, Centro de Engenharia Mecânica da Universidade do Porto

⁹ XRD- X-ray Diffraction, ou seja Difração raios X

distância interplanar função do material/fase. Tal origina a difração e permite determinar as fases cristalinas do material em estudo, aplicando a equação de *Bragg*,

$$n \times \lambda = 2 \times d_{hkl} \times \text{sen}\theta \quad (1)$$

onde, n é um número inteiro que define a ordem de reflexão, λ o comprimento de onda dos raios X, d_{hkl} corresponde à distância interplanar entre cristais, o θ é o ângulo de difração.

Os ensaios foram executados num difratômetro Philips, modelo X'Pert, com uma geometria Bragg-Brentano, com uma tensão 40 kV e intensidade de corrente de 35 mA com um ângulo de incidência 2θ num intervalo de difração de 40° a 120° , com um passo de $0,08^\circ$ e 2 s de aquisição por canal. O anticátodo utilizado foi o de cobalto $\lambda K\alpha 1=0,178896$ nm e $\lambda K\alpha 2=0,179285$ nm.

As distâncias interplanares do material/fase foram identificadas por comparação com os valores tabelados nas fichas ICDD¹⁰

O diâmetro médio das cristalites foi definido como o tamanho médio do domínio da estrutura cristalina que difrata coerentemente. Para estimar o tamanho da cristalite pela largura a meia altura dos picos, foi usada a equação de *Scherrer*, no entanto quando existem tensões internas não é possível utilizar esta equação.

$$\phi = \frac{K \times \lambda}{(FWHM) \times \cos \theta} \quad (2)$$

onde, ϕ é o tamanho médio da cristalite; K é uma constante que toma o valor de 0,9 e depende do tamanho da cristalite; λ é o comprimento de onda dos raios X; $FWHM$ é a largura a meia altura dos picos em radianos; θ é o ângulo de difração.

Quando o material apresenta tensões residuais é necessário utilizar equações mais complexas, que entrem em conta com as tensões residuais e o alargamento dos picos devido ao equipamento utilizado. Assim, foi utilizada a equação 3, que considera as tensões como Gaussianas e o tamanho de grão como Lorentziano,

$$\frac{\beta_{fis}^2}{\text{tg}^2 \theta} = \frac{K \lambda}{\phi} + \frac{\beta_{fis}}{\text{tg} \theta \text{ sen} \theta} + 16 \varepsilon^2 \quad (3)$$

¹⁰ ICDD- Internacional Center for Diffraction Data

onde, β_{fis}^2 é a largura a meia altura ou largura integral, θ é o ângulo difração, K é uma constante que assume o valor de 0,9, λ é o comprimento de onda, \emptyset é o tamanho da cristalite e por fim o ε são as tensões intrínsecas.

Em resumo, existem fatores que influenciam a largura de um pico: o tamanho da cristalite, as tensões internas, o erro associado ao equipamento e a configuração utilizada. Para eliminar o erro do equipamento procedeu-se à utilização de um difratograma padrão resultante da difração de LaB₆, registado nas mesmas condições dos difratogramas das amostras analisadas. Com os dados dos dois difratogramas, conseguiu-se suprimir o erro do equipamento, quando se subtrai a largura do pico da amostra em análise da largura do pico do LaB₆, tornando assim os resultados mais fiáveis.

Os dados foram tratados num software de análise, onde se procedeu ao ajuste dos picos com auxílio de uma função do tipo Voigt.

2.2.5.4. Ultramicrodureza

A técnica utilizada nos ensaios de dureza foi a ultramicrodureza com um indentador de Vickers. Esta técnica permitiu medir a profundidade de indentação em função do valor da carga aplicada pelo indentador no compacto na amostra.

O ensaio compreende quatro fases, uma de aplicação carga, desde a carga mínima à carga máxima, seguida de uma fase de manutenção à carga máxima, posteriormente outra de descarga até à carga mínima e uma última de manutenção à carga mínima. A carga é aplicada de maneira a que a profundidade de indentação seja praticamente constante, no processo de carga ou descarga [Antunes, J. M., *et al*, 2001].

No presente trabalho foi utilizado o Ultramicrodurómetro Fisherscope H100, que era constituído por uma cabeça de medição posicional com o auxílio de um microscópio ótico, uma unidade de controlo e avaliação e um computador para aquisição e tratamento de dados. Os dados adquiridos foram tratados com auxílio do software Hardness 6.10. [Antunes, J. M., *et al*, 2001].

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste capítulo estão reunidos os principais resultados e respectiva discussão do estudo realizado. Após análise detalhada da pré-compactação e da compactação/consolidação dinâmica das aparas por ondas de choque geradas pela detonação de um explosivo, particular enfoque foi dado à caracterização do produto final.

A técnica de compactação/consolidação usada no presente trabalho parece nunca ter sido aplicada a aparas metálicas, de acordo com a bibliografia disponível na “web knowledge,” mas sim, na compactação/consolidação de pós.

A compactação dinâmica é influenciada por características quer do material e da montagem utilizada, quer dos parâmetros do processo, como é o caso da velocidade de detonação.

3.1. Pré-compactação

Cada tubo foi cheio com aparas dos diferentes materiais a estudar. De seguida o seu conteúdo foi pré-compactado com recurso à prensagem uniaxial a frio. É de salientar que a apara foi compactada passo a passo, dado que o material tinha dimensões da ordem dos milímetros e uma geometria com um fator de forma muito diferente de 1, logo uma densidade muito baixa tornando difícil a sua acomodação.

De início, foram concebidos os ensaios que permitiram estudar a evolução da densidade do verde em função da pressão utilizada. A Figura 9 mostra para um determinado tipo de apara o resultado da variação da densidade com a pressão aplicada. Tal permitiu concluir que uma pressão de 450 MPa era suficiente para que a pré-compactação atingisse os valores indicados na literatura para os materiais das aparas em estudo.

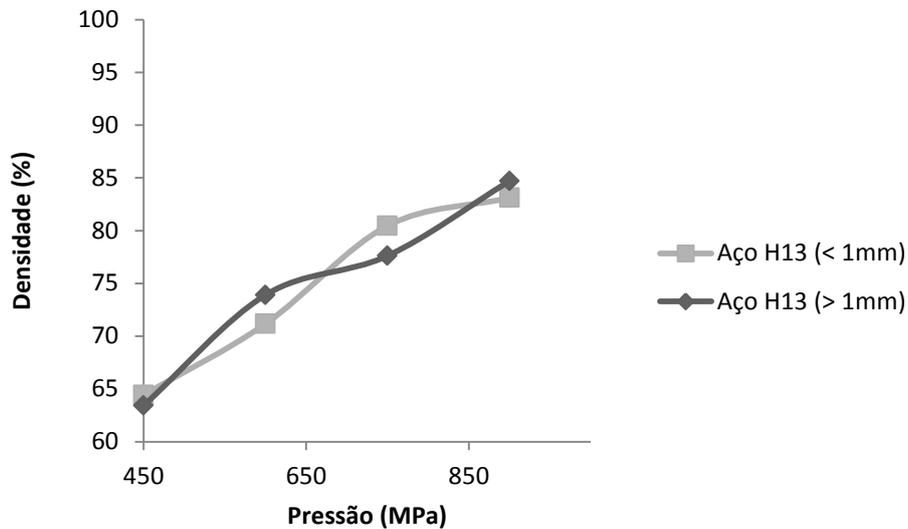


Figura 9- Otimização da pressão para o aço H13.

Após o estudo preliminar foram escolhidas, em função do tipo de material e granulometria, as pressões (Tabela 7).

Tabela 7- Condições de prensagem uniaxial a frio e densidade após prensagem.

Amostra	Apara/Material	Malha do peneiro (mm); (mesh)	Pressão (MPa)	% Densidade (TMD)
2_A	Pó Al	0,04 - 0,07; (325)	900	67
2_B	Al 5083	<1; (18)	900	94
3_A	Al 5083	>1; (18)	450	68
3_B	Al 5083	<1; (18)	450	84
4	Al 6061	<1; (18)	450	93
5	Al 6061	>1; (18)	450	92
6	Al 6061	>1; (18)	450	86
9	Al 7022	>1; (18)	450	61
8	Cu	<1; (18)	450	61
7	Aço H13	<1; (18)	450	49

Da comparação dos pós de alumínio com as aparas, constata-se que a uniformidade dos pós supera significativamente a geometria aleatória da apara. Mas tal não parece contribuir para um comportamento muito diferente de um em relação ao outro. Na verdade, o pó de alumínio apesar da sua configuração tem propriedades de

deformação plástica, que podem superar as das ligas de alumínio constituintes das aparas.

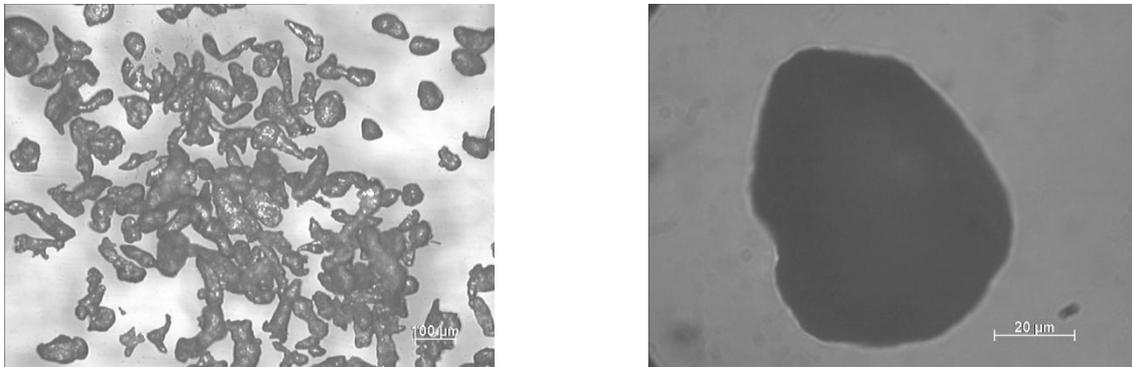


Figura 10- Micrografias do pó de alumínio.

Quando a pressão utilizada em todos os materiais era de 450 MPa, as ligas de alumínio eram de todos os materiais estudados, aquelas que atingiam maiores densidades em verde, à exceção da liga 7022, que apresentava apenas uma densidade abaixo dos 70%, cuja a razão deste comportamento pode estar no tamanho das aparas ser substancialmente maior que 1 mm.

No que diz respeito ao cobre, este atingiu valores de 61% TMD, que se encontravam dentro dos valores referidos na literatura como ideais para a densidade em verde antes da compactação. Já no caso das aparas de aço, estas apresentavam valores de densidade ligeiramente inferiores aos 50% TMD.

Os valores das densidades em verde estão, em geral, relacionados com a ductilidade característica de cada um dos materiais em questão. Quanto maior a ductilidade, maior a densidade em verde, daí as ligas alumínio apresentarem o valor máximo e as aparas de aço o mínimo.

3.2. Compactação dinâmica

Nos primeiros ensaios foi utilizado o explosivo ANFO, caracterizado por induzir baixas velocidades de detonação. Em consequência, a pressão atingida no interior do compacto não foi suficiente para consolidar as aparas e na fase de obtenção das amostras, durante o corte, esboroavam-se, dificultando o polimento. Como já foi

referido, a solução foi utilizar um explosivo que permitisse uma gama de velocidades de detonação superiores.

Na avaliação da velocidade de detonação foram utilizadas sondas de ionização colocadas em contacto com o explosivo, método considerado direto. As sondas, assim que detetavam a passagem da onda de detonação geravam um sinal elétrico associado a um instante temporal (μs). A Figura 11 mostra, a título de exemplo, um gráfico típico dos sinais captados por um osciloscópio digital em função do tempo, com uma resolução temporal de 4 ns.

Como já referido, em praticamente todos os ensaios realizados, as velocidades de detonação foram medidas com recurso a sondas de ionização, todavia por diferentes razões nem todas elas forneceram sinais adequados.

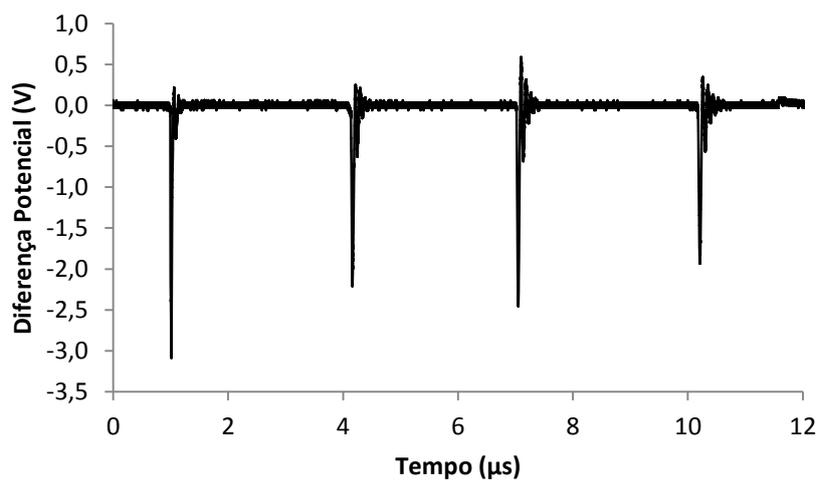


Figura 11- Sinais captados pelo osciloscópio (compacto 7).

