



FCTUC FACULDADE DE CIÊNCIAS
E TECNOLOGIA
UNIVERSIDADE DE COIMBRA

DEPARTAMENTO DE
ENGENHARIA MECÂNICA

Caracterização Mecânica de Materiais Metálicos Com Recurso a Ensaios de Corte

Dissertação apresentada para a obtenção do grau de Mestre em Engenharia Mecânica na Especialidade de Sistemas de Produção

Autor

João Pedro Sobral Amaro

Orientadora

Professora Doutora Dulce Maria Esteves Rodrigues

Júri

Presidente Professora Doutora Marta Cristina Cardoso de Oliveira
Professora da Universidade de Coimbra

Professor Doutor Bruno Miguel Santana Chaparro

Professor do Instituto Politécnico de Tomar

Vogais Professor Doutor Luís Filipe Martins Menezes

Professor da Universidade de Coimbra

Coimbra, Janeiro, 2011

Simplify, and then add lightness.

Anthony Colin Bruce Chapman.

Aos padrinhos.

Agradecimentos

Concluída a redacção desta dissertação, gostaria de prestar o meu profundo agradecimento a todos aqueles que, de uma forma ou de outra, contribuíram com a sua colaboração, apoio e palavras de incentivo para a realização da mesma.

À Professora Doutora Dulce Rodrigues,
pela sua superior orientação, supervisão constante, apoio científico e elucidação de dúvidas. Recordarei sempre o seu sentido crítico e criativo que tanto significado deu a este trabalho.

Ao Engenheiro Carlos Leitão,
pela sua amizade, importantes conselhos, disponibilidade estóica e, sobretudo, pelas horas perdidas com o sistema óptico de medição de deformações ARAMIS, sem as quais este trabalho nunca teria sido concluído.

Ao Engenheiro Ivan Galvão,
pelo seu companheirismo, as suas palavras de incentivo, conselhos, amizade e, por todo o apoio prestado durante o trabalho laboratorial.

Ao Engenheiro Filipe Fernandes,
por toda a amizade, boa disposição e ajuda prestada durante o trabalho laboratorial.

Aos restantes membros, colegas e amigos do Grupo de Tecnologia,
pela forma como me acolheram no seu seio, todo o apoio dispensado, as críticas que muito melhoraram este trabalho e, sobretudo, pela boa disposição reinante.

Aos amigos e colegas da Universidade de Coimbra,
pelos grandes momentos que me proporcionaram nestes inesquecíveis anos de vida académica.

À minha família,
pelo apoio incondicional, carinho, palavras amigas e compreensão nos momentos mais difíceis.

*A todos,
O meu muito obrigado.*

Resumo

O processo de Soldadura por Fricção Linear é uma técnica inovadora emergente na ligação de materiais metálicos no estado sólido na qual, o conhecimento do comportamento viscoplástico do material é essencial. Desta forma, advém a necessidade de realizar ensaios mecânicos com vista à correcta caracterização mecânica do comportamento do material a aplicar neste processo tecnológico. Com este estudo pretendeu-se caracterizar mecanicamente, com recurso a ensaios de corte, uma liga de alumínio de 4 mm de espessura, AA5083-H111, e duas ligas com 3 mm de espessura, o alumínio AA6082-T6 e, o cobre Cu-DHP. Para tal, foram ensaiados provetes com diversas geometrias de modo a averiguar a sua influência na qualidade dos resultados obtidos.

A avaliação da deformação foi realizada, quer segundo uma perspectiva local, seleccionando diversos pontos ao longo da zona útil das amostras, quer segundo uma perspectiva global, ou seja, determinando-se o valor médio da deformação ao longo da zona útil. Ambas as metodologias apresentaram resultados semelhantes nos locais onde a deformação foi, essencialmente, homogénea. De forma a complementar a avaliação da deformação foram ainda realizadas medições de dureza e análise metalográfica de forma a melhor compreender a evolução da deformação na direcção transversal à zona útil dos provetes.

A comparação de curvas tensão-deformação equivalentes em corte e em tracção, denotou boa concordância de resultados para o alumínio AA5083-H111. O mesmo não aconteceu com os outros dois materiais em estudo, onde se registou uma importante discrepância de resultados.

A realização de ensaios com inversão de trajectória permitiu obter resultados fiáveis para o alumínio AA5083-H111, mas o mesmo não sucedeu para o alumínio AA6082-T6.

Palavras-chave: Ensaio de corte, Inversão de trajectória de deformação, Materiais metálicos, Caracterização mecânica.

Abstract

Friction Stir Welding is an emerging solid state welding technique for which the knowledge of the viscoplastic behaviour is essential, which makes the mechanical characterization of the material an important step in process parameters development.

With this study it was intended to characterize the mechanical behaviour, with recourse to shear tests, of a 4 mm thick aluminum alloy, AA5083-H111, and two 3 mm thick alloys, AA6082-T6 aluminum and Cu-DHP copper. With this purpose, specimens with two different geometries were tested in order to evaluate its influence in the results.

The deformation was evaluated either under a local perspective, selecting several points along the gauge section, and under a global perspective, i.e., determining the average deformation along a selected gauge section area. Both methodologies presented similar results in zones where the deformation was, essentially, homogeneous. Complementary hardness tests and metallographic analyses were performed in order to access the evolution of deformation in the transversal direction of the gauge section.

The comparison of equivalent stress-strain curves, in shear and traction, denoted a good agreement for the AA5083-H111 aluminum. The same didn't happen for the other two alloys, for which an important difference of results was depicted.

The performance of shear test in reversed loading paths was successful for the AA5083-H111 aluminum. However, the same didn't happen for the AA6082-T6 aluminum.

Keywords Shear test, Bauschinger test, Metallic material, Mechanical Characterization.

Índice

Índice de Figuras.....	vi
Índice de Tabelas	viii
1. Introdução.....	1
2. Estado da Arte.....	4
2.1. Ensaio de Corte.....	4
2.2. Caracterização das Tensões e Deformações.....	10
3. Procedimento Experimental.....	16
3.1. Materiais Ensaçados	16
3.2. Ferramenta de Ensaios de Corte	17
3.3. Provetes Ensaçados	19
3.4. Ensaios Realizados	20
4. Apresentação e Discussão dos Resultados	23
4.1. Ensaios de Corte em Trajectória Simples	23
4.1.1. Influência da Geometria do Provette	27
4.1.2. Influência da Geometria do Rasgo	31
4.1.3. Liga de Cobre Cu-DHP.....	35
4.1.4. Medições de Dureza e Análise Metalográfica.....	36
4.1.5. Comparação do Comportamento Mecânico entre Ensaio de Tracção e de Corte 43	
4.2. Ensaios de Corte Com Inversão de Trajectória	46
5. Conclusões e Perspectivas de Futuro	50
5.1. Sugestões Para Desenvolvimentos Futuros.....	52
6. Referências Bibliográficas.....	53

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1. Provete para ferramenta de corte com zona dupla de corte utilizado por Miyauchi, nas fases inicial (a) e final do ensaio (b) (Miyauchi, 1984).	5
Figura 2. Provete de corte após deformação no mecanismo proposto por Genevois (Bouvier et al., 2006a).	6
Figura 3. Ferramenta destinada a ensaios de corte proposta por Genevois (Bouvier et al., 2006a).	6
Figura 4. Zonas de deformação homogénea e heterogénea após ensaio de corte (Bouvier et al., 2006a).	7
Figura 5. Efeito de enrugamento no provete (Bouvier et al., 2006a).	7
Figura 6. Perspectiva do fenómeno de fissuração do provete sob aperto (a) (S. Bouvier et al., 2006a) e fissuração combinada com flexão (b) (Tavares, 2009).	8
Figura 7. Provete segundo o modelo proposto por Bao e Wierzbicki (2004).	9
Figura 8. Provete proposto por Reyes et al. (2009).	10
Figura 9. Deformação de corte puro (a), deformação de corte simples (b) e rotação dos eixos principais de deformação que origina deformação de corte simples (c) (Tavares, 2009).	12
Figura 10. Representação de um provete após ensaio de corte simples (Rauch, 1998).	12
Figura 11. Evolução isotrópica da superfície limite de elasticidade no plano das tensões principais ($\sigma_1; \sigma_2$) (Chaparro, 2006).	13
Figura 12. Evolução cinemática da superfície limite de elasticidade no plano das tensões principais ($\sigma_1; \sigma_2$) (Chaparro, 2006).	14
Figura 13. Evolução isotrópica e cinemática da superfície limite de elasticidade no plano das tensões principais ($\sigma_1; \sigma_2$) (Chaparro, 2006).	14
Figura 14. Caracterização do efeito de Bauschinger (Alves, 2003).	15
Figura 15. Perspectiva explodida da ferramenta e nomenclatura dos respectivos componentes (Tavares, 2009).	18
Figura 16. Perspectiva das zonas de fixação e da zona útil do provete.	18
Figura 17. Diferenças da geometria de base dos provetes destinados aos ensaios de corte: geometria em forma de U (a); geometria em forma V (b).	19
Figura 18. Diferenças entre as geometrias do entalhe dos provetes em forma de U: geometria regular (a), geometria quadrada (b) e, geometria quadrada corrigida (c).	20
Figura 19. Operação da ferramenta de ensaios de corte na máquina de tracção.	21
Figura 20. Exemplo de extracção de amostra, antes da preparação (a), e após preparação (b).	22
Figura 21. Perspectiva sobre a medição global (totalidade da zona útil e faixa central) e local de deformações, para o provete 5U2.	24
Figura 22. Comparação de curvas deformação-tempo entre medição global restringida à faixa central e medição local.	26
Figura 23. Comparação de curvas deformação-tempo entre medição global alargada à zona útil e medição local.	26
Figura 24. Comparação das curvas tensão-deformação em corte para as amostras do alumínio AA5083-H111.	28

Figura 25. Linha de fractura para a geometria em U (a) e V (b).	28
Figura 26. Comparação das curvas tensão-deformação em corte para as amostras do alumínio AA6082-T6.	29
Figura 27. Linha de fractura para a geometria U (a) e V (b).	30
Figura 28. Comparação, para ambos os alumínios, das curvas tensão-deformação em corte para a geometria U.	30
Figura 29. Comparação das curvas tensão-deformação em corte para a geometria de base U e geometria U quadrada.	32
Figura 30. Perspectiva da evolução da deformação do provete 5U5 – Q para um deslocamento da ferramenta de 2,9 mm, 3,1 mm e 3,5 mm, respectivamente.	33
Figura 31. Comparação das curvas tensão-deformação em corte para a geometria de base U e geometria U quadrada corrigida.	34
Figura 32. Comparação das curvas tensão-deformação em corte para a geometria de base U e geometria U quadrada.	34
Figura 33. Comparação das curvas tensão-deformação em corte da liga de cobre Cu-DHP com as ligas de alumínio estudadas.	35
Figura 34. Amostra 6V1 utilizada para avaliações de dureza.	36
Figura 35. Isovalores de deformação para a amostra 5U2.	37
Figura 36. Isovalores de deformação para a amostra 5V2.	37
Figura 37. Isovalores de deformação para a amostra 6U1.	37
Figura 38. Isovalores de deformação para a amostra 6V1.	38
Figura 39. Perfis de dureza para as amostras 5U2, 5V2, 6U1 e 6V1.	38
Figura 40. Perspectiva da microestrutura da amostra 5U2 (ampliação 200x).	40
Figura 41. Perspectiva da microestrutura da amostra 6V1 (ampliação 200x).	41
Figura 42. Isovalores de deformação para a amostra CU3.	41
Figura 43. Perfis de dureza para a amostra CU3.	42
Figura 44. Perspectiva da microestrutura da amostra CU3 (ampliação 200x).	43
Figura 45. Comparação das curvas tensão-deformação equivalentes em tracção e em corte para o alumínio AA5083-H111.	44
Figura 46. Comparação das curvas tensão-deformação equivalentes em tracção e em corte para o alumínio AA6082-T6.	45
Figura 47. Comparação das curvas tensão-deformação equivalentes em tracção e em corte para o cobre DHP.	46
Figura 48. Comparação de curvas tensão-deformação para a liga AA5083-H111 com e sem inversão de trajectória.	47
Figura 49. Comparação de curvas tensão-deformação para a liga AA6082-T6 com e sem inversão de trajectória.	48

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 1. Composição química nominal das ligas AA5083-H111, AA6082-T6 (ASM, 1992).	16
Tabela 2. Composição química nominal do cobre desoxidado com elevado teor em fósforo (Cu-DHP) (ASM, 1992).....	17
Tabela 3. Distribuição dos provetes, em função da geometria, pelo tipo de ensaio de corte.	24

1. INTRODUÇÃO

No ambiente de competitividade e inovação industrial que se vive nos dias de hoje tem-se assistido à introdução de novos produtos e novas formas de os processar, em tempos cada vez mais curtos, com a exigência de maior qualidade e eficiência e com cada vez maiores preocupações ambientais. O progresso ao nível industrial na fabricação de componentes a partir de laminados de chapa, impulsionada pela indústria automóvel, força motriz no desenvolvimento tecnológico nesta área, tem originado a inserção e aperfeiçoamento de novas ligas metálicas. Como tal, tem havido um esforço crescente no conhecimento do seu comportamento mecânico. Por seu turno, o desenvolvimento e aperfeiçoamento das tecnologias, utilizadas no processamento de materiais metálicos, exigem o desenvolvimento de procedimentos de ensaio com vista à caracterização mecânica do comportamento dos materiais sob modos de deformação complexos, característicos dos processos tecnológicos.

O comportamento mecânico de um material pode ser avaliado por intermédio de diversos ensaios mecânicos. Entre estes, destaca-se o ensaio de tracção uniaxial como mais usual, devido à sua facilidade de execução e reprodutibilidade de resultados estando há muito normalizado (Tarigopula et al., 2008). No entanto, quando os materiais são sujeitos a deformações elevadas e complexas o ensaio de tracção não fornece, regra geral, informação suficiente para a correcta caracterização mecânica nestas condições. Surge assim, na análise de chapas metálicas, como alternativa, o ensaio de corte. Com efeito, este ensaio permite o estudo do material em grandes deformações devido à ausência da localização da deformação que antecede a rotura à carga máxima, característica dos ensaios de tracção (Atkins, 1996). Contudo, quando o material a processar sofre deformação segundo trajectórias complexas o ensaio de corte simples revela-se insuficiente, sendo frequentemente requerida a combinação de ensaios mecânicos simples com vista a compreender o comportamento do material na combinação das trajectórias de deformação (Bouvier et al., 2006a). Neste caso, o ensaio de corte com inversão de trajectória surge como uma solução interessante, pois permite estudar o material realizando elevada deformação plástica segundo uma direcção, a qual, ao ser invertida, possibilita

caracterizar o encruamento do material na trajectória inversa e, deste modo, o efeito de histerese de Bauschinger da curva tensão-deformação (Chaparro, 2006).

No domínio dos processos tecnológicos, a Soldadura por Fricção Linear (SFL) cotasse como uma técnica inovadora na união de chapas metálicas. Patenteada em 1991 pelo TWI (*The Welding Institute*), de acordo com Peel et al. (2006), esta técnica sendo muito recente está ainda em fase de desenvolvimento tendo despertado o interesse de muitos grupos de investigação a nível mundial, nos quais se incluiu o Grupo de Tecnologia do Departamento de Engenharia Mecânica (DEM) da Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra. Com efeito, a SFL é uma tecnologia de soldadura em que a ligação dos materiais se obtém através da sua mistura no estado sólido, sob intensa deformação plástica (Leitão, 2008), evitando alguns inconvenientes das técnicas de soldadura tradicionais como a necessidade de utilização de consumíveis e a fusão dos materiais a unir, garantindo ainda uma baixa distorção das peças a unir (Peel et al., 2006). Segundo Leitão (2008) este processo utiliza uma ferramenta rotativa animada de movimento linear que é usada para gerar calor através da sua fricção com as peças a soldar. Como resultado, o material é deformado plasticamente sob tensões de corte e é arrastado pela ferramenta. A compreensão do fluxo de material durante a operação de soldadura e, conseqüentemente, o estabelecimento dos parâmetros do processo adequados aos diferentes materiais a unir, implica o conhecimento do comportamento viscoplástico do material. No entanto, durante o processo em si, não é possível o estudo do seu comportamento. Advém assim a necessidade de realizar ensaios mecânicos com vista à caracterização do seu comportamento, simulando o escoamento plástico do material em grandes deformações.

O trabalho que se expõe nesta Dissertação teve como objectivo o estudo experimental do comportamento mecânico de ligas metálicas submetidas a grandes deformações reproduzindo, na medida do possível, condições de deformação passíveis de ocorrer durante o processo de SFL. Nesta Dissertação não foram analisadas quer a deformação a altas temperaturas, devido ao calor gerado no processo, quer o processamento a elevada velocidade de deformação.

Desta forma, o texto que se segue está estruturado em cinco capítulos, cujo conteúdo se descreve brevemente de forma a enquadrar o leitor:

- Capítulo 2 – Estado da Arte – Neste capítulo descrevem-se resumidamente algumas das metodologias propostas para a realização de ensaios de corte, apresentando-se as principais vantagens e inconvenientes associados a este tipo de ensaios. Caracterizam-se ainda as tensões e deformações envolvidas no processo.

- Capítulo 3 – Procedimento Experimental – Neste capítulo são expostos os diferentes materiais alvo de estudo ao longo deste trabalho, a ferramenta utilizada nos ensaios de corte bem como os diferentes tipos de provetes testados. Por último, faz-se uma breve descrição do plano de ensaios executado com vista à caracterização mecânica dos diferentes materiais.

- Capítulo 4 – Apresentação e Discussão dos Resultados – Apresentam-se os resultados obtidos, ou seja, mostram-se as curvas tensão-deformação determinadas, expõem-se os resultados referentes às medições de dureza nas amostras e respectivas análises de metalografia.

Capítulo 5 – Conclusões e Perspectivas de Desenvolvimentos Futuros – No último capítulo são discutidas as conclusões retiradas desta dissertação e as perspectivas de desenvolvimento futuro sobre este tipo de ensaios.

2. ESTADO DA ARTE

2.1. Ensaio de Corte

O conhecimento do comportamento plástico dos mais diversos materiais metálicos sob carregamentos complexos, tais como os conferidos pelos processos de conformação de chapas metálicas, requer habitualmente a realização de sequências de ensaios simples tais como: ensaios de tracção, compressão, torção e corte simples (Bouvier et al., 2006a). Destes, o ensaio de corte simples tem-se tornado numa das técnicas mais atractivas para o estudo de chapas metálicas, superiorizando-se comparativamente aos outros pois permite a obtenção de grandes deformações sem a ocorrência de instabilidades plásticas como a localização da deformação (Bouvier et al., 2006a; Tarigopula et al., 2008). Segundo Rauch (1998), este tipo de ensaio apresenta como grandes vantagens comparativamente aos comuns ensaios uniaxiais de tracção, a realização de deformação homogénea ao longo da zona solicitada ao corte, com recurso a provetes de geometria bastante simples, e a possibilidade de reverter a direcção de solicitação durante o ensaio, permitindo, com facilidade, a caracterização do efeito de Bauschinger.

Sendo uma técnica relativamente recente no estudo do comportamento plástico de chapas obtidas por laminagem, o ensaio de corte ainda não está devidamente normalizado. Na literatura é possível encontrar descrições detalhadas das várias ferramentas concebidas para a realização de ensaios de corte, bem como, das geometrias dos provetes. Destes trabalhos é possível destacar os mecanismos desenvolvidos por Miyauchi (1984), Genevois (1992), Bao e Wierzbicki (2004) e, Reyes et al. (2009).

Na Figura 1 apresenta-se um provete na fase inicial e final de um ensaio de corte realizado com a ferramenta desenvolvida por Miyauchi (1984). A metodologia de ensaio adoptada por este investigador é caracterizada por duas zonas de corte simétricas, que se deformam paralelamente, quando a ferramenta é solicitada por uma carga axial. Neste tipo de dispositivo a ferramenta tem uma amarra móvel (pontos de fixação da faixa

central) e duas amarras fixas (pontos de fixação das faixas laterais), garantindo assim que as forças a que é submetida a faixa central se equilibram.

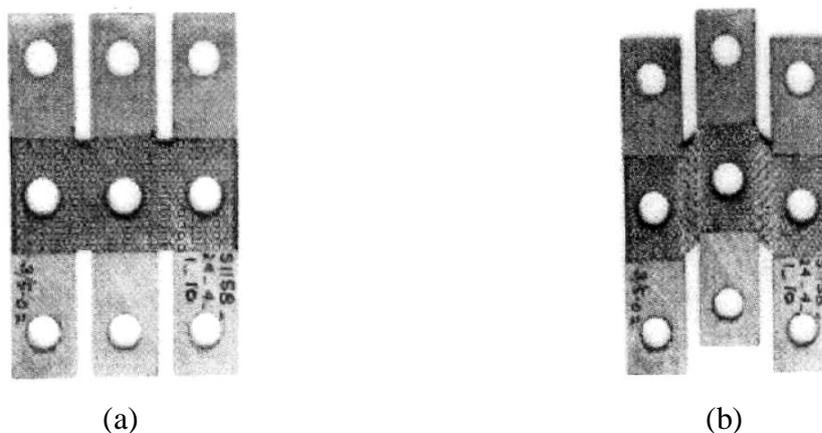


Figura 1. Provete para ferramenta de corte com zona dupla de corte utilizado por Miyauchi, nas fases inicial (a) e final do ensaio (b) (Miyauchi, 1984).

Alguns anos mais tarde, Genevois (1992) propôs um dispositivo para ensaios de corte melhorado, relativamente ao modelo proposto por Miyauchi. Neste caso, os provetes assumem uma forma rectangular (200 mm de comprimento por 230 mm de largura) a qual devido às suas dimensões generosas, permite a extracção de provetes, segundo várias orientações, da zona deformada em corte, destinados a posteriores ensaios de tracção ou de corte (Figura 2). Com efeito, a realização quer de ensaios de tracção uniaxial, quer de novos ensaios de corte, após uma primeira deformação em corte, é uma técnica bastante interessante para caracterizar o comportamento plástico do material segundo trajectórias de deformação complexas, possibilitando o estudo da anisotropia após mudança de trajectória de chapas finas (Bouvier et al., 2006a). Na Figura 3 esquematiza-se a ferramenta desenvolvida por Genevois, a qual garante uma maior homogeneidade da zona deformada em corte e diminui a possibilidade de ocorrência de flexão da amostra, ao mesmo tempo que assegura uma redução do escorregamento desta (Genevois, 1992). Para minimizar este efeito, foram desenvolvidas diferentes soluções para as zonas de contacto ferramenta-provete as quais permitem lidar com diferentes durezas dos materiais a ensaiar, garantindo desta forma que a força de contacto seja suficiente para evitar o escorregamento do provete sob acção das forças de corte.

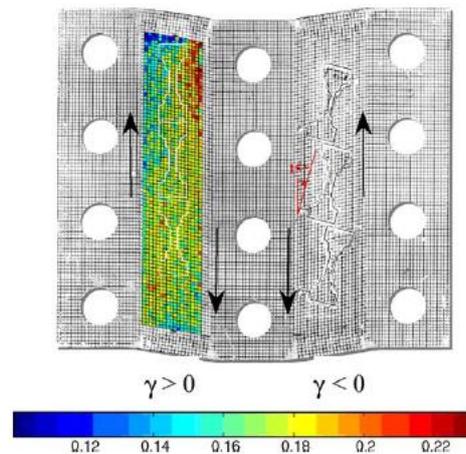


Figura 2. Provete de corte após deformação no mecanismo proposto por Genevois (Bouvier et al., 2006a).