Antes da detonação foi medida a posição, em mm, que as mesmas sondas ocupavam no tubo de PVC, desta forma foi possível, através do método dos mínimos quadrados, gerar a equação da reta que representa a distância percorrida pela onda durante o processo em função do tempo, e conseqüentemente determinar a velocidade de detonação (Figura 12).

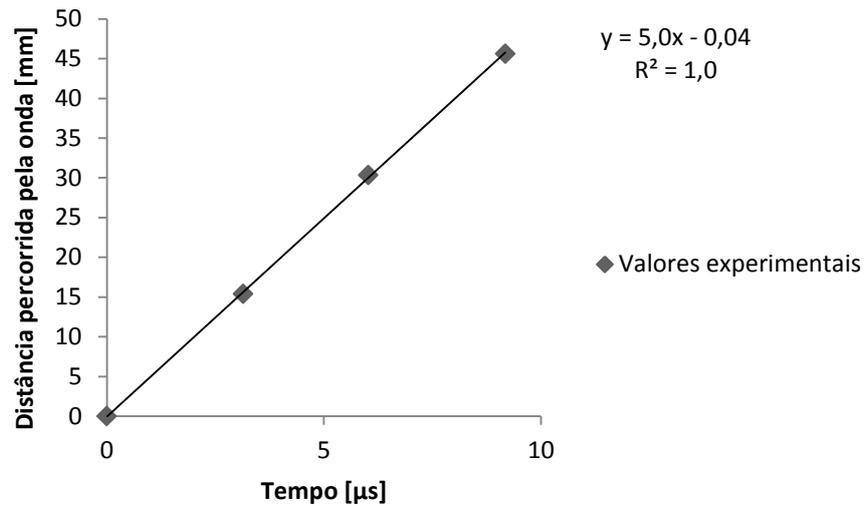


Figura 12- Gráfico da distância percorrida pela onda de choque em função do tempo (compacto 7).

A Tabela 8 mostra uma compilação das condições de compactação/consolidação para os materiais em estudo.

Tabela 8- Condições de compactação por explosivos.

Amostra	Material	Explosivo	Densidade do Explosivo (g/cm^3)	Velocidade de detonação ($\text{mm}/\mu\text{s}$)
2_A	Pó Al	ANFO	0,81	2,7
4	Al 6061	Matriz + 15% MEOV	0,81	3,7
6	Al 6061	Matriz + 5% MEOV	1,07	4,8
9	Al 7022	Matriz + 5% MEOV	1,07	5,0

Através da análise da Tabela 8 observou-se que a densidade do explosivo aumentava com a diminuição da quantidade de MEOV adicionadas à matriz, quanto maior a quantidade de MEOV, menor a velocidade de detonação [Mendes, R. *et al*, 2010].

A Figura 13 mostra o aspecto geral dos compactos antes e após detonação. Durante a detonação o compacto deveria sofrer contração, facto que não foi observado

em todos os tubos, devido em alguns casos aos valores de pré-densificação serem elevados.



Figura 13- (a) Tubo antes da compactação; (b) Tubo após compactação.

3.3. Caracterização das amostras

Neste sub-capítulo os resultados estão apresentados por classe de material, como função crescente da sua temperatura de fusão, ou seja ligas de alumínio, depois cobre e por fim aço. Quanto menor o ponto de fusão do material menor é a energia necessária para a sua refusão e conseqüentemente menor o impacte ambiental. Assim, a compactação/consolidação dinâmica parece mais atrativa para o caso dos aços (pontos fusão da ordem de 1440-1530 ° C) do que para as ligas de alumínio (≤ 650 ° C). No entanto, a mais-valia da compactação/consolidação dinâmica não reside apenas na diminuição de energia consumida pelos processos de fabrico, mas também na possibilidade de produzir materiais nanoestruturados, a partir de resíduos metálicos sem grande valor comercial. Em muitos casos esses resíduos são submicrométricos ou mesmo nanocristalinos, devido ao estado de deformação extrema a que foram sujeitos aquando da sua formação.

3.3.1. Pós e aparas de ligas de alumínio

- **Pós de alumínio**

Uma vez que a detonação por explosivos já foi utilizada na compactação/consolidação de pós metálicos, em particular de alumínio e as primeiras aparas a estudar eram de ligas de alumínio, o estudo começou pela compactação de pós de alumínio, com objetivo de comparar o comportamento do pó com o das aparas, uma vez que estas possuem formas e dimensões distintas.

De todos os materiais estudados, o alumínio e as suas ligas são os mais dúcteis ou seja os que têm maior facilidade em se deformar, portanto necessitam de menor pressão para atingir este fim. Assim, nos estudos encetados inicialmente os ensaios de compactação dinâmica foram realizados com recurso a explosivos que induziram baixas velocidades de compactação e por conseguinte baixas pressões.

Os ensaios efetuados com ANFO produziram amostras homogéneas a partir de pós, sem macrodefeitos e sem porosidade.

As microestruturas referentes ao pó após consolidação apresentavam um tamanho de grão micrométrico bem definido, mas com dimensões heterogéneas. O processo de consolidação por ondas de choque conduzia a uma elevada compacidade. Apenas é visível alguma porosidade na superfície (Figura 14 (a)), em contraponto com a observada na secção transversal (Figura 14 (b)). Esta ligeira diferença pode derivar das condições de compactação, uma vez que, o explosivo ANFO pode não ter atingido as pressões necessárias para uma compactação/consolidação completa.

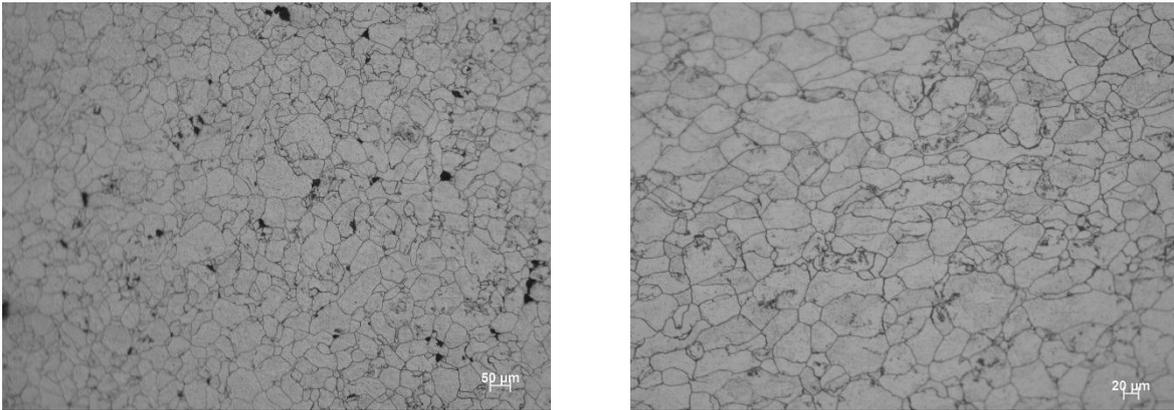


Figura 14- Micrografia da amostra Al_2A atacada com reagente Poulton's: a) superfície; b) secção transversal.

A Figura 15 evidencia a evolução da ultramicrodureza de Vickers função da distância ao centro do compacto.

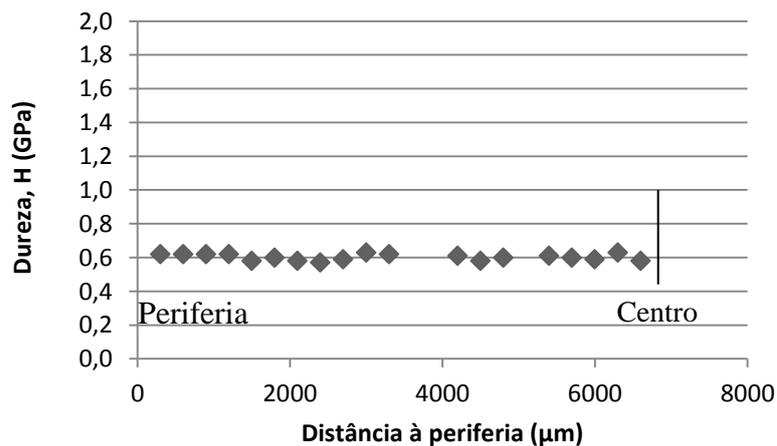


Figura 15- Evolução dureza em função da distância à periferia da amostra Al_2A.

A dureza média era de $0,60 \pm 0,02$ GPa, ou seja aproximadamente 60 HV. A evolução da dureza com a distância mostra pouca dispersão, justificada pela homogeneidade microestrutural já observada nas micrografias da amostra. Os valores da dureza para o alumínio são da ordem 0,15 GPa (Matweb). Os valores medidos podem reflectir por um lado, a contaminação da superfície por óxido de alumínio, por outro pode traduzir algum encruamento resultante de deformação que ocorreu durante o processamento dos pós.

- **Aparas da liga de alumínio 5083**

As aparas da liga 5083 foram as primeiras a ser compactadas/consolidadas, utilizando-se o explosivo ANFO.

Na Tabela 9 estão compiladas as condições utilizadas para compactação/consolidação desta liga assim como as características e a referência das amostras produzidas.

Tabela 9 - Parâmetros usados na consolidação dinâmica das aparas da liga de alumínio 5083.

Granulometria (mm)	Compacto	Densidade em verde (%)	Explosivo	Velocidade de detonação (mm/μs)	Designação da amostra
<1	2_B	94	ANFO	2,7	Al_5_2B
>1	3_A	68	ANFO	2,7	Al_5_3A
<1	3_B	84	ANFO	2,7	Al_5_3B

As amostras da liga alumínio 5083 após serem sujeitas às ondas de choque não apresentavam macrodefeitos, mas era evidente à vista desarmada o contorno das aparas e uma elevada porosidade revelando uma compactação/consolidação não eficiente, parecendo não existir ligação interparticular significativa. Uma vez que, como já referido, durante o corte para obtenção das amostras o compacto esboroava-se com frequência e os pedaços de aparas desagregavam-se, impossibilitando um bom acabamento final.

O ataque químico realizado com reagente Poulton's (Figura 16) evidenciou zonas mais escuras e é notória a presença de porosidade, facto que adveio da baixa pressão atingida resultante do explosivo utilizado. O tamanho de grão não se revelou completamente com o ataque químico, contudo foi ainda possível detetar algum grão com forma alongada, que advinha do processo de formação da apara, devido à elevada deformação plástica. Contudo, também pode ter contribuído para este alongamento de grão, a deformação plástica que poderá ter ocorrido durante a compactação/consolidação por explosivos, apesar da baixa velocidade de detonação.

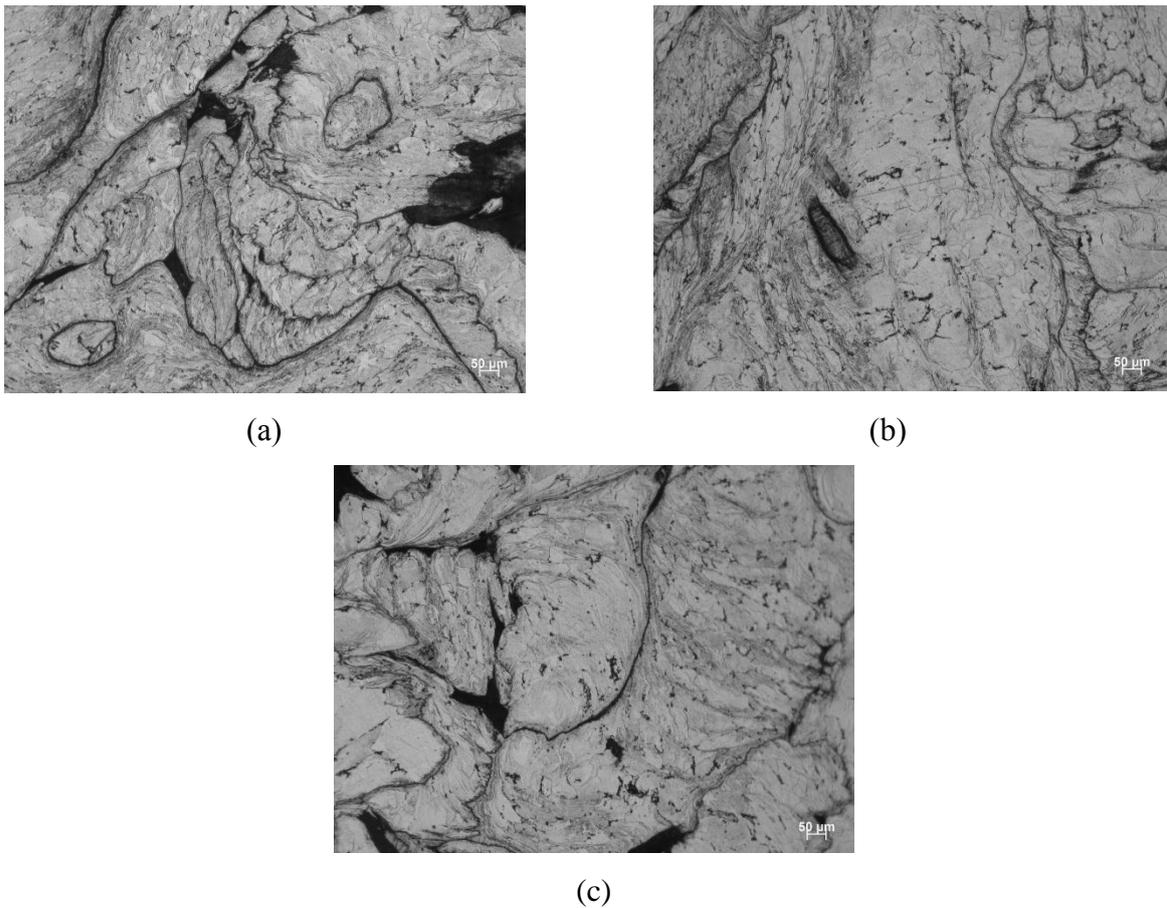


Figura 16- Micrografias da apara de alumínio 5083 após ataque químico com reagente Poulton's: a) superfície da amostra Al_5_2B; b) superfície da amostra Al_5_3A; c) superfície da amostra Al_5_3B.

Os difratogramas realizados às aparas da liga de alumínio 5083, em verde e após compactação estão apresentados nas Figura 17 e Figura 18. Não é notória uma alteração da forma e da posição dos picos (ICDD 85-1327), indicando que a compactação dinâmica por detonação não introduziu alterações significativas em relação ao pré-prensado.

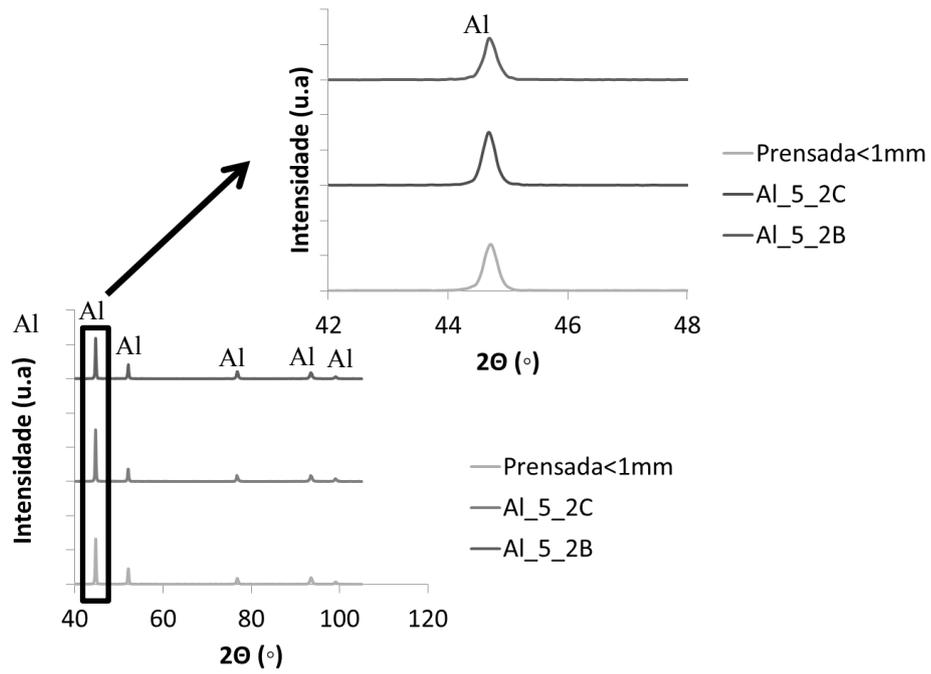


Figura 17- Difratomogramas da apara de alumínio 5083 (<1 mm) antes e após compactação/consolidação.

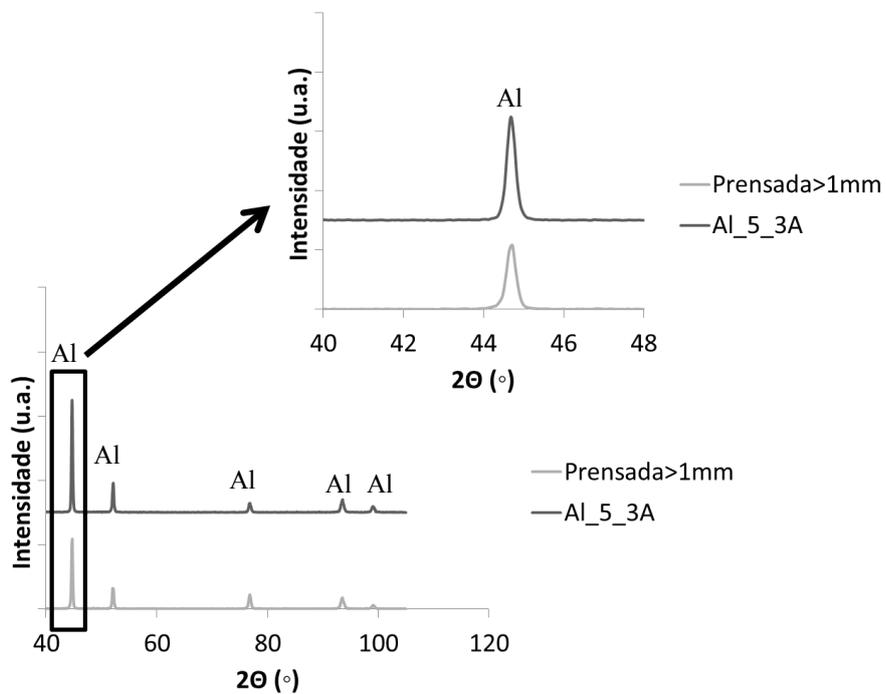


Figura 18- Difratomogramas da apara de alumínio 5083 (>1 mm) antes e após compactação/consolidação.

A partir dos difratogramas foi possível estimar o tamanho das cristalites (Tabela 10), aplicando duas abordagens diferentes: a equação de *Scherrer* e a equação 3. A estimativa foi realizada com recurso a duas metodologias distintas, através da largura do pico a meia altura ou da sua altura integral.

Tabela 10- Tamanho da cristalite e deformações intrínsecas das aparas da liga de alumínio 5083 antes e após consolidação.

	Largura a meia altura			Largura integral		
	Tamanho da cristalite (nm)		Deformação	Tamanho da cristalite (nm)		Deformação
	Eq. <i>Scherrer</i>	Equação 3		Eq. <i>Scherrer</i>	Equação 3	
Apara <1mm	32	81	0,0017	29	62	0,0023
Al_5_2B	39	182	0,0020	30	143	0,0026
Al_5_3B	40	80	0,0015	31	62	0,0020
Apara >1mm	37	60	0,0014	28	46	0,0019
Al_5_3A	39	126	0,0018	30	98	0,0024

Comparando as diversas metodologias, a equação de *Scherrer* é aquela que conduz a valores de tamanho de cristalite sempre inferiores aos calculados pela equação 3; acresce o facto de que esta equação permite evidenciar a deformação intrínseca durante a formação da apara. No entanto, os valores das deformações não são conclusivos sobre uma possível deformação das aparas pelas ondas de choque, que possa ter ocorrido durante a conformação/consolidação.

No que diz respeito à nanocristalinidade das aparas, antes da sua conformação/consolidação, em todas as metodologias o tamanho da cristalite é inferior a 100 nm e compatível com a definição de nanocristal. Em contrapartida, os valores divergem significativamente nas amostras resultantes de certas secções do compacto. Segundo a equação 3, quer a largura a meia altura, quer a integral conduzem a valores de tamanho de cristalite que são compatíveis com a ocorrência de cristalites sub-micrométricas e não nanométricas.

Porém, os parâmetros utilizados aquando da realização dos difratogramas não foram os ideais para estimar o tamanho da cristalite, mas sim para identificar as estruturas cristalinas. Assim sendo, o coeficiente de correlação, quando se aplicou a equação 3 foi inferior à unidade, abaixo do desejável, facto que conduz a valores do tamanho da cristalite não tão rigorosos como os desejáveis.

Nas Figura 19 e 20 e na Tabela 11 são apresentados os valores de ultramicrodureza ao longo do diâmetro da secção superficial da amostra.

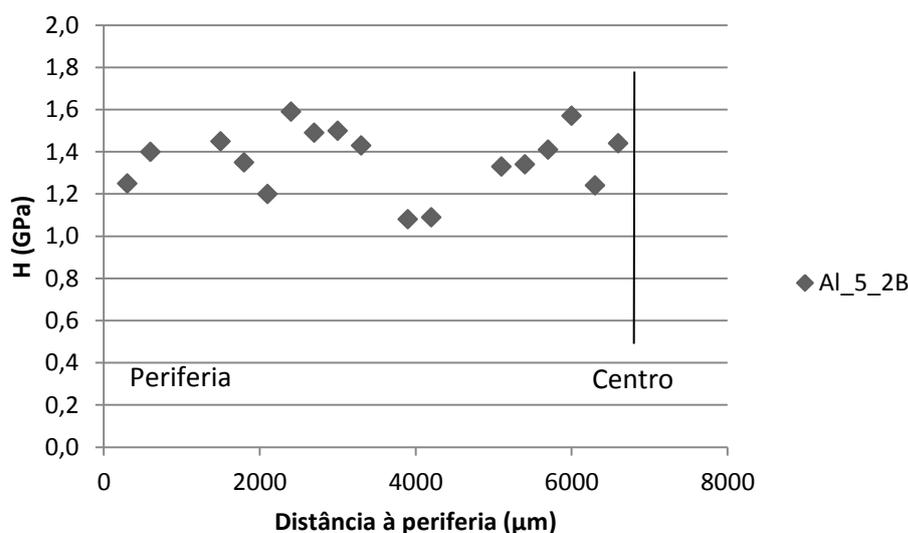


Figura 19- Evolução da dureza na amostra Al_5_2B da periferia para o centro do compacto.

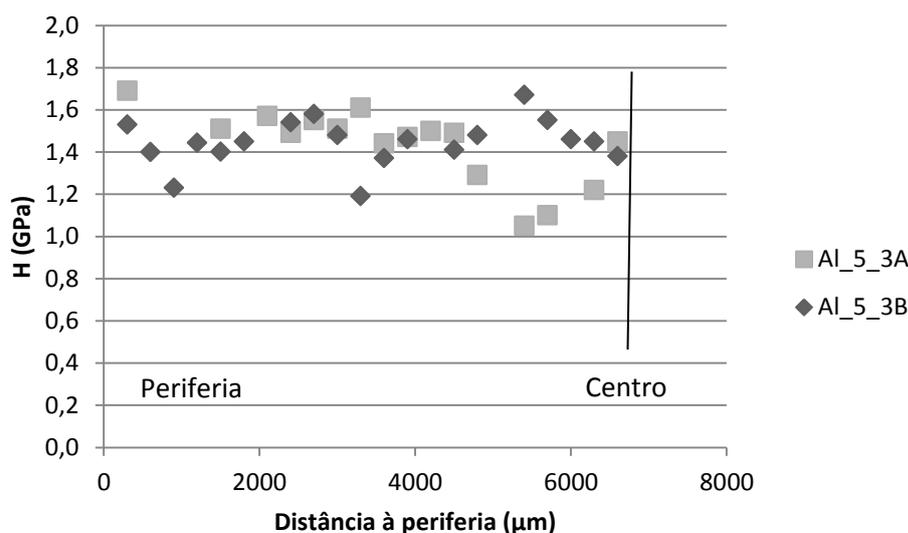


Figura 20- Evolução da dureza das amostras Al_5_3A e Al_5_3B da periferia para o centro do compacto.

Tabela 11- Valores da ultramicrodureza de diversas secções dos compactos da liga de alumínio 5083.

Referência	Ultramicrodureza média (GPa)	Ultramicrodureza média (HV)	Macro dureza (HV) [Matweb]
Al_5_2B	1,4 ± 0,2	140	91-140
Al_5_3A	1,4 ± 0,2	140	91-140
Al_5_3B	1,5 ± 0,1	150	91-140

O ideal seria comparar os valores de dureza antes e após a compactação/consolidação para saber exactamente o efeito da pressão nesta propriedade. No entanto, devido à geometria foi impossível medir a dureza nas aparas. Assim, é difícil atribuir os resultados elevados da dureza à deformação plástica que ocorreu durante a maquinagem ou ao seu posterior processamento.

A dureza apresenta uma dispersão de valores mais significativa que as dos pós de alumínio, isto pode ser atribuído à presença de maior porosidade.

Doravante foi utilizada outra mistura de explosivo de modo a atingir uma velocidade de detonação superior à dos casos apresentados, ou seja uma emulsão explosiva sensibilizada com microesferas ocas de vidro (MEOV). Neste caso, existe também a vantagem da velocidade de detonação poder variar em função da quantidade de microesferas adicionadas.

- **Aparas da liga de alumínio 6061**

Na Tabela 12 são apresentadas as condições utilizadas para compactação/consolidação da liga 6061 e a referência das amostras resultantes do seccionamento do compacto.

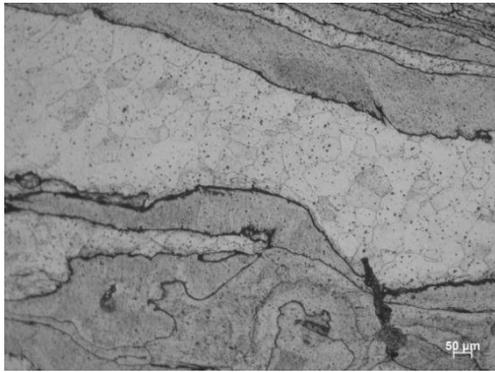
Tabela 12- Parâmetros da compactação dinâmica da liga de alumínio 6061.