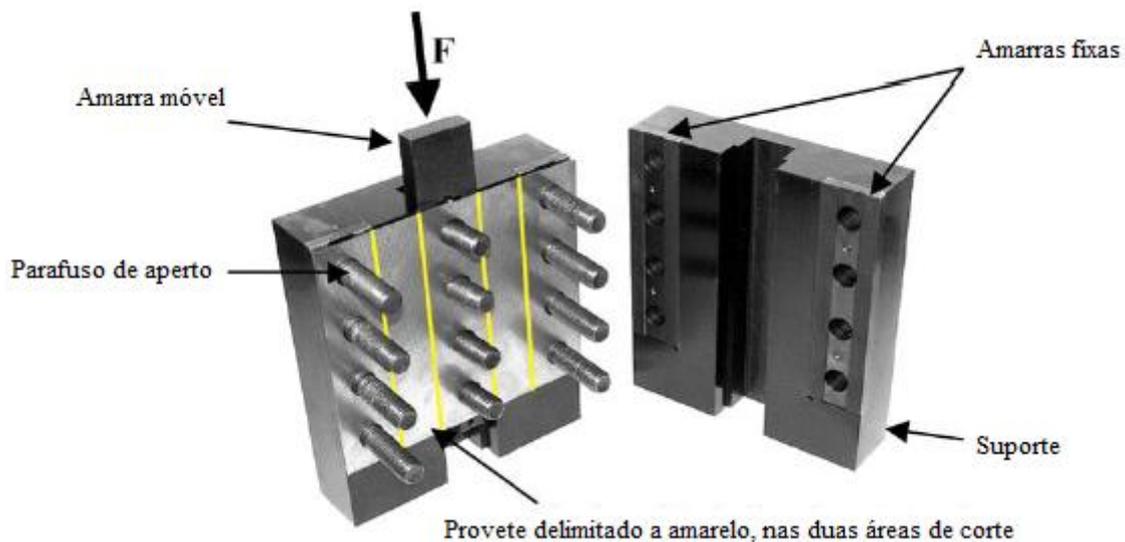


Figura 3. Ferramenta destinada a ensaios de corte proposta por Genevois (Bouvier et al., 2006a).

Contudo, o ensaio de corte com esta ferramenta apresenta alguns problemas associados à sua execução. Segundo Bouvier et al. (2006a), a razão entre a largura e o comprimento da zona útil deve ser tão grande quanto possível para que a heterogeneidade da deformação, inerente ao efeito de bordo da extremidade do provete, não se propague ao longo desta, conforme se ilustra na Figura 4. Por outro lado, uma razão elevada entre a largura e o comprimento da zona útil também minimiza a possibilidade de ocorrência do efeito de enrugamento do provete que se ilustra na Figura 5. A ocorrência de flexão do provete, conforme se constata pela Figura 6, pode ser evitada caso a razão entre a

espessura e a largura da zona útil seja superior a um valor crítico, que depende das propriedades mecânicas do material (Bouvier et al. (2006a)).

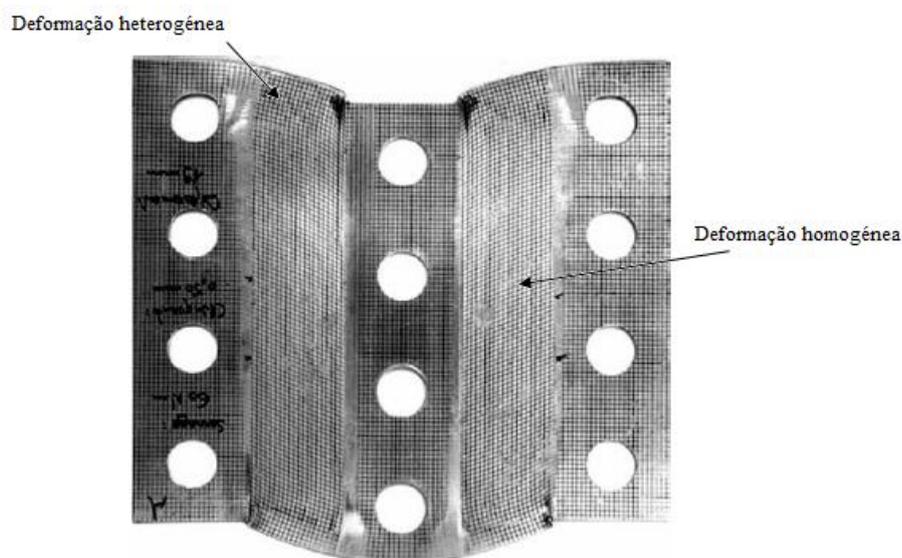


Figura 4. Zonas de deformação homogénea e heterogénea após ensaio de corte (Bouvier et al., 2006a).

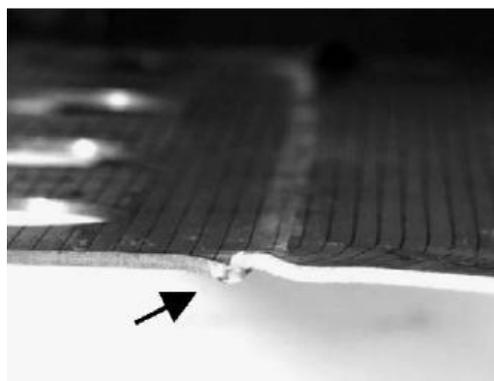


Figura 5. Efeito de enrugamento no provete (Bouvier et al., 2006a).

Por último, a fissuração na extremidade do provete, entre a zona solicitada ao corte e a zona fixa (Figura 6), pode ocorrer caso não haja uma correcta fixação deste (Bae e Ghosh, 2003). Este defeito decorre do facto de a zona útil de deformação ter uma das suas extremidades sujeita a um esforço de tracção, ao passo que a outra está sujeita a um esforço de compressão.

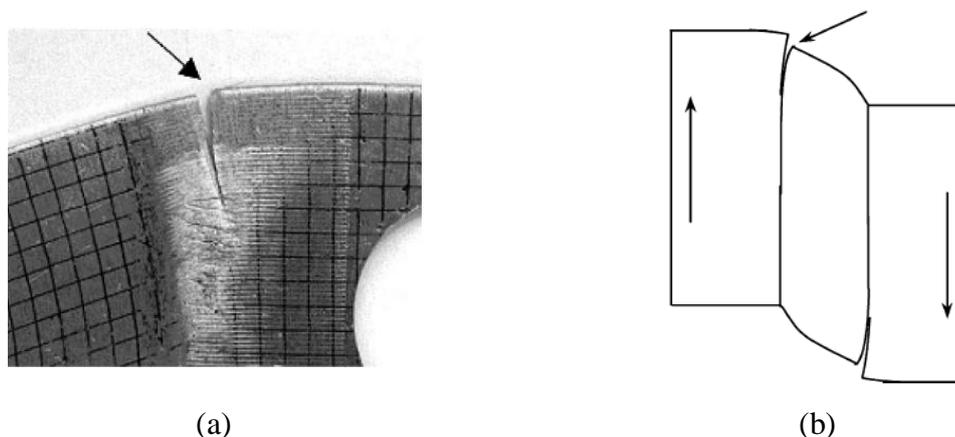


Figura 6. Perspectiva do fenómeno de fissuração do provete sob aperto (a) (S. Bouvier et al., 2006a) e fissuração combinada com flexão (b) (Tavares, 2009).

Recentemente Bao e Wierzbicki (2004) apresentaram uma metodologia de ensaio de corte distinta das propostas anteriormente. De acordo com essa metodologia a geometria na zona útil das amostras de corte apresenta forma em borboleta e espessura reduzida, de modo a que a solicitação aí desenvolvida seja predominantemente de corte puro (Figura 7). A grande vantagem deste tipo de amostra, comparativamente às anteriormente descritas, é a de garantir que a deformação plástica, até à ocorrência de rotura, esteja confinada à zona útil. Como a fractura está confinada a essa zona, e o estado de tensão é conhecido, é possível utilizar este ensaio de corte, em conjunto com a simulação numérica, para a calibração de um critério de fractura, conforme demonstra Bao e Wierzbicki (2004) e Tarigopoula et al. (2007). No entanto, este tipo de geometria é mais complexo pelo que se torna mais difícil a maquinagem do provete. Uma maquinagem deficiente, em especial da zona útil, pode traduzir-se no aparecimento de efeitos indesejados como tensões residuais e micro fissuras (Lademo et al., 2006), o que pode levar ao surgimento de um estado de deformação não homogéneo. Para ultrapassar estes obstáculos, Reyes et al. (2009) propôs um novo tipo de provete sem a redução da espessura na zona solicitada ao corte, como ilustra a Figura 8.

A zona solicitada ao corte dos provetes propostos por Bao e Wierzbicki (2004) e Reyes et al. (2009) possui uma forma algo complexa pelo que, a análise das deformações na zona solicitada torna-se virtualmente impossível sem recurso a um sistema óptico para a aquisição do campo de deformações que lhe está associado. Nas metodologias propostas

por Miyauchi e Genevois, a obtenção do campo de deformações pode ser conseguida por inscrição na amostra de uma grelha, pela técnica de serigrafia, pois a ferramenta utilizada nesses casos não permite a utilização de sistemas ópticos de aquisição de dados (a amostra encontra-se nestes casos totalmente encoberta pela ferramenta). A medição de deformações por recurso a esta técnica é bastante difícil e de reduzida confiabilidade, não sendo mesmo possível aplicá-la em amostras cuja zona útil apresenta dimensões muito reduzidas ou de forma não plana, como é o caso do provete proposto por Bao e Wierzbicki. Desta forma, o recurso aos recentes sistemas ópticos de aquisição de dados surge como uma excelente alternativa, garantindo a leitura do campo de deformações de forma rápida e confiável.

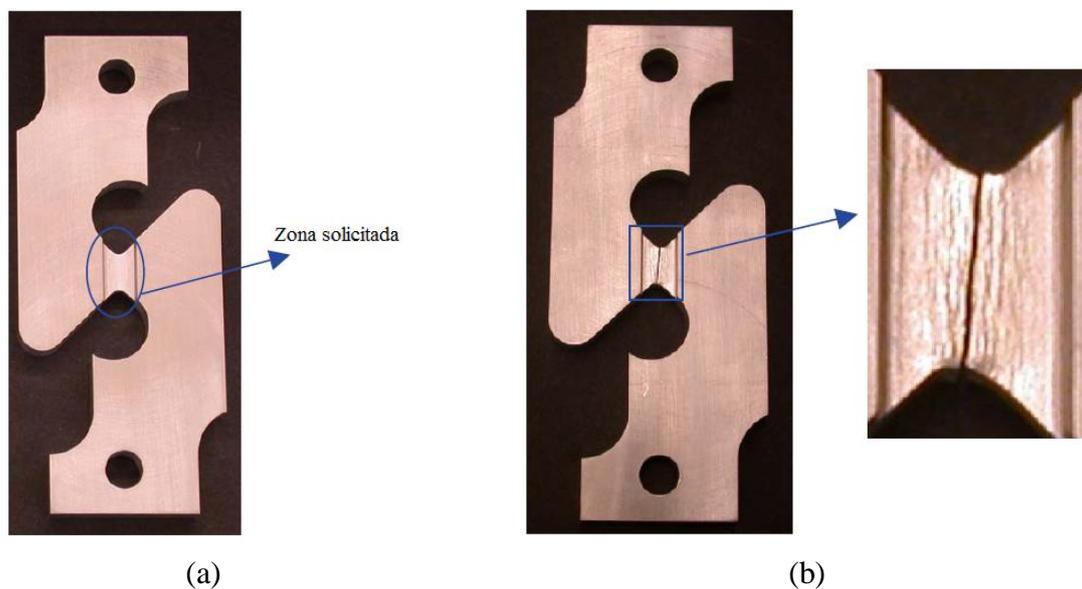


Figura 7. Provete segundo o modelo proposto por Bao e Wierzbicki (2004).



Figura 8. Provete proposto por Reyes et al. (2009).