Granulometria (mm)	Compacto	Densidade em verde (%)	Explosivo	Velocidade de detonação (mm/ μ s)	Designação da amostra
<1	4	93	Matriz +15 % MEOV	3,7	Al_6_4B
<1	4	93	Matriz + 15% MEOV	3,7	Al_6_4C
>1	5	92	Matriz + 15% MEOV	3,7	Al_6_5B
>1	5	92	Matriz + 15% MEOV	3,7	Al_6_5C
>1	6	86	Matriz + 5 % MEOV	4,8	Al_6_6B

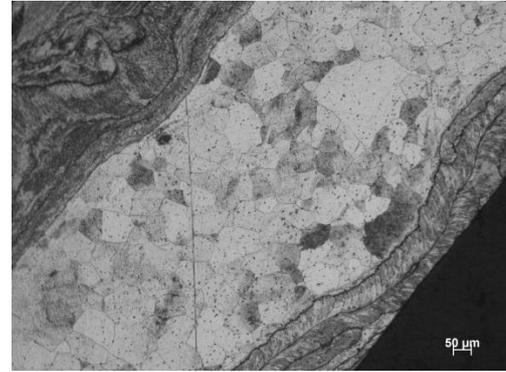
Nenhuma das amostras/secções apresentava macrodefeitos. Melhoras significativas foram conseguidas com a mudança do explosivo e consequente aumento da velocidade de detonação.

Após ataque químico, somente nas amostras Al_6_4B e Al_6_4C foi possível detetar, na região periférica, um grão micrométrico (Figura 21 (a) e (b)). Na amostra Al_6_6B (Figura 21 (c)), quando analisada a sua microestrutura em detalhe o grão não é distinguido, podendo estar relacionado com a presença de nanogrãos. Nas restantes amostras/secções, o reagente utilizado apenas realçou o limite da fronteira da apara. Alguma porosidade, apesar de fraca, está presente em todas as amostras/secções. A amostra/secção Al_6_6B visualmente é a que apresenta uma compactação mais eficiente, uma superfície mais homogénea e quase sem porosidade. Na compactação/consolidação dinâmica existe apenas um aumento localizado da temperatura num intervalo de tempo curto (μ s), não criando condições para um crescimento significativo de grão.

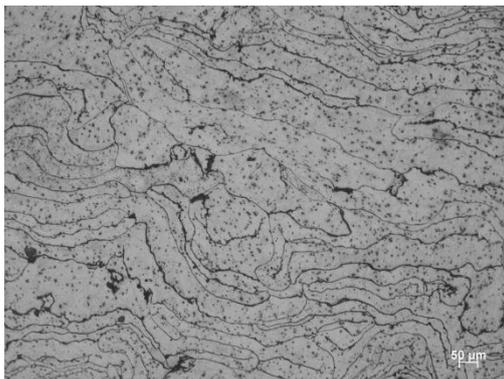
As fronteiras das aparas estão sempre delineadas com uma tonalidade bastante escura, facto que é justificado pela acumulação do reagente, durante o ataque, que só acontece quando não existe consolidação ou quando esta não é perfeita.



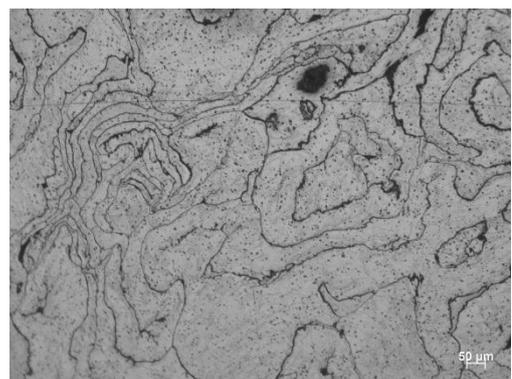
(a)



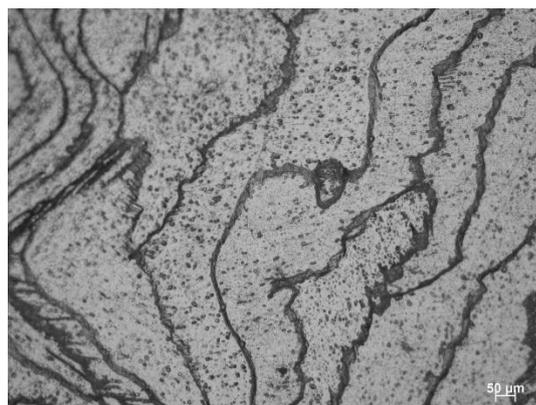
(b)



(c)



(d)

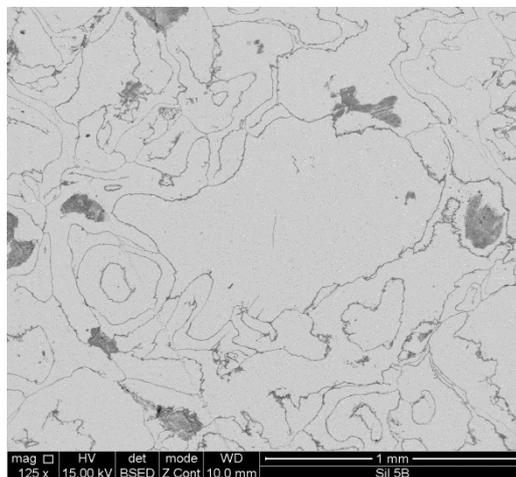


(e)

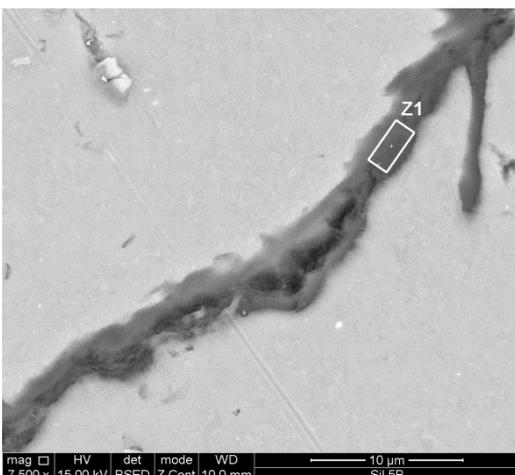
Figura 21- Micrografias da apara de alumínio 6061 atacada com reagente Poulton's da superfície das amostras: a) Al_6_4B; b) Al_6_4C; c) Al_6_5B; d) Al_6_5C; e) Al_6_6B.

As pressões atingidas na compactação dinâmica nem sempre são suficientes para conseguir consolidação do material, ou seja, a ligação efectiva entre aparas. Para assegurar a existência de uma ligação efectiva interapara recorreu-se à análise detalhada das diversas secções do compacto por microscopia electrónica de varrimento (SEM), que como foi referenciado anteriormente, permite não só maiores ampliações, mas sobretudo maior resolução e profundidade de campo.

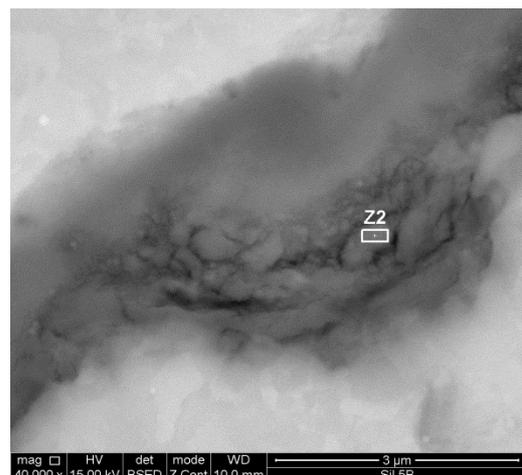
Na Figura 22 (a) (Al_6_5B) é evidente que no centro da micrografia está uma zona ausente de fronteira de aparas, essa zona trata-se de um local onde a ligação “sinterização” foi eficiente ou seja a consolidação foi total. As Figura 22 (b) e (c) mostram o aspeto pormenorizado na fronteira da apara.



(a)



(b)



(c)

Figura 22- Micrografias (SEM) da amostra Al_6_5B: a) micrografia geral; b) micrografia da fronteira de apara; c) micrografia do detalhe da fronteira de grão.

A composição química (EDS) permitiu avaliar qualitativamente quais os elementos presentes na interface entre aparas. Nas Figura 22 (a) e (b), as zonas Z1 e Z2 revelaram a presença de oxigénio combinado com o alumínio na forma de alumina. Este óxido não resulta da detonação, mas sim do ataque químico. Esta conclusão advém da análise decorrente da observação topográfica da amostra (por inclinação induzida no porta amostras) que permite constatar que se a alumina tivesse sido formada durante a compactação, apresentava-se com uma topografia acima do restante material, caso que não foi observado. Também poderia ser da incorporação da alumina do polimento, mas o acabamento final das amostras não foi feito com alumina, mas sim com sílica. Os resultados das micrografias (SEM) para a amostra A_6_6B são evidenciados na Figura 23. A técnica em questão possibilita também a visualização com detalhe da ligação interparticular entre aparas. Após observação da Figura 23 (a) pode afirmar-se que quanto menos contrastadas se apresentarem as fronteiras das aparas mais eficiente foi a ligação entre as aparas do material ou seja maior foi a consolidação. De salientar que quando desaparece a linha interaparas a consolidação atingiu o pleno, ou seja ocorre uma efetiva ligação entre aparas. A Figura 23 (b) apresenta uma micrografia de uma ligação de uma fronteira de apara, na qual a consolidação foi total. A ligação eficiente entre aparas deve ter sido conseguida devido à fusão do material interaparas, que posteriormente solidificou. Para se ter formado esta camada de material fundido, foi necessário atingir um aquecimento localizado apenas na superfície da apara, o que mostra ser possível a ligação entre aparas sem aumento substancial da temperatura no seu interior. Este aquecimento, localizado, deve ter ocorrido devido ao calor gerado pelo atrito entre as duas aparas. A forma da apara pode facilitar o processo de ligação, uma vez que incrementa o contacto entre partículas.

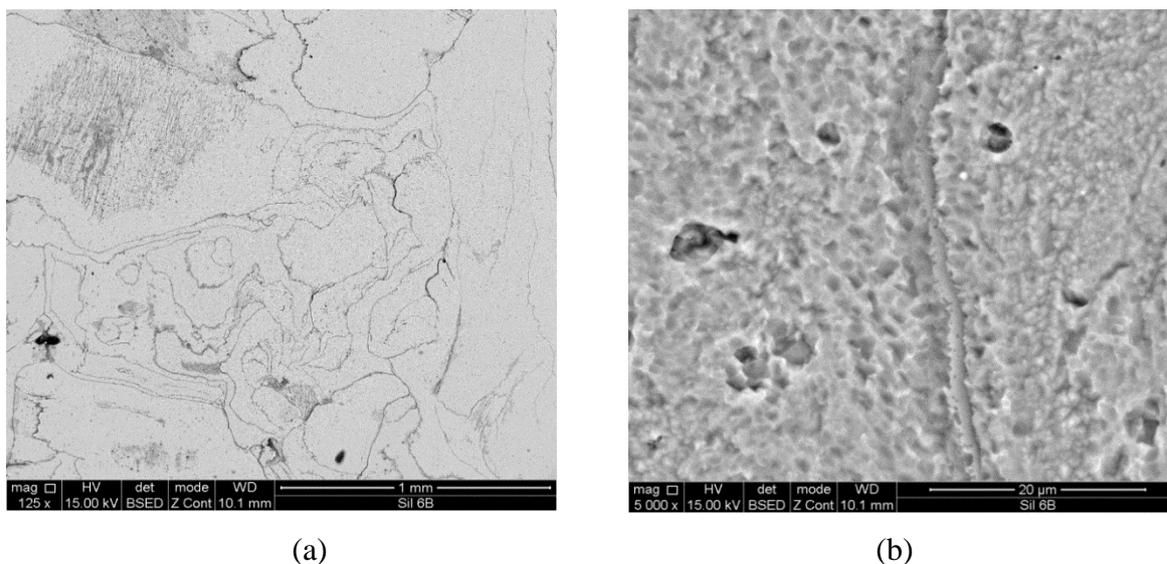


Figura 23- Micrografias (SEM) da amostra/secção Al_6_6B: a) aspecto geral; b) detalhe da zona da fronteira de apara

Por último são apresentadas as Figura 24 e Figura 26, que permitem visualizar os resultados da ultramicrodureza para as diversas amostras/secções estudadas. Na Tabela 13 estão compilados os valores médios de dureza das diversas secções, assim como os valores das ligas do mesmo tipo comerciais, ou seja resultarem de processos convencionais.

Tabela 13- Valores de ultramicrodureza da liga de alumínio 6061.

Referência	Ultramicrodureza	Ultramicrodureza	Macro dureza
	média (GPa)	média (HV)	(HV) [Matweb]
Al_6_4B	$0,7 \pm 0,2$	70	75-139
Al_6_4C	$0,8 \pm 0,2$	80	75-139
Al_6_5B	$0,8 \pm 0,2$	80	75-139
Al_6_5C	$0,7 \pm 0,1$	70	75-139
Al_6_6B	$0,9 \pm 0,2$	90	75-139

Os valores de dureza estão em conformidade com os previstos para estas ligas por processamento convencionais. Se a apara for realmente nanométrica pode ser inferido a ocorrência de dois cenários: presença de porosidade e temperatura excessiva por excesso de velocidade de detonação, que promoveu maior atrito entre partículas e que permitiu o crescimento de grão. No entanto, através de uma análise mais detalhada das durezas das amostras da liga 6061, pode afirmar-se que quanto maior a velocidade de detonação, maior

a dureza e menor a dispersão (desvio padrão) ao longo do diâmetro da amostra. Estes resultados demonstram que o aumento da velocidade de detonação diminui a porosidade e não aumenta a temperatura. Contudo, a velocidade de detonação não pode ser aumentada muito mais, pois podem ocorrer problemas associados à sobre compactação, aumento excessivo da zona fundida e ocorrência de macrodefeitos.