2.2. Caracterização das Tensões e Deformações

Um corpo deformável que se apresente em equilíbrio estático, quando submetido a um conjunto de forças externas, irá desenvolver, por sua vez, um conjunto de forças internas garantindo assim a continuidade desse equilíbrio. As forças internas, que podem ser apresentadas como estando distribuídas de forma uniforme em secções infinitesimais e planas do corpo, podem ser decompostas em duas componentes: uma perpendicular ao plano considerado, dita normal, e outra tangencial ao plano, designada de corte. Define-se então tensão normal (σ) num ponto pela razão entre a componente normal da força nesse ponto e a área da secção infinitesimal considerada. De forma análoga, define-se tensão de corte (τ) como a razão entre a componente tangencial da força no ponto considerado e a área de secção infinitesimal tida em conta.

Considerando novamente o corpo em equilíbrio pode-se definir um conjunto de secções infinitesimais nesse corpo, orientadas de forma que as normais exteriores a essas secções formem entre si um sistema de eixos ortogonal. O conjunto dessas secções permite descrever um cubo infinitesimal, em equilíbrio, por acção do sistema de forças. Decompondo essas forças segundo direcções ortogonais entre si e aplicando as definições de tensão referidas anteriormente, possibilita obter nove componentes de tensão que compõem o tensor das tensões (T):

$$T = \begin{bmatrix} \sigma_{xx} & \tau_{xy} & \tau_{xz} \\ \tau_{yx} & \sigma_{yy} & \tau_{yz} \\ \tau_{zx} & \tau_{yz} & \sigma_{zz} \end{bmatrix}. \quad (1)$$

Levando em linha de conta o equilíbrio de forças e de momentos no elemento considerado, tal implica que o tensor das tensões seja simétrico:

$$\tau_{xy} = \tau_{yx}, \tau_{xz} = \tau_{zx}, \tau_{yz} = \tau_{zy}. \quad (2)$$

Na situação em que a solitação no plano xy é de corte puro, o tensor das tensões resume-se à forma simplificada:

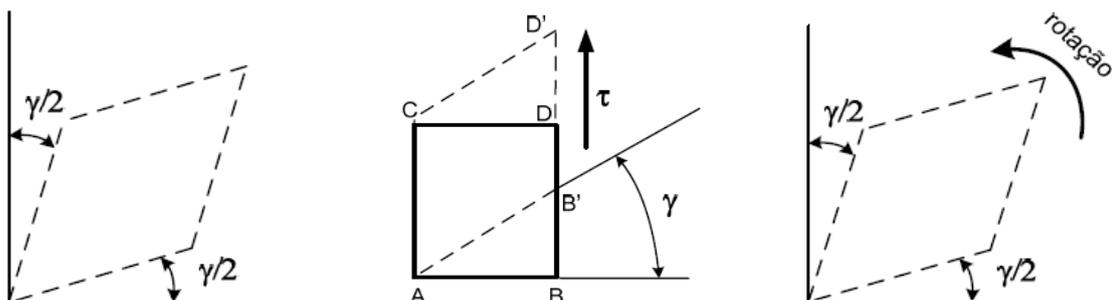
$$T = \begin{bmatrix} 0 & \tau_{xy} \\ \tau_{xy} & 0 \end{bmatrix}. \quad (3)$$

As deformações provocadas por este estado de tensão traduzem-se na variação do ângulo entre planos do corpo inicialmente ortogonais entre si, conforme se representa na Figura 9 (a). No caso do ensaio de corte simples, esquematizado na Figura 10, a deformação ocorre através do movimento relativo de planos paralelos à direcção de solitação, o que se traduz no mecanismo de corte simples referido na Figura 9 (b). Então, adoptando a simbologia proposta na Figura 10, a deformação de corte simples pode ser calculada através da seguinte expressão:

$$\gamma = \frac{\Delta L}{h}, \quad (4)$$

onde ΔL é o deslocamento de uma face lateral do provete, por acção da força F , em relação a outra face lateral não solicitada, e h é a largura da zona deformada.

A deformação de corte (γ) resultante de um ensaio de corte simples é, essencialmente, a composição de uma deformação de corte puro com uma rotação de 45° dos eixos de deformação relativamente à direcção de solitação (Bae e Gosh, 2003), como se constata pela Figura 9 (c).



(a) (b) (c)

Figura 9. Deformação de corte puro (a), deformação de corte simples (b) e rotação dos eixos principais de deformação que origina deformação de corte simples (c) (Tavares, 2009).

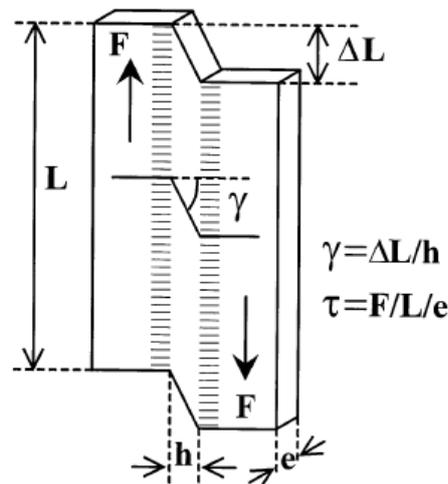


Figura 10. Representação de um provete após ensaio de corte simples (Rauch, 1998).

A tensão de corte é obtida pela equação,

$$\tau = \frac{F}{L \cdot e}, \quad (5)$$

sendo F a força aplicada no ensaio de corte, L a altura da amostra e e é a sua espessura. De um modo geral pode considerar-se que a área transversal da zona solicitada ao corte se mantém constante desde o início ao fim da deformação, sendo no entanto esta assumpção apenas válida para as regiões da zona útil onde a deformação é perfeitamente homogênea. Este aspecto é sustentado por Bouvier et al. (2006b) que demonstram que é garantido desde que a zona útil do provete apresente dimensões tais que a razão L/h seja suficientemente elevada, ou seja, é recomendável uma razão L/h superior a 5. Nestas condições, a tensão de corte pode ser tida por:

$$\tau = \frac{F}{L \cdot e} = \frac{F}{L_0 \cdot e_0}, \quad (6)$$

sendo L_0 a altura inicial da amostra e e_0 a espessura inicial.

A ocorrência de deformação plástica conduz a uma evolução microestrutural do material que tem como consequência a modificação da superfície limite de elasticidade (Chaparro, 2006). De acordo com Chaparro (2003), quando o material é sujeito a encruamento isotrópico (Figura 11) a evolução da superfície limite de elasticidade

corresponde à expansão da superfície inicialmente definida pelo critério de plasticidade adoptado. Tal significa que os centros da superfície limite de elasticidade inicial, e actualizada, se mantêm coincidentes, ou seja, não se observa o efeito de Bauschinger evidenciado pela maioria dos materiais metálicos aquando da inversão de trajectória, ou qualquer outro efeito que conduza à alteração da forma da superfície de plasticidade, que não a sua expansão isotrópica.

No encruamento cinemático (Figura 12) assume-se que, durante o processo de deformação plástica, a superfície de limite de elasticidade sofre uma translação rígida no espaço das tensões, mantendo a sua forma e dimensão inalterada. Pretende-se com esta translação modelar fenómenos como o amaciamento transiente ou o efeito de Bauschinger, associados a mudanças de trajectória, como aquela que ocorre no ensaio de corte com inversão de trajectória.

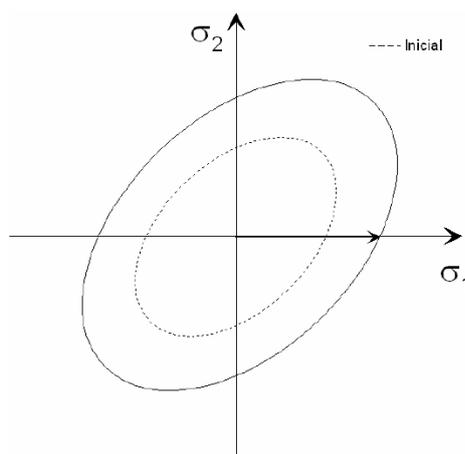


Figura 11. Evolução isotrópica da superfície limite de elasticidade no plano das tensões principais ($\sigma_1; \sigma_2$) (Chaparro, 2006).

O comportamento de materiais metálicos quando existe mudança na trajectória de deformação é muitas vezes correctamente descrito como uma combinação das duas componentes de encruamento descritas, conforme demonstra a Figura 13.

A Figura 14 apresenta uma curva tensão-deformação onde ocorre inversão de trajectória (após a deformação \overline{AB}), aonde se apresentam os tipos de encruamento anteriormente referidos. Caso o encruamento seja isotrópico puro, o valor do módulo da tensão limite de elasticidade não se altera após a inversão de trajectória de deformação. Tomando o encruamento como cinemático puro, a tensão limite de elasticidade em módulo

assume o valor mais reduzido possível, podendo apresentar numa situação extrema o sinal do mesmo tipo que o das tensões na trajetória directa (a deformação plástica poderia ocorrer hipoteticamente ainda na descarga). Considerando as duas componentes do encruamento a tensão limite de elasticidade em segunda trajetória assume um valor entre as duas situações anteriores (descarga elástica \overrightarrow{BC}).

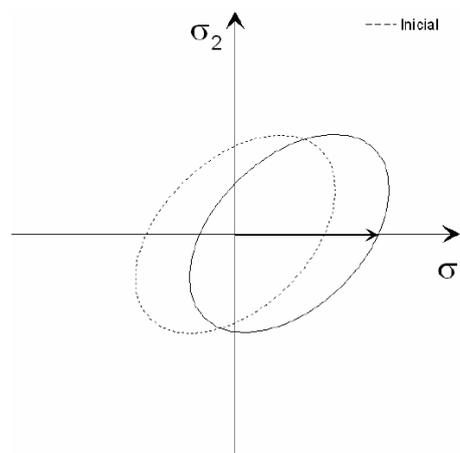


Figura 12. Evolução cinemática da superfície limite de elasticidade no plano das tensões principais ($\sigma_1; \sigma_2$) (Chaparro, 2006).

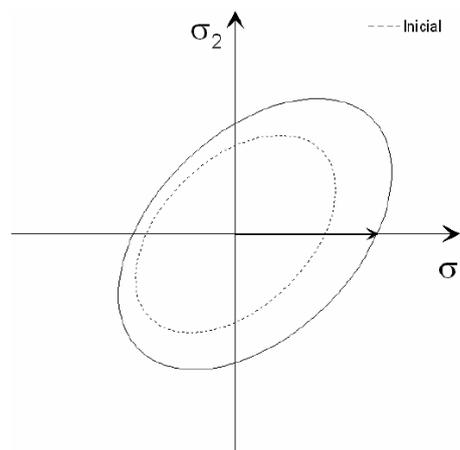


Figura 13. Evolução isotrópica e cinemática da superfície limite de elasticidade no plano das tensões principais ($\sigma_1; \sigma_2$) (Chaparro, 2006).

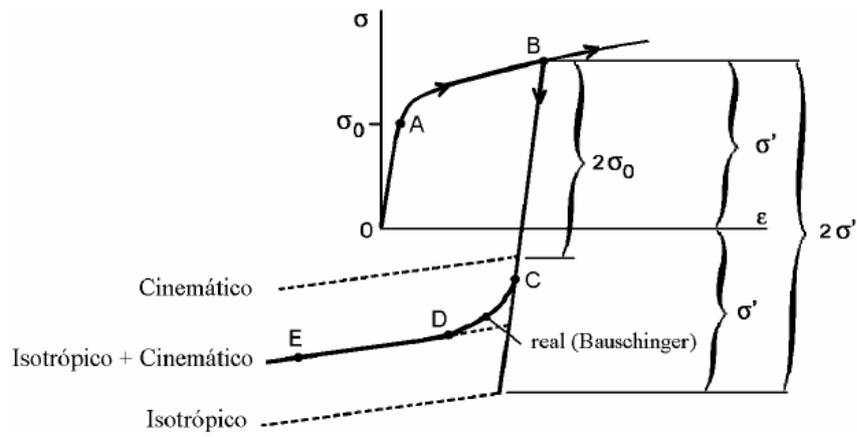


Figura 14. Caracterização do efeito de Bauschinger (Alves, 2003).