É possível relacionar o tamanho inicial da apara com a dispersão, para tamanhos de apara maiores resultam dispersões inferiores. Isto pode ser explicado pelo facto das aparas com maiores dimensões apresentarem maior continuidade, e na realização da indentação a probabilidade de deformarem um local onde a porosidade seja mínima é superior.

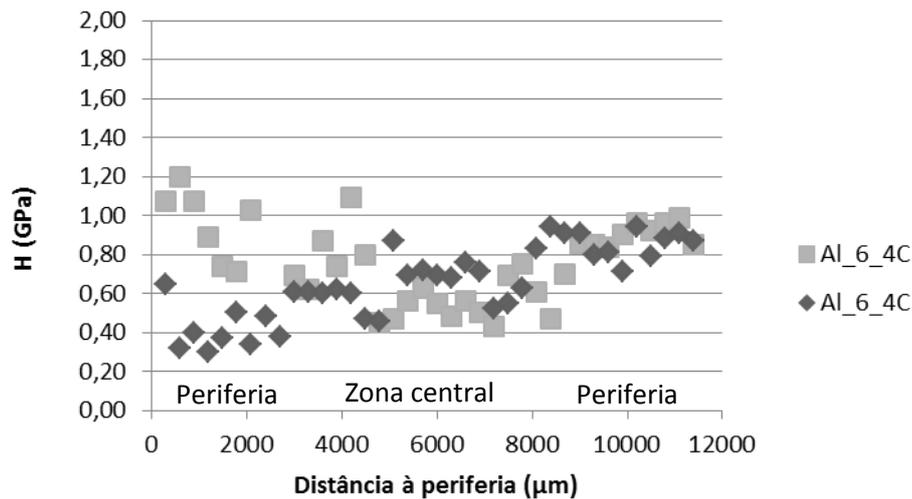


Figura 24- Evolução da dureza ao longo do diâmetro das amostras Al_6_4B e Al_6_4C.

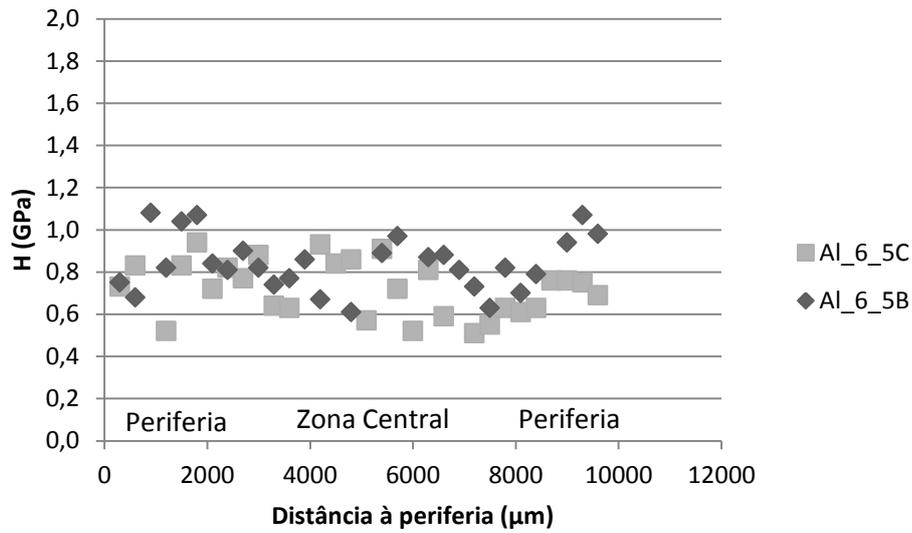


Figura 25- Evolução da dureza ao longo do diâmetro nas amostras AI_6_5B e AI_6_5C.

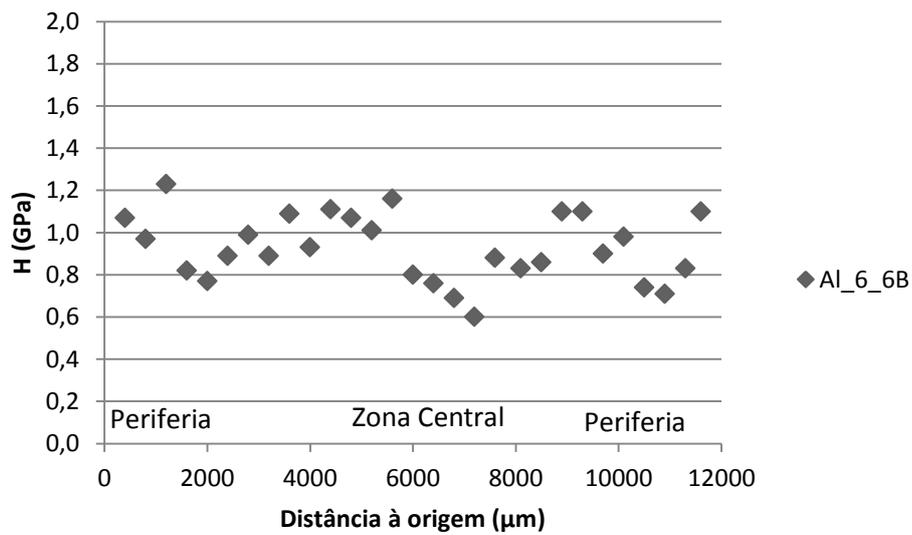


Figura 26- Evolução da dureza ao longo do diâmetro na amostra AI_6_6B.

- **Aparas da liga de alumínio 7022**

Na Tabela 14 estão apresentadas as condições utilizadas para compactação/consolidação da liga de alumínio 7022 e a referência das amostras resultantes do seccionamento do compacto.

Tabela 14 - Parâmetros usados na consolidação dinâmica das aparas da liga de alumínio 7022.

Granulometria (mm)	Compacto	Densidade em verde (%)	Explosivo	Velocidade de detonação (mm/μs)	Designação da amostra
>1	9	61	Matriz + 5% MEOV	5,0	Al_7_9B

A amostra apresenta um aspecto superficial um pouco heterogêneo, embora exiba excelente compactação na periferia. Todavia na zona central evidencia alguns defeitos (pequenos buracos) que advêm da elevada velocidade compactação atingida conjuntamente com uma baixa densidade inicial. Na base do compacto era visível um furo central com aspeto de ter ocorrido fusão. Este macrodefeito é típico da configuração cilíndrica e resulta da onda de Mach. Esta onda é devida à reflexão irregular da onda de choque no centro do compacto, aumentando drasticamente a energia nesta zona. Em consequência, induz fusão do material de que resulta num furo central no compacto. A amostra/secção Al_7_9B (Figura 27(a)) quando atacada quimicamente revelou também a existência de vários furos na zona central, apresentando mesmo uma morfologia de fusão e solidificação quase instantânea. A Figura 27 (b) mostra de forma clara as fronteiras das aparas, a sua deformação e revela a presença de um grão com uma forma alongada e achatada.

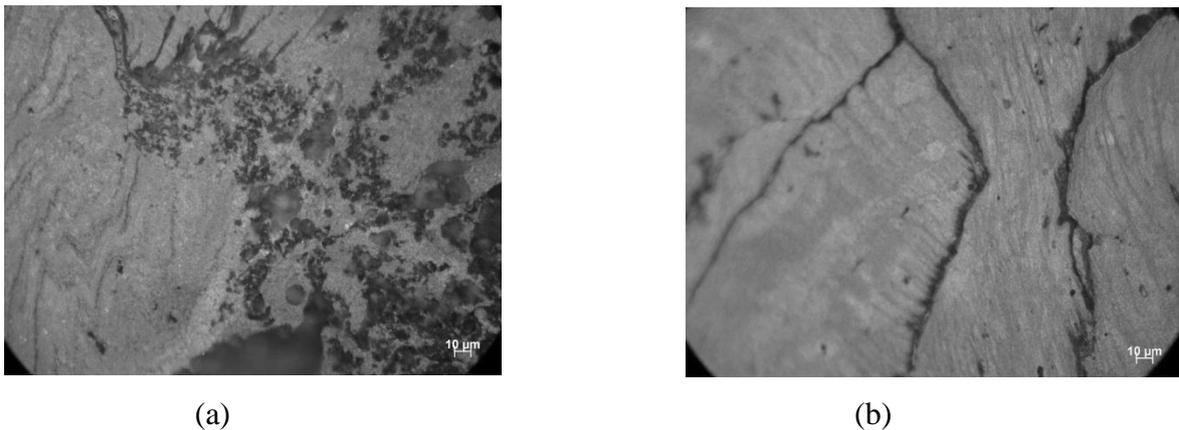


Figura 27- Micrografias da apara de alumínio 7022 atacada com reagente Poulton's: a) superfície central da amostra Al_7_9B; b) periferia da amostra Al_7_B.

A Figura 28 (a) mostra as micrografias (SEM) da seção Al_7_9B do compacto, onde são visíveis as fronteiras da apara, em que com condições adequadas da onda de choque, podem levar a uma ligação eficiente entre aparas. Como referido, quanto mais suaves são as fronteiras entre aparas, mais perto se está de uma ligação completa como o desejado. Algumas aparas apresentam alguns “derrames” assinalados na Figura 28 (b), que advêm do ataque químico. Este prolifera a partir da fronteira da apara e estende-se através dos espaços vazios, contribuindo para a formação de alumina. Neste caso, existe uma ligação interapara, pois existem grandes áreas em que não são visíveis fronteiras de aparas, logo nesses locais existe consolidação de material. A Figura 28 (b) mostra zonas escuras em que no ataque químico corresponde a fronteiras de aparas não consolidadas, simultaneamente com uma zona (retângulo a tracejado) onde se observa uma área de interapara mais suave que tem uma descontinuidade a meio, essa descontinuidade é indicador de uma consolidação perfeita do material.

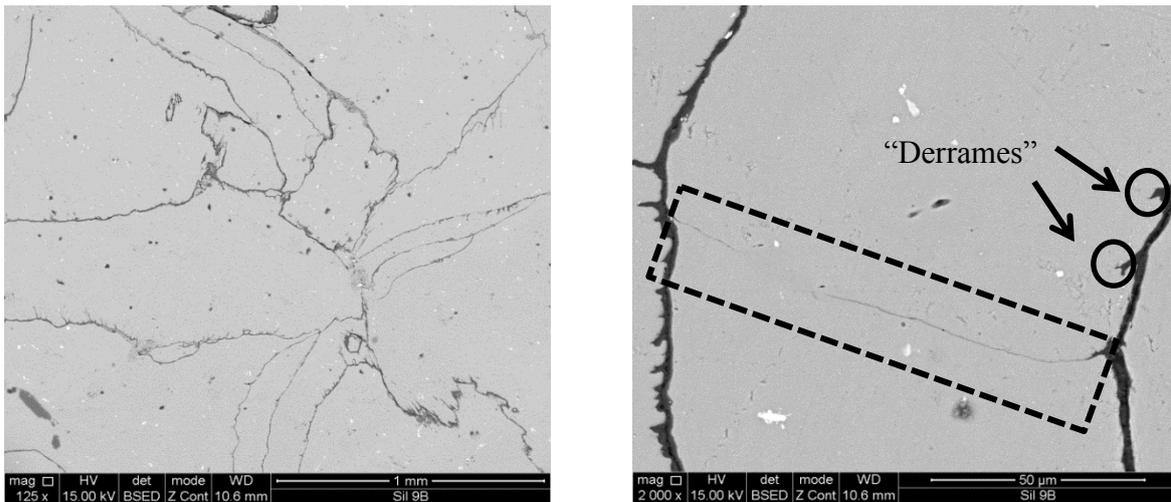


Figura 28 - Micrografias SEM da amostra Al_7_9B: a) micrografia geral, b) micrografia da evolução de ligação entre duas ou mais aparas.

A evolução dos valores da ultramicrodureza com o diâmetro (Al_7_9B), (Figura 29), pela primeira vez foram medidos valores díspares na periferia, por isso são apresentados na figura os valores de dureza em relação ao diâmetro da amostra e não apenas ao longo do raio, como aconteceu para outras ligas/amostras. A sua dureza média foi de $1,4 \pm 0,3$ GPa (140 HV), com uma forte dispersão de valores. A dureza da liga comercial é de 1,27 GPa (127 HV) [Matweb] ou seja um valor não muito diferente do valor médio determinado para esta amostra. No entanto, é de referir que foi registado como dureza máxima (periferia) valores da ordem de 2,0 GPa (200 HV).

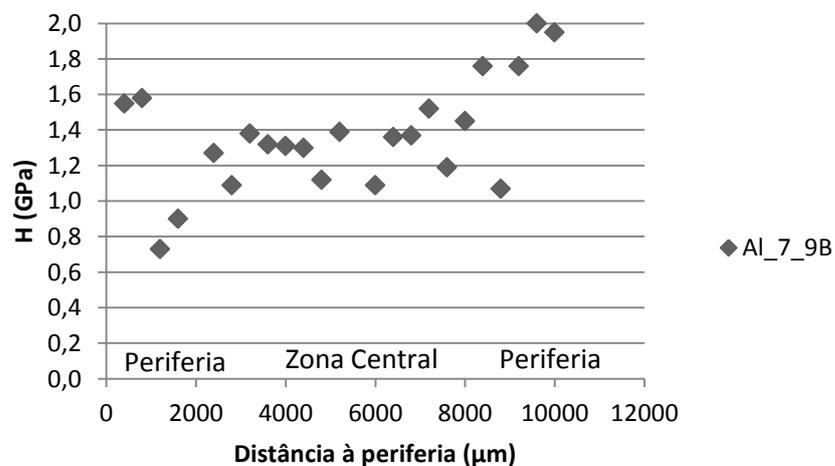


Figura 29- Evolução da dureza ao longo do diâmetro da seção da amostra Al_7_9B.

Da análise das amostras/secções estudadas é possível afirmar que, apesar das aparas serem de ligas de alumínio evidenciaram comportamentos diferenciados dos pós de alumínio. A compactação dinâmica nos últimos anos tem demonstrado ser uma técnica promissora em pulverotecnologia de metais, a tentativa de usar o pó de alumínio como referência para todos as ligas de alumínio foi gorada, pois o explosivo ANFO revelou-se ineficiente para a compactação dinâmica das aparas, apesar de eficaz no caso do pó. Como evidenciaram os resultados do pó e das aparas da liga 5083, apesar das condições de compactação serem idênticas, as microestruturas eram distintas, uma vez que o tamanho e a forma inicial das partículas eram muito diferentes, e conseqüentemente induziram efeitos diferenciados na onda de choque no material.

O facto de o grão não estar bem evidenciado não permitiu estabelecer uma relação entre o tamanho de grão e a ultramicrodureza pelas técnicas utilizadas. Além disso, também não foi possível estabelecer um paralelo entre o tamanho de grão de apara antes e após compactação/consolidação dinâmica.

3.3.2. Aparas de cobre

Na Tabela 15 são apresentadas as condições utilizadas para compactação/consolidação do cobre e a referência das amostras resultantes do corte do compacto.

Tabela 15- Parâmetros avaliados na compactação dinâmica de cobre puro.

Granulometria (mm)	Compacto	Densidade em verde (%)	Explosivo	Velocidade de detonação (mm/ μ s)	Designação da amostra
<1	8	61	Matriz + 5% MEOV	5,0	Cu_8B

Após a detonação a amostra apresentava uma boa compactação sem macrodefeitos, apenas com uma ligeira porosidade na zona central.

O cobre é um elemento difícil de atacar quimicamente, a amostra Cu_8B não foi exceção. As fronteiras de apara eram delimitadas e a porosidade praticamente inexistente. Apenas foi possível identificar a presença de grãos na zona central, mas na periferia estes nunca se relevaram (Figura 30). De notar que este comportamento poderá ser devido à existência de um tamanho de grão nanométrico não resolvido pelas técnicas de análise usadas, só o TEM poderá ajudar a esclarecer.

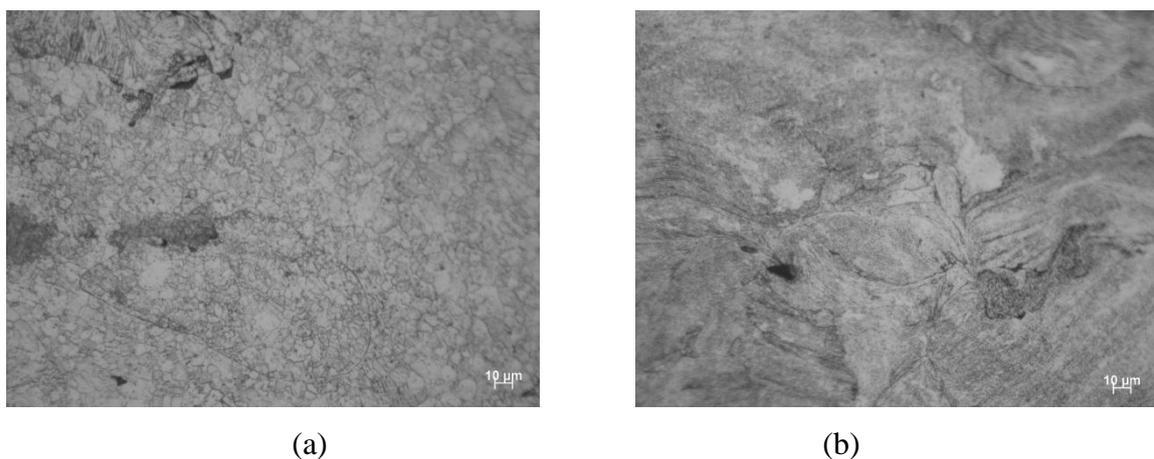


Figura 30- Micrografias da apara de cobre puro atacada com uma mistura de propanona e hidróxido de amónio: a) superfície central da amostra Cu_8B; b) periferia da amostra Cu_8B.

As micrografias resultantes da microscopia eletrônica de varrimento estão apresentadas na Figura 31 (a) e (b). Na primeira é evidente uma estrutura dendrítica, que pode estar relacionada com a ocorrência de processos de fusão. Há inúmeras pontes de ligação entre as aparas. São visíveis ligações entre aparas em diversos estados, uns mais avançados do que outros. Dado que o atrito interparticular nem sempre é o mesmo ao longo da amostra, isto também explica a visibilidade de alguns “pescoços” típicos de sinterização (Figura 31 (b)).

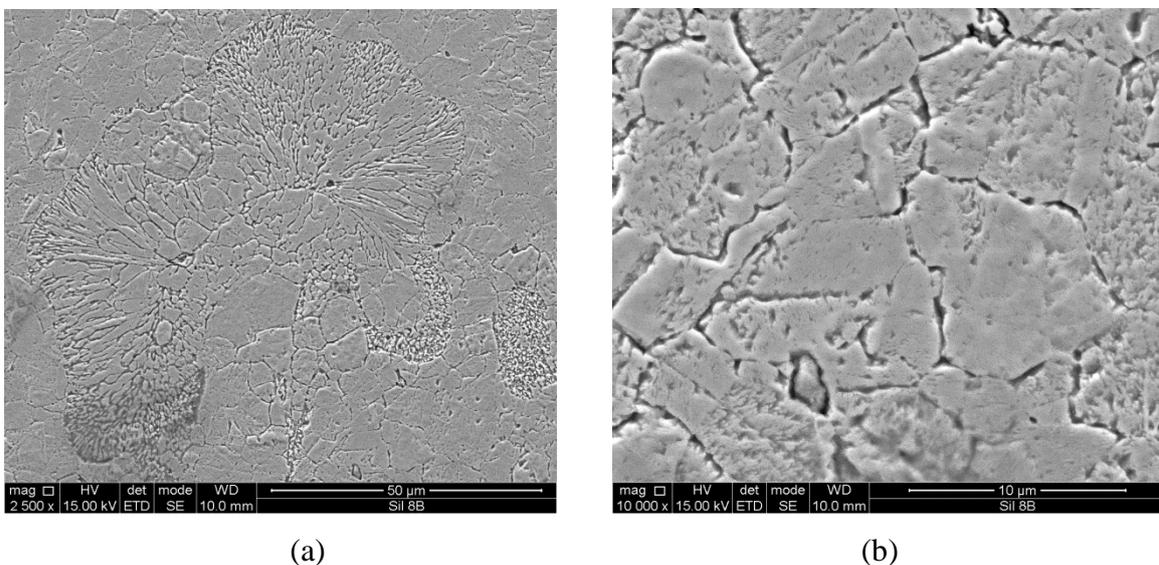


Figura 31- Micrografias SEM da amostra Cu_8B: a) micrografia geral; b) micrografia da evolução de ligação entre duas ou mais aparas.

Há uma porosidade mais relevante na zona central (Figura 32), corroborada pelos valores de dureza, que apresentam uma diminuição significativa nesta zona (0,6 GPa ou seja 60 HV). Como um dos factores que influenciam a ultramicrodureza é a porosidade, quanto mais porosa for a amostra menor será a sua dureza.

A amostra Cu_8B tem uma dureza média de $1,2 \pm 0,3$ GPa (120 HV), valor superior ao valor do cobre comercial (60 HV). Como já referido anteriormente para outras ligas, tal poderá estar relacionado com a deformação plástica que ocorreu durante a formação da apara, na compactação/consolidação e no carácter nanométrico das aparas.

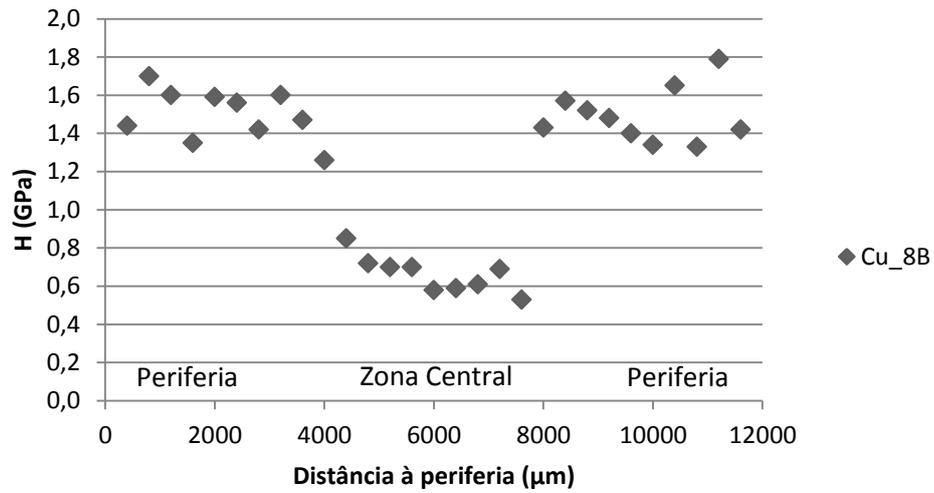


Figura 32 - Evolução da ultramicrodureza ao longo do diâmetro da amostra/secção Cu_8B.

A zona central ao apresentar um valor de dureza próximo do cobre comercial, provavelmente corrobora a existência durante a compactação de uma fusão nesta zona, seguida de solidificação em condições próximas de equilíbrio.

3.3.3. Aparas de aço

As aparas de aço são como já referido, aquelas que mesmo com grão micrométrico ou sub-micrométrico são as mais interessantes, uma vez que para uma reciclagem de refusão necessitam de uma temperatura aproximadamente de 1500 ° C. Na Tabela 16 estão coligidas as condições utilizadas para compactação/consolidação do cobre e a referência das amostras/secções produzidas no compacto.

Tabela 16- Parâmetros da compactação dinâmica para as aparas de aço H13.

Granulometria (mm)	Compacto	Densidade em verde (%)	Explosivo	Velocidade de detonação (mm/μs)	Designação da amostra
<1	7	49	Matriz + 5% MEOV	5,0	H13_7B

Neste caso a densidade em verde das aparas foi de 49 %, valor muito abaixo dos referenciados na literatura. No entanto, a amostra resultante apresentou uma excelente compactação, não obstante evidenciou um pequeno macrodefeito na zona central provavelmente devido à onda de Mach.

Após ataque químico são visíveis as fronteiras de apara, locais onde o reagente atuou, que indiciam uma consolidação não eficiente. Apenas a zona central, (Figura 33 (a)), apresentou tamanho de grão micrométrico, pois deve ter ocorrido fusão do material, seguida de solidificação.

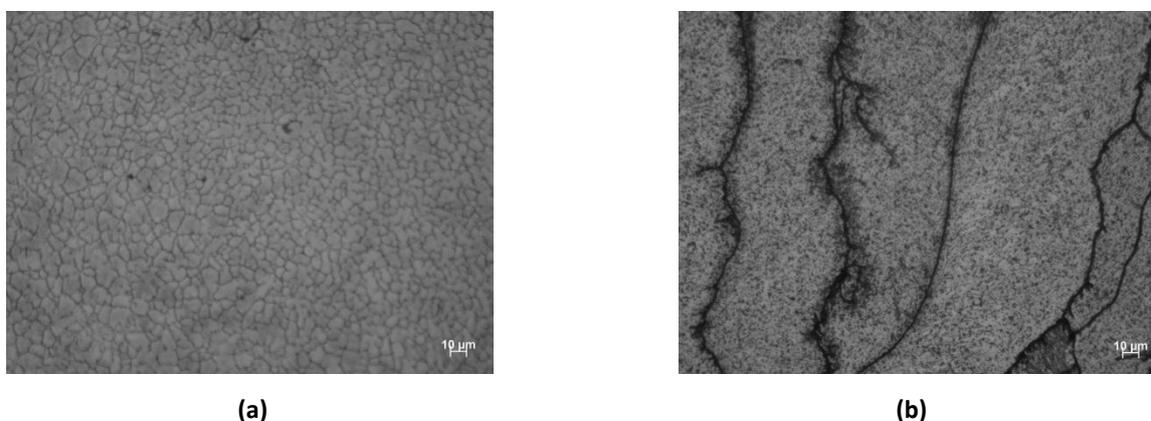


Figura 33- Micrografia superficial da amostra da apara do Aço H13 atacada com Nital 2% da amostra H13_7B: a) superfície central; b) zona periférica

De notar que a consolidação das aparas de aço H13 foi um fenómeno recorrente em muitas zonas da amostra, (Figura 34 (a)), as fronteiras de apara eram suaves evidenciando zonas de consolidação com ligação entre aparas eficiente, todavia é visível alguma porosidade.