3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

3.1. Materiais Ensaados

Na execução dos ensaios de corte foram utilizados provetes de duas ligas de alumínio distintas, AA5083-H111 (liga de alumínio-magnésio) e AA6082-T6 (liga de alumínio-magnésio-silício), e uma liga de cobre, Cu-DHP (cobre desoxidado com elevado teor em fósforo). Como tal será feita uma breve análise aos materiais submetidos a ensaio.

A Tabela 1 indica a composição química nominal das ligas de alumínio.

Tabela 1. Composição química nominal das ligas AA5083-H111, AA6082-T6 (ASM, 1992).

Liga \ %w	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
AA5083-H111	0.40 0.70	0.40	0.10	0.40 1.00	4.00 4.90	0.05 0.25	-	0.25
AA 6082-T6	0.70 1.30	0.50	0.10	0.40 1.00	0.6 1.2	0.25	-	0.20

A liga de alumínio AA5083 possui um tratamento do tipo “H111”, ou seja, encontra-se num estado praticamente recozido (ASM, 1992).

Por seu turno, a liga de alumínio AA6082 possui um tratamento do tipo “T” o que indica um tratamento térmico. O tratamento do tipo “T6” corresponde a um tratamento de solubilização seguido de envelhecimento artificial (ASM, 1992).

O cobre electrolítico, o mais económico a nível industrial, possui uma concentração nominal de oxigénio de 0,04%, o que, na maioria das aplicações deste material, é uma impureza sem importância. No entanto, quando o cobre é vazado, dado que o oxigénio é praticamente insolúvel neste, leva à formação de Cu_2O interdendrítico. Na situação em que o cobre electrolítico seja aquecido a uma temperatura acima do patamar de

400°C numa atmosfera contendo hidrogénio, este último pode-se difundir no cobre sólido e reagir com o Cu_2O disperso internamente levando à formação de vapor de água. As moléculas de água podem formar cavidades internas no cobre, em particular nos limites de grão, tornando o cobre frágil. Uma das soluções para este inconveniente é fazer reagir o Cu_2O com o fósforo, formando-se pentóxido de fósforo (P_2O_5) (Smith, 1998). Assim o cobre é dito desoxidado e com elevado teor em fósforo. A Tabela 2 indica a composição química nominal do cobre DHP.

Tabela 2. Composição química nominal do cobre desoxidado com elevado teor em fósforo (Cu-DHP) (ASM, 1992).

Liga \ %w	Cu + Ag	P
Cu-DHP	99.9737	0.0174

3.2. Ferramenta de Ensaio de Corte

A realização dos ensaios de corte foi concretizada com recurso a uma ferramenta projectada para o efeito, conforme se pode conferir em Tavares (2009). A Figura 15 ilustra a ferramenta utilizada, a qual é constituída por uma estrutura fixa e outra móvel. O provete a ensaiar é convenientemente amarrado utilizando parafusos de fixação, os quais, estão dispostos perpendicularmente, tanto à estrutura de fixação como à estrutura móvel. O contacto das zonas de fixação do provete com a ferramenta é conseguido por intermédio de um elemento de fixação, concebido de modo a evitar o seu escorregamento durante o movimento da ferramenta, o qual deve ser apertado com firmeza para evitar justamente o possível escorregamento do provete. O movimento relativo da estrutura móvel, relativamente à estrutura fixa, vai permitir que as zonas de fixação do provete tenham também movimento relativo entre si, induzindo deformação de corte na secção central do provete, conforme se constata pela Figura 16.

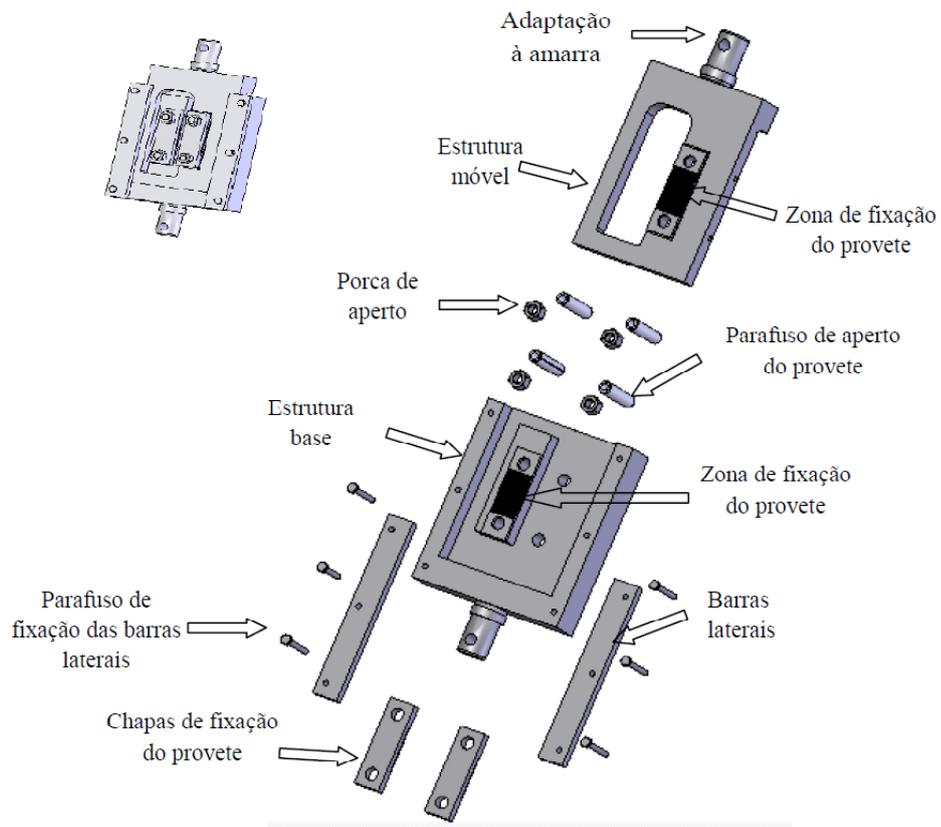


Figura 15. Perspectiva explodida da ferramenta e nomenclatura dos respectivos componentes (Tavares, 2009).

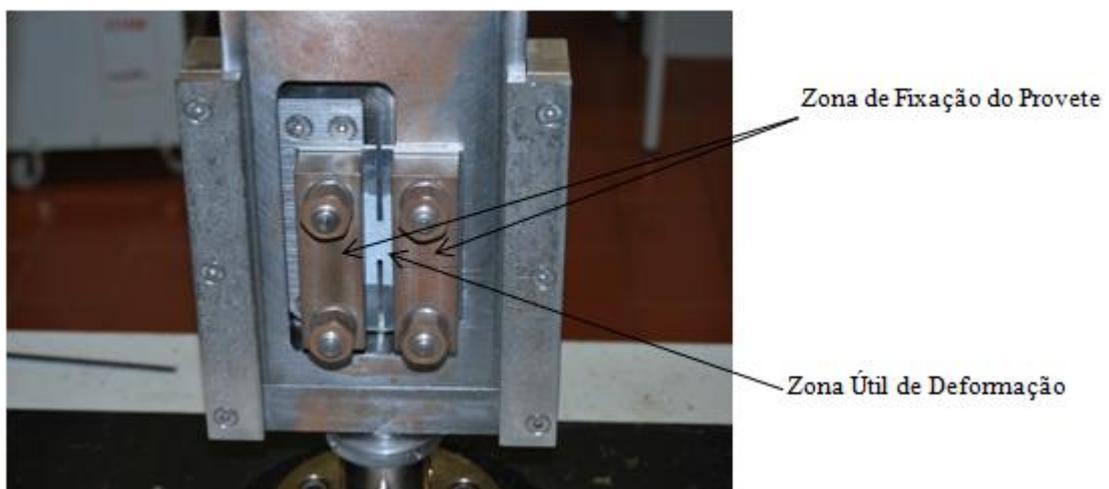


Figura 16. Perspectiva das zonas de fixação e da zona útil do provete.

3.3. Provetes Ensaitados

Para a realização dos ensaios de corte foram desenvolvidos, no Grupo de Tecnologia do DEM, provetes com geometrias de base que garantem a existência de uma secção onde, preferencialmente, se desenvolve a deformação de corte, conforme se mostra na Figura 16. Pretende-se ainda que a deformação de corte seja homogénea ao longo da referida secção. Com este intuito foram testadas duas geometrias distintas, uma com rasgos centrais maquinados em forma de U (Figura 17 (a)), e outra em forma V (Figura 17 (b)).

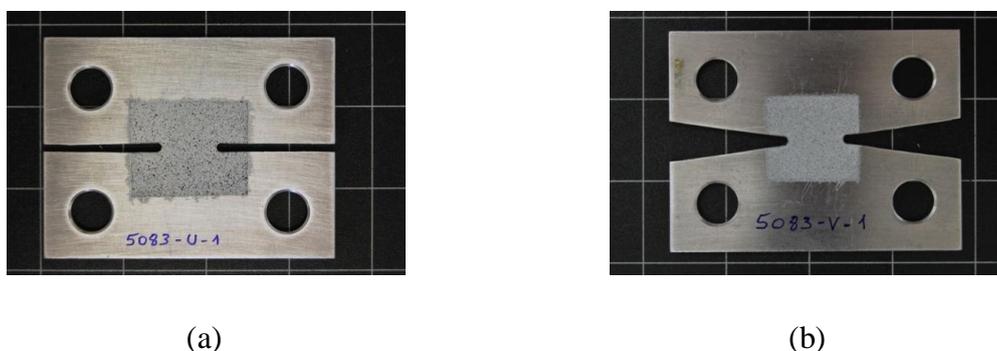


Figura 17. Diferenças da geometria de base dos provetes destinados aos ensaios de corte: geometria em forma de U (a); geometria em forma V (b).

No caso dos provetes com entalhes em U procedeu-se ainda à avaliação da influência da geometria da extremidade do entalhe na distribuição de deformações durante o ensaio. Para tal foram maquinados provetes com extremidade com forma arredondada regular (Figura 18 (a)), com forma quadrada (Figura 18 (b)), e provetes cuja extremidade do entalhe foi corrigida da forma quadrada, para uma forma arredondada, por maquinagem por broca (Figura 18 (c)). Em qualquer dos casos anteriormente expostos, o rasgo central conservava uma largura de 3mm.

De modo a identificar os provetes, distinguindo quer o material de base, quer a geometria do provete, no texto que se segue adoptou-se a seguinte nomenclatura: material-de-base_geometria_numeração-do-provete. Para os provetes de forma U quadrada adicionou-se a letra Q. Na situação das amostras que foram corrigidas por broca acrescentaram-se as letras QC.

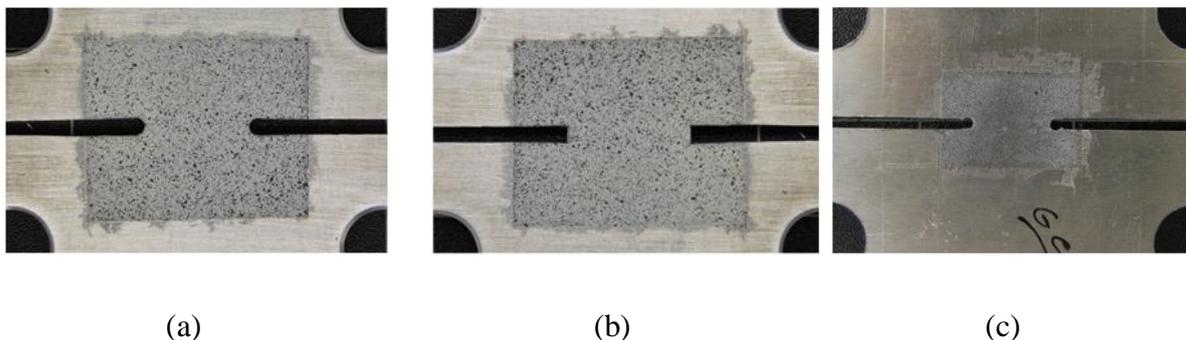


Figura 18. Diferenças entre as geometrias do entalhe dos provetes em forma de U: geometria regular (a), geometria quadrada (b) e, geometria quadrada corrigida (c).