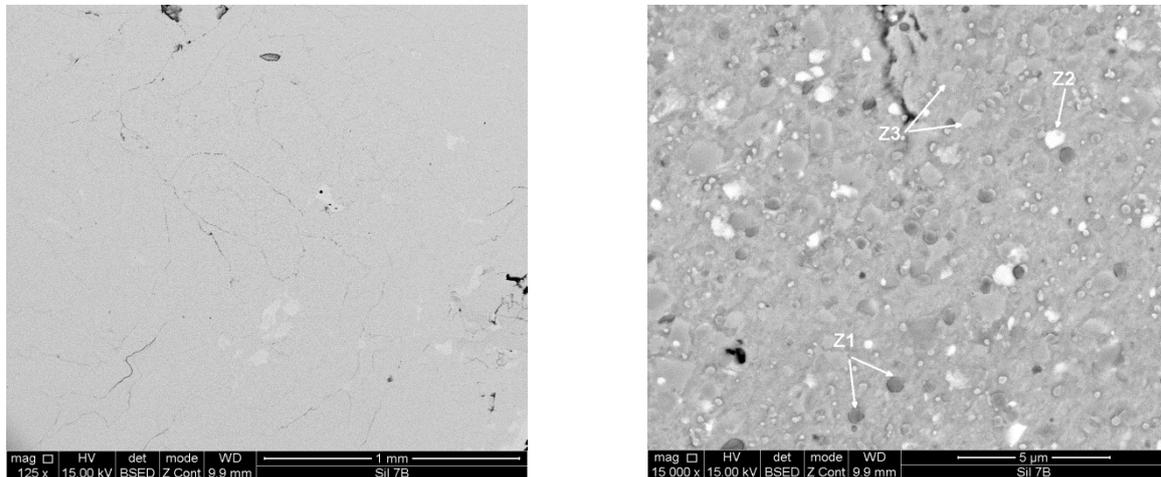


Figura 34- Micrografias SEM da amostra H13_7B: a) micrografia geral, com uma ampliação mais baixa; b) Micrografia e identificação de alguns carbonetos.

Na Figura 35 (b) é possível observar vários constituintes diferentes. Devido às diferenças de tonalidade é de prever que as zonas mais claras correspondam a elementos de maior massa atómica. Para identificar quais os elementos presentes nas zonas Z1, Z2 e Z3 foi utilizado o EDS (Figura 35). Dos espectros foi possível constatar a presença dos elementos típicos deste tipo de aço, tais como o ferro, o cromo, o vanádio, o molibdénio, o silício e o carbono. No entanto, é visível que as zonas Z1 são mais ricas em vanádio, que correspondem ao carboneto de vanádio. No caso de zona Z2 é o molibdénio o elemento que se destaca e corresponde à presença de carboneto de molibdénio. Por fim, a zona Z3 revela a presença de carboneto de cromo.

De notar que estes carbonetos são os mesmos que ocorrem na apara resultante da maquinagem de um aço do tipo H13 no estado recozido, sugerindo que pelo menos na maior parte da apara não ocorreram temperaturas que tenham induzido a dissolução significativa de carbonetos primários.

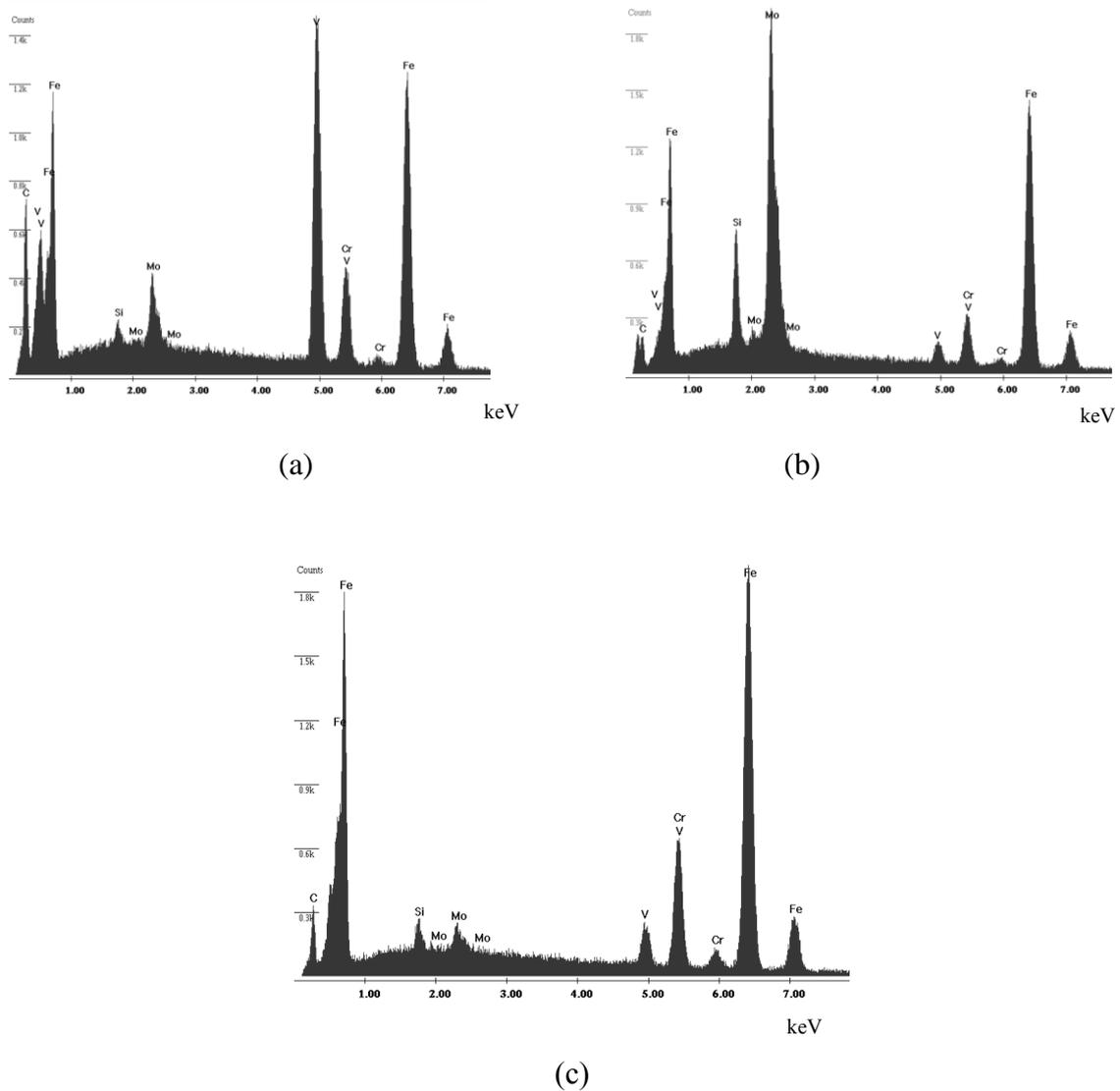


Figura 35- Análise EDS: a) Z1-carboneto de vanádio; b) Z2-carboneto de molibdénio; c) Z3-carboneto de crómio.

A Figura 36 mostra a evolução da ultramicrodureza ao longo de todo o diâmetro da amostra/secção. No centro há um aumento abrupto da dureza, ao contrário do observado nos outros materiais em estudo. Os valores elevados de ultramicrodureza no centro da apara de H13, revela que a apara na zona central esteve sujeita a um aquecimento que induziu a dissolução dos carbonetos primários, aumentou a temperabilidade e durante o arrefecimento, mesmo a velocidades pouco elevadas dá origem a uma estrutura fora de equilíbrio e a durezas compatíveis com a ocorrência de uma martensite com elevado teor

em carbono. A dureza atingida nesta zona (7,5-8,5 GPa) é superior à atingida numa têmpera convencional ($\Theta_{\text{austenitização}} = 1050 \text{ } ^\circ \text{C}$).

Os valores da periferia apresentam uma dureza média de $3,6 \pm 0,2 \text{ GPa}$, que evidencia apenas alguma dissolução de carbonetos ou uma deformação durante o processamento da apara.

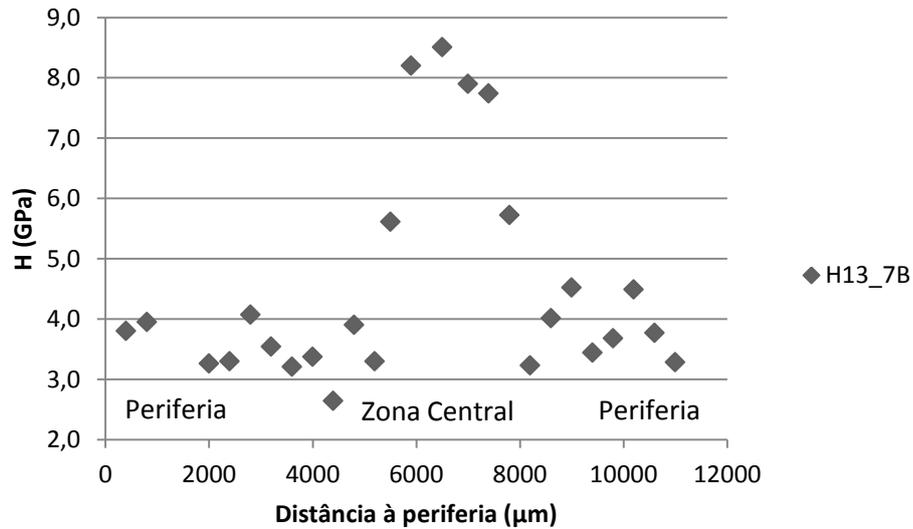


Figura 36- Evolução da ultramicrodureza ao longo do diâmetro da amostra/secção H13_7B.

Os valores da dureza de aços H13 comerciais variam entre 2,9 (estado recozido) a 5,9 GPa (estado temperado a partir de $1050 \text{ } ^\circ \text{C}$) dependendo do tratamento térmico.

Na

Tabela 17 estão compiladas as condições experimentais usadas para cada material, assim como as características fundamentais pós-processamento.

Tabela 17 -Condições experimentais usadas para cada material, assim como as características fundamentais pós-processamento.

Material	Referência		Pré-compactação	Caracterização da detonação			Caracterização do produto final						SEM		
	Compacto	Amostra ¹¹	Densidade verde (%)	Explosivo	Densidade Explosivo (g/cm ³)	Velocidade de detonação (mm/μs)	Dureza (média) (GPa)	Ataque Químico (microestrutura)	DRX						
									Largura a meia altura do pico			Largura integral do pico			
									Eq. Sherrer	Eq. (3)		Eq. Sherrer		Eq. (3)	
T.C. (nm)	T.C. (nm)	Tensão	T.C. (nm)	T.C. (nm)	Tensão										
Al 5083 <1	0_A	--	98	--	--	--	--	Deformação da maquinagem/ Tamanho de grão elevado.	37	81	0,0017	28	46	0,0019	--
Al 5083 >1	0_B	--	99	--	--	--	--	Deformação da maquinagem/ Tamanho de grão elevado.	37	60	0,0015	28	62	0,0023	--
Pó Al	2_A	Al_2A	67	ANFO	0,81	2,7	0,6±0,02	Deformação/ Encruamento.	91	63	0,0004	71	53	0,00015	--
Al 5083 <1	2_B	Al_5_2B	94	ANFO	0,81	2,7	1,4±0,2	Deformação/ Encruamento.	39	182	0,0020	30	143	0,0026	--
Al 5083 >1	3_A	Al_5_3A	68	ANFO	--	--	1,4±0,2	Deformação/ Encruamento.	39	126	0,0018	29	98	0,0024	--
Al 5083 <1	3_B	Al_5_3B	84	ANFO	--	--	1,5±0,1	Deformação/ Encruamento.	40	80	0,0015	31	62	0,0020	--
Al 6061 <1	4	Al_6_4B	93	Matriz +15% MEOV	0,81	3,7	0,7±0,2	Deformação, algum grão micrométrico delineado.	--	--	--	--	--	--	--

¹¹ Nomenclatura da referência das amostras: no início aparece o símbolo químico do material (Al ou Cu) ou então a sua nomenclatura internacional (caso do aço, H13); o dígito isolado corresponde ao número que caracteriza a série da liga (no caso das ligas de alumínio) não se aplica ao cobre nem ao aço. Por fim surge um conjunto de um número e uma letra, no qual o número corresponde ao compacto (o facto de não seguir uma ordem coerente, deve-se ao facto de a nomenclatura do compacto ter sido rotulada à medida que os ensaios de detonação foram conseguidos); a letra corresponde à amostra analisada após sectionamento.

Resultados e discussão

Al 6061 <1	4	Al_6_4C	93	Matriz +15% MEOV	0,81	3,7	0,8±0,2	Deformação, algum grão micrométrico	--	--	--	--	--	--	--
Al 6061 >1	5	Al_6_5B	92	Matriz +15% MEOV	--	--	0,8±0,1	Deformação/ Encruamento.	--	--	--	--	--	--	Zonas consolidadas
Al 6061 >1	5	Al_6_5C	92	Matriz + 15% MEOV	--	--	0,7±0,1	Deformação/ Encruamento.	--	--	--	--	--	--	--
Al 6061 >1	6	Al_6_6B	86	Matriz +5% MEOV	1,07	4,8	0,9±0,2	Deformação/ Encruamento. Grão micrométrico em forma de lamela.	--	--	--	--	--	--	Zonas consolidadas
Al 7022 >1	9	Al_7_9B	61	Matriz +5% MEOV	1,07	5,0	1,4±0,3	Deformação/ Encruamento. Grão micrométrico em forma de lamela.	--	--	--	--	--	--	Zonas consolidadas
Cu <1	8	Cu_8B	61	Matriz +5% MEOV	1,07	5,0	1,2±0,3	Grão visível no centro. Possibilidade de grão nanométrico na periferia.	--	--	--	--	--	--	Zonas Consolidadas Estruturas dendríticas
Aço H13 <1	7	H13_7B	49	Matriz +5% MEOV	1,07	5,0	4,5±1,7	Grão visível no centro. Possibilidade de fusão no centro.	--	--	--	--	--	--	Zonas Muito bem consolidadas

CONCLUSÕES

As principais conclusões e avanços científicos que resultam do estudo da compactação/consolidação de aparas resultantes da maquinagem, de alta velocidade e convencional, de metais e ligas metálicas consideradas dúcteis, por ondas de choque geradas pela detonação de um explosivo, são em seguida evidenciadas.

O presente estudo permitiu também, melhorar o conhecimento sobre a consolidação de materiais metálicos sobre forma de pós micrométricos, com factores de forma superiores a um e contribuiu para a selecção de um explosivo mais eficaz, quando a geometria associada ao compactável é muito diferente de esférica. O pó de alumínio utilizado, no presente trabalho, como teste de referência, permitiu tirar algumas ilações: a utilização de explosivos com velocidades de detonação da ordem de 2,7 mm/ μ s tornam a consolidação, mesmo do alumínio, impossível, mas a compactação eficiente; a consolidação não é possível, o tamanho de grão é micrométrico e a dureza do compactado aumenta significativamente, em relação à do alumínio comercial.

As aparas da liga de alumínio 5083 compactadas/consolidadas usando o mesmo explosivo não têm macrodefeitos, apenas é visível porosidade. A microestrutura final não revela o tamanho de grão de forma clara, todavia a DRX mostrou que as cristalites apresentavam um tamanho sub-micrométrico ou mesmo nanométrico, consentâneo com os valores medidos de ultramicrodureza e, tendo em consideração a ineficácia do explosivo, esta microestrutura só pode ser atribuída ao processo de produção da apara.

A alteração do tipo de explosivo foi imperativo para atingir os objetivos a que se propunha este estudo, e permitiu valores adequados e controlados da velocidade de detonação. No entanto, os resultados finais diferem com o tipo de liga constituinte da apara, as microestruturas dos compactos de apara da liga de alumínio 6061, com tamanho inferior a 1 mm, consolidadas com velocidades de detonação de 3,7 a 4,8 mm/ μ s revelaram zonas com um tamanho de grão micrométrico na periferia e no centro, mas, a maior parte apresentava um tamanho de grão não revelado por ataque químico, quando observado em microscopia óptica. Através da observação em SEM foi possível concluir que ocorreu que boa ligação interaparas (consolidação). No entanto, os valores da ultramicrodureza eram semelhantes aos valores das mesmas ligas processadas de forma convencional, este

comportamento está associado à presença de porosidade não revelada. Pois, uma maior a velocidade de detonação, dá origem a uma maior dureza e a uma menor a porosidade ao longo do diâmetro do compacto, e não a um decréscimo como ocorreria se tivesse havido aumento do grão da apara por processo de aquecimento.

Contudo, quando as aparas são da liga de alumínio 7022, após compactação dinâmica havia alguns defeitos na zona central, devido à onda de Mach, e indícios de ter havido fusão do material, associado a uma boa consolidação na periferia. Através das micrografias SEM foi possível, concluir que existem zonas onde a consolidação interaparas é eficaz. Apesar da existência de porosidade, os valores da dureza são similares aos da mesma liga resultante da fusão, revelando que há ainda algum endurecimento da apara.

As aparas de cobre depois de processadas não apresentavam macrodefeitos, apenas alguma porosidade na zona central. As microestruturas revelaram tamanho de grão micrométrico na zona central, já as micrografias de SEM mostraram estruturas dendríticas que são características de ter ocorrido fusão. Nas diversas zonas, ocorreram diversos estados de consolidação, uns mais avançados que outros. Uma vez que os valores de ultramicrodureza são superiores aos do cobre comercial é indicativo que houve endurecimento da apara.

Por fim, os compactos resultantes do aço H13 ostentavam um pequeno defeito no centro, devido à onda de Mach, e a sua microestrutura revelou na zona central, um tamanho de grão micrométrico, mas uma dureza ultra elevada, se comparada com a do estado de recozido em que se encontram as aparas. As micrografias de SEM também mostraram uma consolidação eficiente das aparas. A existência de carbonetos primários ricos em cromo característicos deste tipo de aço, na periferia das diversas zonas do compacto, revela que a temperatura durante o processo de consolidação não foi suficiente para que durante o arrefecimento se formassem fases metaestáveis duras. No entanto, os valores de ultramicrodureza na zona central do compacto mostraram um aumento abrupto dos valores de dureza, consequência da ocorrência nessa zona de um sobreaquecimento, que permitiu a têmpera do aço, durante o arrefecimento após detonação, a partir de uma austenite mais enriquecida em carbono do que aquela resultante da têmpera convencional.

Em conclusão, o estudo de viabilidade de aplicação de explosivos à consolidação de aparas metálicas industriais, eventualmente nanométricas, mostra que é uma técnica promissora para a produção de materiais metálicos nano e submicrométricos. As aparas resultantes de alta velocidade de corte nos processos de maquinagem ostentam um elevado

potencial, pois ao sofrerem deformação plástica severa apresentam na maior parte dos casos grão nanométrico.

Os trabalhos futuros passarão pelo estudo detalhado, usando outras técnicas de análise, da apara na forma “*tal e qual*” e dos compactos de forma a ser possível comparar inequivocamente as microestruturas iniciais com as mesmas depois da consolidação. Por outro lado, deve ser feito um esforço no sentido de otimizar as velocidades de detonação de modo que a serem consentâneas com os objetivos delineados. Numa fase posterior seria interessante realizar ensaios mecânicos, tais como, ensaios de tração e flexão sobre os compactos.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

Antunes, J. M., Cavaleiro, A., Menezes, L. F., Simões, M. I., Fernandes, J. V., “Ultra-microhardness testing procedure with Vickers indenter”, *Surface and Coatings Technology* **149**, pp 27-35, 2002.

ASM Handbook, “Metallography and Microstructures”, Edition Metals Handbook, Volume 9, 2004.

Azevedo, M. S., “Comparação da incorporação em PEAD de cargas de alumínio sintético e de resíduo”, Departamento Engenharia Mecânica da Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra, Agosto 2010.

Campbeel, C. Z., Bendersky, L. A., Boettinger, W. J., Ivester, R., Microstructural characterization of Al-7075-T651 chips and work pieces produced by high-speed machining. *Materials Science and Engineering* **430**, pp 15-26, 2006.

Carton, E. P., “Dynamic Compaction of Ceramic and Composites”, Delft University Press, 1997.

Certal “Composição química, características e aplicações da liga 7022”, Alcan.

Correia, A. E., “Uma Abordagem à Maquinagem de Alta Velocidade com Recurso a Turbinas Pneumáticas de Alta Velocidade”, Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade de Aveiro, 2005.

Davim, J. P., Maranhão, C., “A study of plastic strain and plastic strain rate in machining of steel AISI 1045 using FEM analysis, *Materials and Design* **30**, pp 160-165, 2009.

Directiva 2006/12/CE de 5 de Abril. Parlamento Europeu e do Conselho. Gestão de resíduos.

Decreto-Lei nº 178/2006 de 5 de Setembro. *Diário da República nº171 – 1ª Série*. Ministério do Ambiente do Ordenamento do Território e do Desenvolvimento Regional, Lisboa.

Duam, C. Z., Cai, Y. J., Wang, M. J., Li, G. H., “Microstructural study of adiabatic shear bands formed in serrated chips during high- speed machining of hardness steel”, *J Matter Sci* **44**, pp 897-902, 2009.

Duam, C. Z., Zhang, L. C., “Adiabatic shear bonding in AISI 1045 steel during high speed machining: Mechanism of microstructural evolution”, *Materials Science and Engineering* **532**, pp 111-199, 2012.

Ekinovic, S., Dolinsek, S., Begovic, E.,”Machinability of 90MnCrV8 steel during high speed machining”, *Journal of Materials Processing Technology* **163**, pp 603-608, 2005.

Enayati, M. H., Bafandeh, M. R., Nosohian, S., “Ball milling of stainless steel scraps chips to produce nanocrystalline powder”, *J Mater Sci* **42**, pp 2844-2848, 2007.

Erkman, S., “Industrial ecology: an historial view”, *Elsievier Science* **97**, Switzerland, 1997.

Farinha, A. R., “Processamento de Pós Submicrométricos e Nanométricos por detonação”, Departamento de Engenharia Mecânica Faculdade de Ciências e Tecnologias da Universidade de Coimbra, 2008.

Ferrão, P. M. C., Ribeiro, P. J. T., Vilão, R., *et al* “Plano Nacional de Gestão de Resíduos 2011-2020”, Lisboa 26 Maio 2011.

Figueiredo, J. M., Coelho, M. C., Pedrosa, F., Oliveira, P. “Guia Técnico Setorial de Metalurgia e Metalomecânica”, INETI, Lisboa, Novembro 2000.

Figueiredo, J. M., Gonçalves, A., “Plano Nacional de prevenção de Resíduos Industriais”, INETI, Lisboa, Novembro 2001.

Gao, J., Shao, B., Zhang, K., “A study of the mechanism of consolidation metal powder under explosive-implosive shock waves”, American Institute of Physics, 1991.

Gronostajski, J., Matuszak, A., “The recycling of the metals by plastic deformation: an example of recycling of aluminium and its alloys chips” *Journal of Materials Processing Technology* **92-93**, pp 35-41, 1999.

Instituto Nacional de Estatística “Gestão de Resíduos em Portugal”, 4 de Agosto 2010.

Jackson M. J., Robinson, G. M., Whitfield, M.D., “Manufacture of nanocrystalline metals by machining processes” *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering* **20**, Janeiro-Fevereiro 2007.

Kraemer, M. E. P. “A questão Ambiental e os Resíduos Industriais”, Brasil. 2005.

Lennon, C. R. A., “An Investigation of Mechanism and Controlling Parameters In Direct Explosive Compaction of Powder Metals”. Ph. D. Dissertation. Queen University, Belfast, 1979.

Luo, P., Xie, H., Paladugu, M., Palanisamy, S., Dargusch, M. S., Xia, K., “Recycling of Titanium machining chips by severe plastic deformation consolidation” *J Mater Sci* **45**, pp 4606-4612, 2010.

Marques, I. S. R., “Estudo da influência da adição de resíduos de anodização de alumínio no isolamento térmico de tijolos de barro vermelho”, Departamento Engenharia Mecânica da Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra, Setembro 2009.

Mateus, A. & Associados, Sociedade de Consultores, Lda, “Setor Metalúrgico e Metalomecânico- Diagnóstico competitivo e Análise Estratégica”, 6 de Janeiro 2011.

Mendes, R., Ribeiro, J., Plaksin, I., and Campos, J., Farinha, R., “Non monotonic detonation velocity and pressure behavior of the emulsion explosive” Department of Mechanical Engineering, University of Coimbra, 2010.

Matweb. Acedido em 21 de Agosto às 15h no Web site: <http://www.matweb.com/>

Ning, Y., Rahman, M., Wang, Y. S., “Investigation of chips formation in high speed milling”, Journal of Materials Processing Technology **111**, pp 360-367, 2011.

Pasko, R., Przybylski, L., Slodki, B., “High Speed Machining (HSM) –The effective way of the modern cutting” International workshops CA Systems and Technologies.

Pruemmer, R. A., “Last Results in Explosive Compaction of Metal & Ceramic Powder and their Mixtures” 4th International of Center of High Energy Forming in Estes Park/Co, 1973.

Rohde, R. A., “Metalografia- Preparação de Amostras, Outubro, 2010.

Sasikumar, R., Arunachalam, R.M., “Synthesis of nanostructured aluminium matrix composite (AMC) through machining”, Materials Letter **63**, pp 2426-2428, 2009.

Sethi, G., Myers, N. S., German, M., “An overview of dynamic compaction in powder metallurgy” International Materials Reviews **53**, pp 219-234, 2008.

Shu-yan, WU, Ze-sheng, JI, Shou-fan, Rong, Mao-liang, HU “Microstructure and mechanical properties of AZ31B magnesium alloy prepared solid-states recycling process from chips”, Elsevier Science **20**, pp 783-788, 2010.

Soufiani, A. M., Enayati, M. H., Karimzadeh, F., “Fabrication and Characterization of nanostructured Ti6Al4V powder from machining scraps”, Advance Powder Technology **21**, pp 336-340, 2010.

Swaminathan, S., Shankar M. R., Balkrishna, C. R., Compton, W. D., Chandrasekar, S., King, A. H., Trumble K. P., “Severe plastic deformation (SPD) and nanostructured materials by machining”, *J. Matter Sci* **42**, pp 1529- 1549, 2007.

Thein, M. A., Lu, L., Lai, M. O., “Mechanical properties of nanostructured Mg- 5Wt% Al-xWt% AlN composite synthesized from Mg chips”. *Composite structure* **75**, pp 206-212, 2006.