Entre os materiais ensaiados, os provetes da liga de alumínio AA5083-H111 possuíam uma espessura de 4 mm, ao passo que os das ligas AA6082-T6 e Cu-DHP possuíam uma espessura de 3 mm.

A medição do comprimento da secção central da zona útil dos provetes foi realizada através do estereoscópio do fabricante *Mitutoyo* que apresenta um erro associado de $\pm 0,005$ mm.

3.4. Ensaio Realizados

Os ensaios experimentais apresentados ao longo desta dissertação foram realizados no DEM, mais concretamente no Laboratório de Ensaio Mecânicos. Os ensaios de corte foram efectuados na máquina universal de tracção *Instrom*, modelo 4206, que possui uma carga máxima de 100 kN, para a qual a ferramenta havia sido dimensionada (Tavares, 2009). Ao nível do trabalho experimental levado a cabo nesta dissertação, realizaram-se dois tipos distintos de ensaios de corte: primeiramente ensaios segundo uma trajectória simples de deformação e, posteriormente, ensaios aplicando a inversão de deslocamento da ferramenta, procurando captar o possível efeito de Bauschinger que os materiais apresentassem. O primeiro procedimento foi o adoptado para estudar a influência dos diversos parâmetros geométricos dos provetes. O segundo procedimento foi utilizado para simular a inversão da trajectória de deformação que o material sofre no processo de SFL, onde após sofrer deformação no sentido do avanço da ferramenta, este é arrastado por

esta e deformado segundo uma trajectória inversa. Em ambos os casos utilizou-se uma velocidade de deslocamento para a ferramenta de 1 mm/min.

A medição das deformações foi realizada utilizando o sistema óptico 3D *ARAMIS*, como se mostra na Figura 19. Este tipo de sistema impõe, para uma correcta medição das deformações, a aplicação de um padrão estocástico sobre superfícies homogéneas, como é o caso das amostras consideradas. Como tal, todas as amostras foram revestidas por intermédio de spray para criar o contraste pretendido ao longo da zona útil. O local onde o spray é aplicado limita a região (região de interesse, ou *ROI*) que este sistema é capaz de analisar, conforme se pode constatar pelas Figuras 16, 17 e 18.

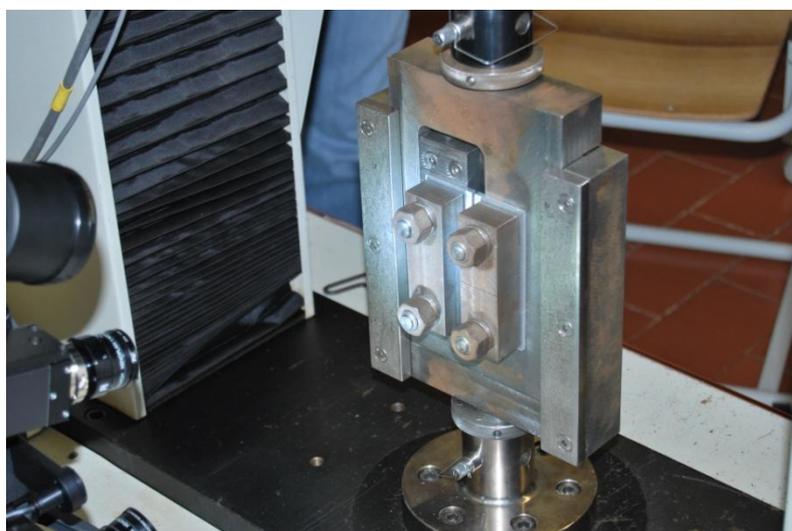
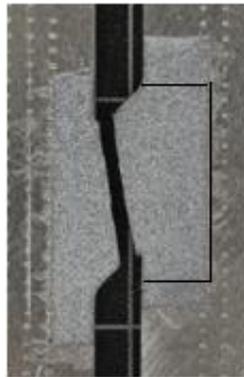


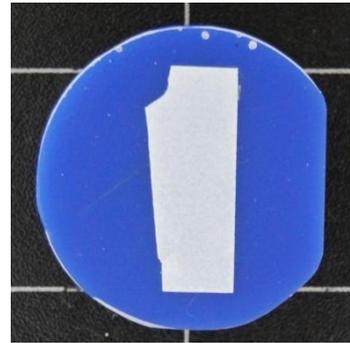
Figura 19. Operação da ferramenta de ensaios de corte na máquina de tracção.

Após a execução dos ensaios de corte procedeu-se à extracção de amostras da zona útil dos provetes, local onde ocorreu a deformação de corte, para posterior medição de durezas e análise metalográfica, conforme se ilustra na Figura 20. Os objectivos desta análise complementar foram, respectivamente, tentar relacionar a alteração de dureza nos diversos pontos medidos ao longo da amostra com a deformação ocorrida nesse local e compreender a evolução que a microestrutura sofre com a deformação. A preparação das amostras, quer para a medição de durezas, quer para o estudo da metalografia, seguiu o procedimento descrito por Galvão (2009). Importa referir que a avaliação de durezas foi realizada num microdurómetro *Shimadzu Microhardness Tester*, com uma capacidade de carga situada no intervalo de 0,025 kg e 1 kg. Para a análise metalográfica recorreu-se ao

microscópio óptico *Zeiss AxioTech 100 HD* com ampliações de 50x, 100x, 200x, 500x e 1000x. A obtenção de micrografias foi conseguida por intermédio da máquina fotográfica *Canon Power Shot G5*.



(a)



(b)

Figura 20. Exemplo de extracção de amostra, antes da preparação (a), e após preparação (b).

4. APRESENTAÇÃO E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

4.1. Ensaio de Corte em Trajectória Simples

O trabalho experimental exposto nesta tese prendeu-se com o estudo do comportamento mecânico em grandes deformações de duas ligas de alumínio, AA5083-H111 e AA6082-T6, e uma liga de cobre, Cu-DHP. Para isso foi utilizado o ensaio de corte em trajectória simples e com inversão da trajectória de solicitação.

Numa primeira fase do trabalho foram testadas diversas geometrias para as amostras, com o intuito de avaliar a melhor metodologia para a sua fabricação, garantindo a obtenção de uma zona útil sujeita a deformação homogénea. Nesse sentido foram fabricados provetes em alumínio com geometrias de base em U e V, tal como se mostrou na Figura 17. No caso dos provetes em U foi ainda avaliada a influência da forma geométrica da extremidade da zona útil na distribuição da deformação. Nomeadamente, foram testadas geometrias quadrada, quadrada corrigida e em U, tal como se mostrou na Figura 18. De forma a orientar o leitor na análise dos resultados experimentais, a Tabela 3 agrupa a nomenclatura utilizada para identificar as amostras em função da geometria destas, do tipo de ensaio realizado, e do tipo de material ensaiado.

A exploração das potencialidades do sistema óptico *ARAMIS* permitiu a medição das deformações seguindo duas metodologias distintas. Ou seja, avaliou-se a deformação média de uma área definida ao longo da zona útil. Esta deformação média resulta do tratamento estatístico da deformação nessa área. A segunda metodologia consistiu em avaliar a deformação em diversos pontos, ao longo da zona útil. Com as duas metodologias foi possível comparar os resultados da medição local em contraponto à metodologia anterior que prefigura uma medição global.

A Figura 21 mostra para o provete 5U2 as duas áreas consideradas para o tratamento estatístico da deformação. A área apresentada através de um rectângulo a cor preta envolve sensivelmente a totalidade da zona útil. Por seu turno, a área considerada a cor para esta amostra é delimitada à faixa central desta. Em ambos os casos foram

considerados os mesmos pontos para a leitura das deformações a nível local, sendo que estes varriam a zona útil longitudinalmente e transversalmente.

Tabela 3. Distribuição dos provetes, em função da geometria, pelo tipo de ensaio de corte.

	Trajectória Simples	Inversão de Trajectória
Geometria U	5U1 5U2 6U1 6U3 CU3 CU5	6U2
Geometria V	5V1 5V2 6V1 6V2	5V3 5V4 6V3
Geometria do Entalhe Quadrada	5U5 - Q 5U6 - Q 6U4 - Q 6U5 - Q	—
Geometria do Entalhe Quadrada Corrigida	5U7 - QC 5U9 - QC	—

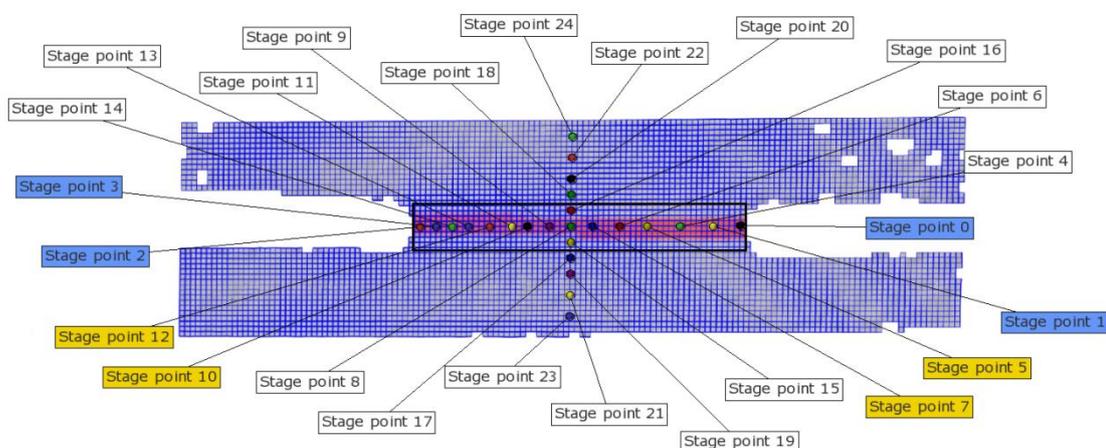


Figura 21. Perspectiva sobre a medição global (totalidade da zona útil e faixa central) e local de deformações, para o provete 5U2.

Na Figura 22 estão traçadas curvas deformação-tempo onde se compara a evolução da deformação ao longo do ensaio de corte entre, a medição global restringida à faixa central da zona útil, com as medições locais na direcção longitudinal desta. Na figura a curva deformação-tempo para a medição global é traçada a preto. Pela observação atenta da mesma é possível distinguir um elevado número de pontos cuja deformação ocorreu de forma similar durante o ensaio. A área seleccionada demonstrou que nessa zona, em valor médio, a deformação é essencialmente a mesma garantindo, desta forma, a existência de homogeneidade de deformação ao longo da faixa central da zona útil. No entanto, a deformação revelada pelos pontos 0 e 2 demonstrou ser bastante heterogénea relativamente aos restantes pontos tomados para a medição local de deformações. O início da seta colocada na Figura 22 pretende assim, demonstrar o local onde o comportamento destes pontos se torna visivelmente diferente dos restantes, o que ocorre para cerca de 20% de deformação. É ainda de assinalar que os pontos 1, 3 e 14 revelaram alguma heterogeneidade de deformação relativamente aos pontos centrais desta faixa, para valores relativamente reduzidos desta. Como tal, não foram realizadas medições a nível local para pontos próximos do bordo das amostras devido à heterogeneidade da deformação, resultante do efeito de bordo dos provetes, que ali ocorre.

Na Figura 23 são traçadas curvas deformação-tempo onde, por seu turno, se compara a evolução da deformação entre a medição global alargada à zona útil de corte com as medições locais na direcção transversal. A curva deformação-tempo para a medição global é, novamente, traçada a preto. Pela leitura da figura é possível verificar que considerando o valor médio de deformação para a totalidade da zona útil, a curva deformação-tempo para a medição global apresenta um comportamento semelhante ao comportamento descrito pelos pontos 15 e 16. Estes pontos estão colocados na extremidade transversal da zona útil. É possível verificar que os restantes pontos colocados para lá da zona útil, apresentam alguma deformação, demonstrando que ocorre alguma evolução desta transversalmente. No entanto, comparativamente com o ponto 8 (ponto colocado no centro da faixa central da zona útil), a curva deformação-tempo para a medição global torna-se significativamente diferente para valores de deformação superiores a 15%. Como tal, de forma a garantir-se uma elevada qualidade na medição das deformações de forma a garantir a homogeneidade destas, restringiu-se a medição global à faixa central da zona útil de corte.

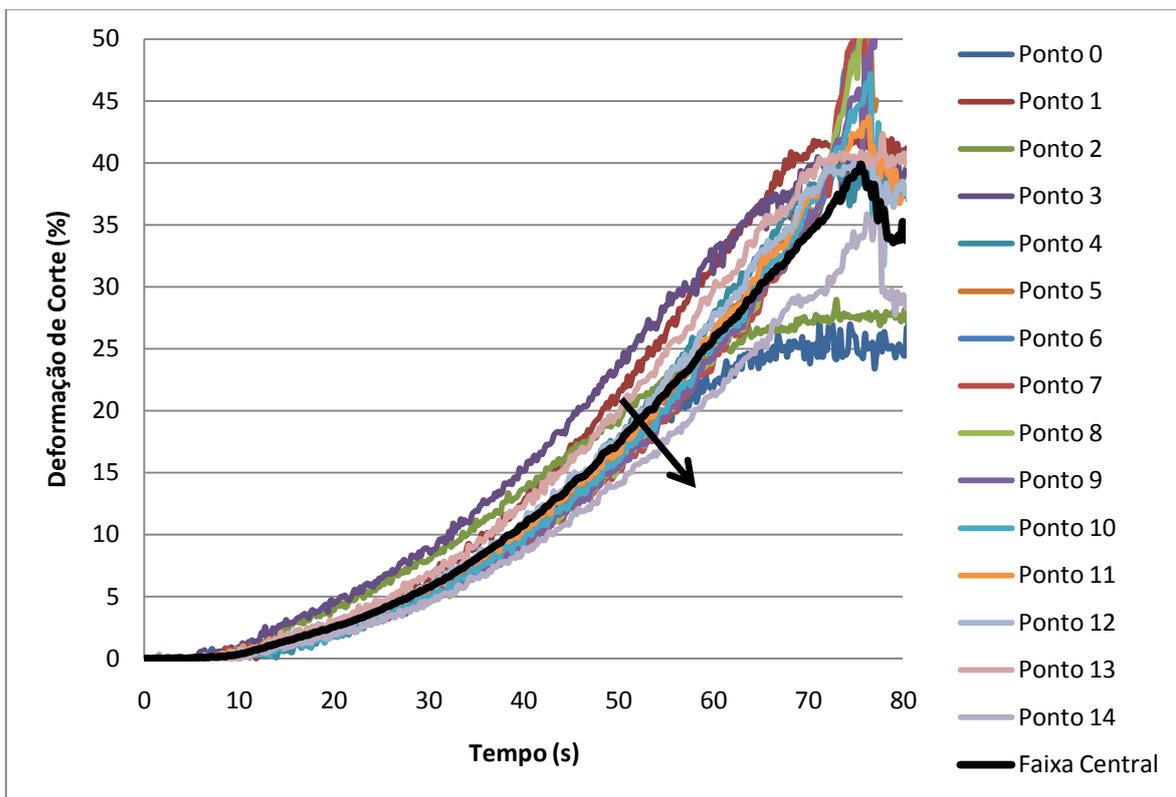


Figura 22. Comparação de curvas deformação-tempo entre medição global restringida à faixa central e medição local.

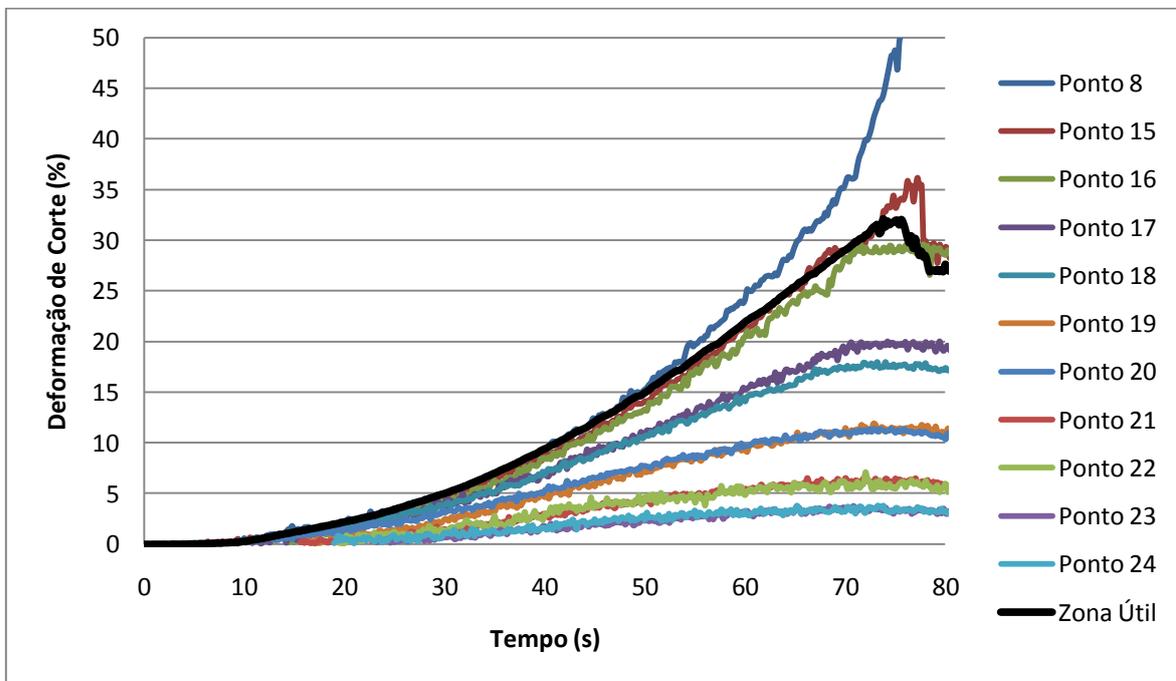


Figura 23. Comparação de curvas deformação-tempo entre medição global alargada à zona útil e medição local.

No caso da medição local, restringiu-se a tomada de valores de deformação a pontos ao longo dessa mesma faixa, tendo no entanto, o cuidado de evitar ler deformações na proximidade dos bordos da amostra. Considerando a boa concordância entre as duas metodologias optou-se por utilizar a medição local de deformações nos resultados apresentados nesta dissertação.

4.1.1. Influência da Geometria do Provette

Para o estudo da influência da geometria das amostras na distribuição da deformação na zona útil, ensaiaram-se quatro amostras de cada liga de alumínio, duas de cada geometria. As amostras em questão são as indicadas na Tabela 3, na coluna “Trajectória Simples” com as geometrias U e V. A amostra 6U3 foi sujeita a um deslocamento da ferramenta de 5 mm. Todas as outras amostras foram sujeitas a deslocamentos da ferramenta superiores, ocasionando o aparecimento de rotura.

4.1.1.1. Liga de Alumínio AA5083-H111

A Figura 24 representa as curvas tensão-deformação obtidas nos ensaios de corte de amostras da liga AA5083-H111 com perfis U e V, respectivamente. A leitura da Figura 24 permite concluir que para as amostras com geometria U, ambas as curvas tensão-deformação mostram uma boa concordância, pese embora uma pequena diferença de comportamento a partir de 18% de deformação. É de salientar o elevado valor de deformação atingido, superior a 30%. De forma análoga, as curvas tensão-deformação obtidas para o perfil V traduzem uma excelente concordância dos resultados dessas amostras, obtendo-se níveis de tensão e deformação idênticos.

A Figura 24 demonstra igualmente que, para o alumínio AA5083-H111, a geometria da amostra não influencia os resultados obtidos nos ensaios de corte. Estes resultados mostram também que este alumínio evidencia um nível de encruamento considerável após se ultrapassar a tensão limite de elasticidade, apenas revelando um abrandamento no encruamento após se atingir um nível de deformação superior a 15%, quando as curvas tensão-deformação se tornam mais planas.

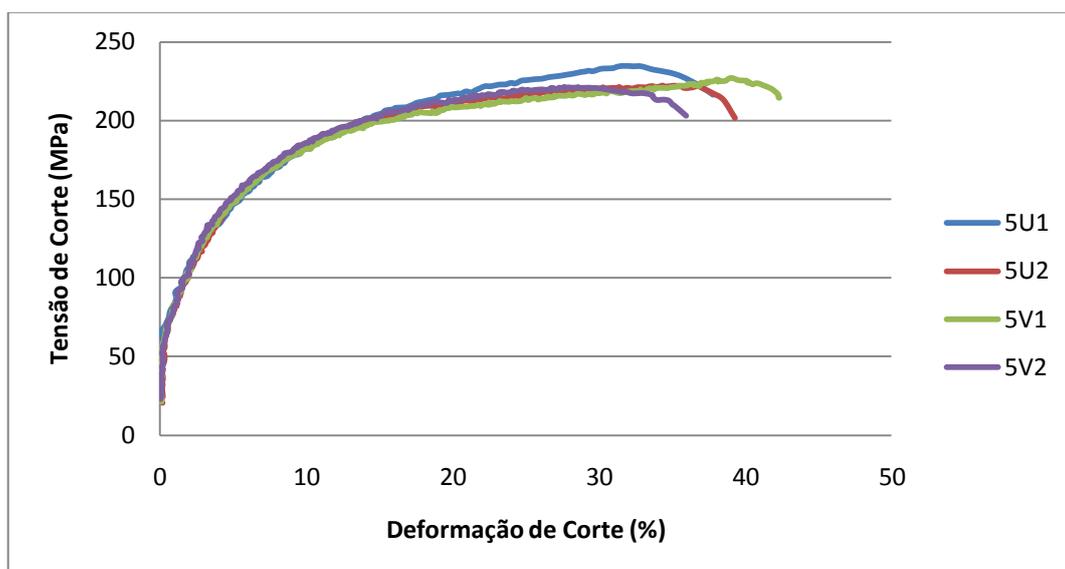


Figura 24. Comparação das curvas tensão-deformação em corte para as amostras do alumínio AA5083-H111.

A Figura 25 ilustra a linha de rotura para as amostras 5U2 e 5V2. De acordo com Bouvier et al. (2006b), durante o ensaio de corte, nas extremidades da zona útil, desenvolvem-se tensões de tracção e compressão de forma anti-simétrica. Com o evoluir da deformação, por acção do aumento da tensão de corte, as tensões de tracção aplicadas na extremidade da zona útil também aumentam o que, ocasiona a fractura do provete a partir dessa extremidade, como se ilustra na Figura 25. Para além deste aspecto, a combinação de tensões de tracção e compressão nas extremidades da zona útil são também responsáveis pelo aparecimento de deformação não homogénea no bordo dos provetes.

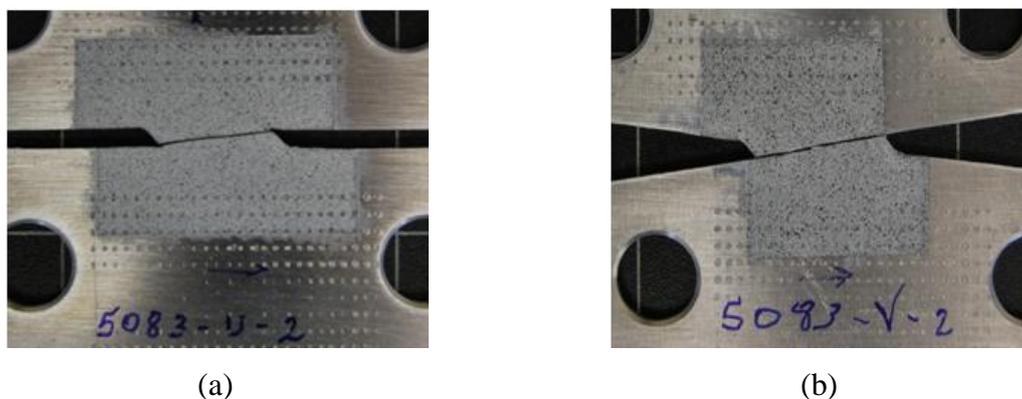


Figura 25. Linha de fractura para a geometria em U (a) e V (b).

4.1.1.2. Liga de Alumínio AA6082-T6

A Figura 26 apresenta os resultados obtidos nos ensaios de corte em trajectória simples das amostras em alumínio AA6082-T6, para os perfis U e V, respectivamente. A observação da Figura 26 permite constatar que, tal como para as amostras da liga de alumínio AA5083-H111, o comportamento mecânico registado para este material não foi influenciado pela geometria destas, evidenciando uma excelente concordância de resultados para os dois tipos de amostra em estudo. O nível de tensão no ponto de carga máxima foi sensivelmente da ordem de 210 MPa, tendo-se registado deformações na ordem de 40%. Esta liga denota encruamento significativo após se ultrapassar a tensão limite de elasticidade e até se atingir aproximadamente 10% de deformação. A partir desse nível de deformação o encruamento torna-se mais reduzido o que torna as curvas tensão-deformação mais planas. Refira-se que o provete 6U3 sofreu uma menor deformação, devido ao facto deste último ter sido ensaiado para um deslocamento da ferramenta de 5 mm, ou seja, não ter sido deformado até à rotura. Com efeito, este ensaio serviu para calibrar que deslocamento que se haveria de impor à ferramenta para se realizar deformação plástica até à rotura.

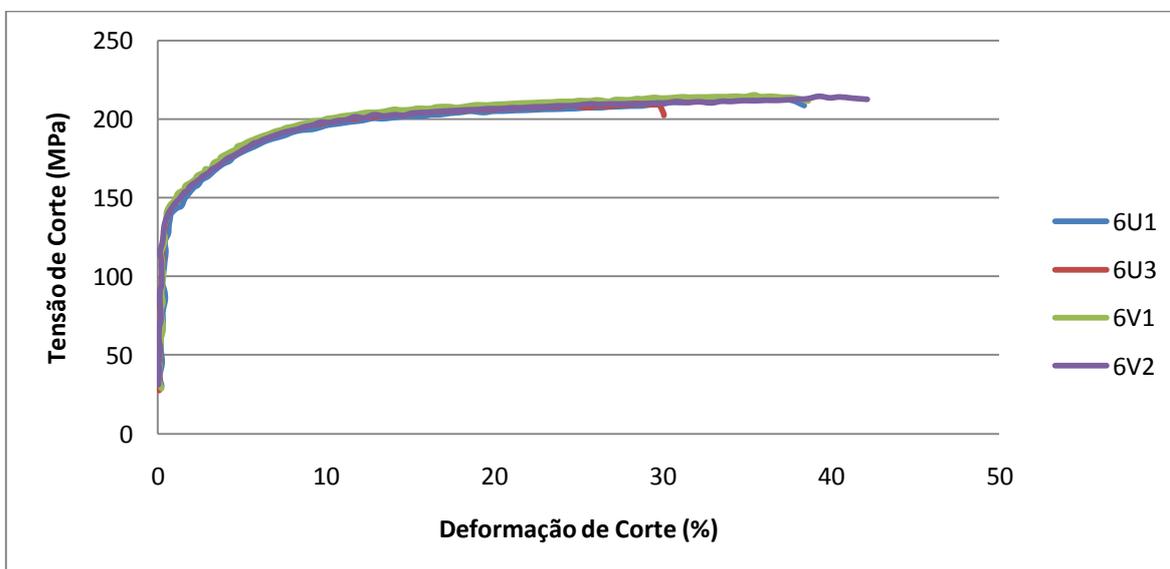


Figura 26. Comparação das curvas tensão-deformação em corte para as amostras do alumínio AA6082-T6.

A Figura 27 apresenta a linha de rotura para as amostras 6U1 e 6V1, respectivamente. A linha de rotura exibida tem, tal como nas amostras da liga AA5083-

H111, a mesma orientação. Como tal, os mecanismos que ocasionaram a rotura dos provetes serão assim, os mesmos.

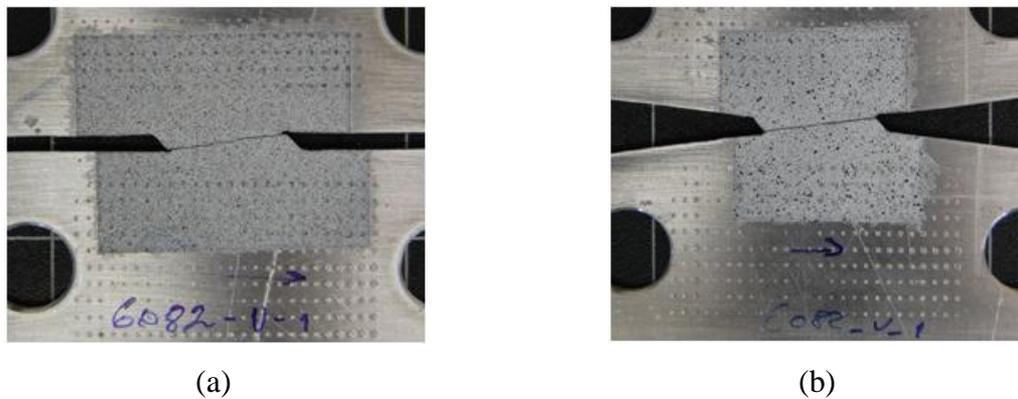


Figura 27. Linha de fractura para a geometria U (a) e V (b).

4.1.1.3. Comparação das Ligas de Alumínio

Na Figura 28 compara-se as curvas tensão-deformação em corte dos dois alumínios em estudo para a geometria de base U.

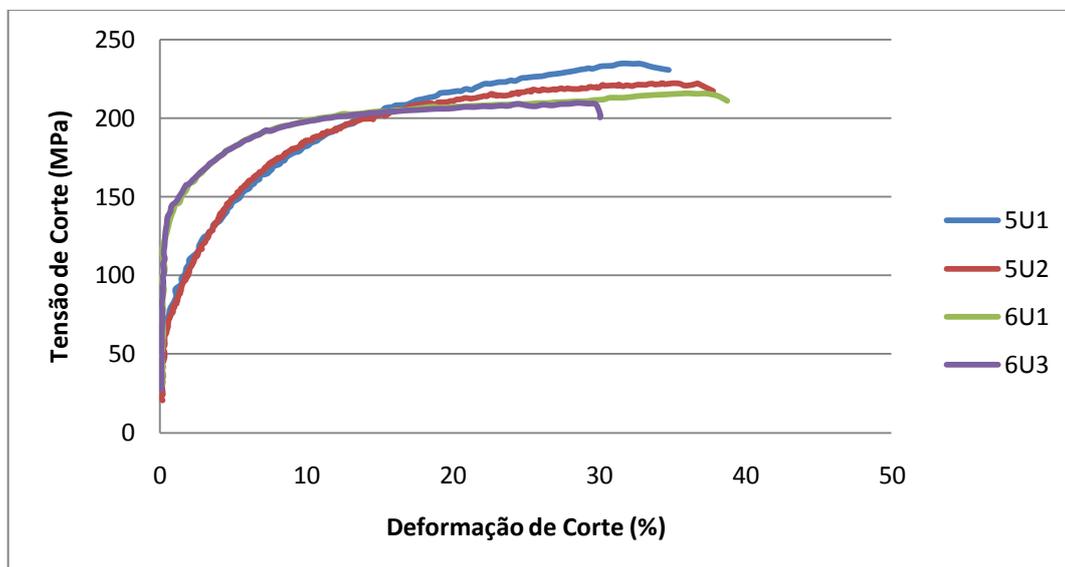


Figura 28. Comparação, para ambos os alumínios, das curvas tensão-deformação em corte para a geometria U.

A análise da figura demonstra que a evolução da deformação plástica com a tensão de corte não é idêntica para os alumínios em estudo. O alumínio AA6082-T6

apresenta uma tensão limite de elasticidade superior à do alumínio AA5083-H111. No entanto, com o evoluir da deformação plástica, este último alumínio apresenta um encruamento muito mais acentuado, o que ocasiona que após 15% de deformação, sensivelmente, a tensão de corte supere a do primeiro. Os níveis de deformação obtidos até à ocorrência de rotura foram semelhantes, ultrapassando para ambas as ligas os 30%.

4.1.2. Influência da Geometria do Rasgo

Do estudo dos resultados apresentados anteriormente verificou-se que a forma da geometria de base, perfil em U ou V, não traduzia qualquer influência nas curvas tensão-deformação. Como tal, considerando que os provetes em forma de U eram mais simples de maquinar decidiu-se fixar a geometria das amostras de acordo com esse perfil. Com o intuito de facilitar ainda mais a maquinagem das amostras foram ainda testadas outras soluções construtivas para estes provetes, nomeadamente, construir o rasgo com extremidade quadrada, e ainda, a realização de um pequeno furo na extremidade do rasgo com diâmetro semelhante à largura deste. Refira-se que, ao contrário das amostras anteriormente analisadas, nas quais foram impostos deslocamentos para a ferramenta superiores a 6 mm para a obtenção dos níveis de deformação apresentados, os provetes com geometrias quadrada e quadrada corrigida, exigiram um deslocamento da ferramenta de apenas 3,6 mm. No texto que se segue analisam-se os resultados referentes a estas amostras.

4.1.2.1. Liga de Alumínio AA5083-H111

Os resultados que se apresentam na Figura 29 referem-se a amostras com geometria da extremidade do rasgo com forma quadrada, os quais são comparados com os resultados dos provetes com extremidade do rasgo em forma de U arredondada, considerados como referência neste estudo. Nesta figura constata-se que a geometria entalhada em forma quadrada altera, para este alumínio, significativamente a forma das curvas tensão-deformação, atingindo-se valores de deformação bastante inferiores para os provetes com a forma quadrada.

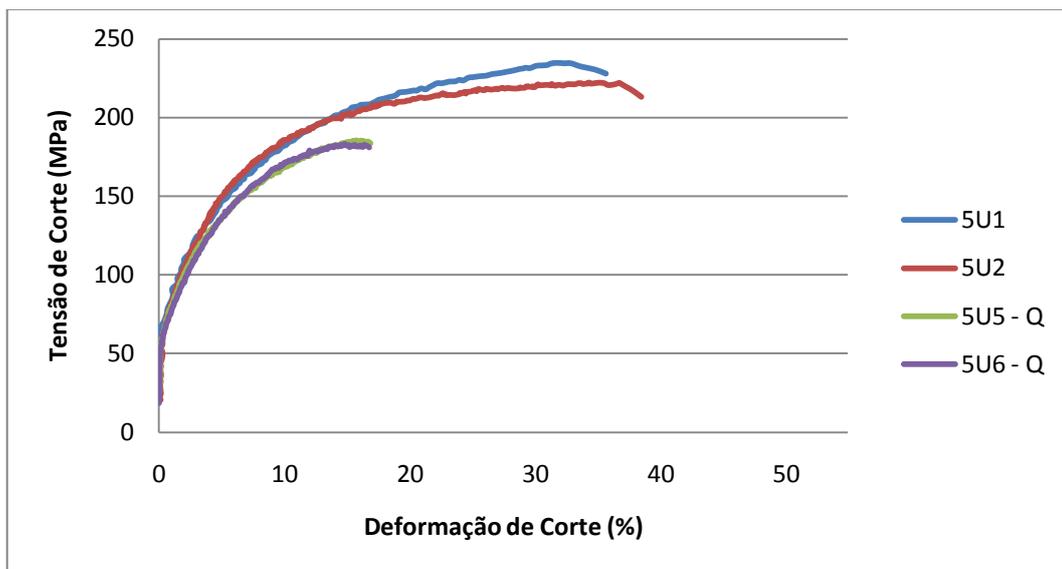


Figura 29. Comparação das curvas tensão-deformação em corte para a geometria de base U e geometria U quadrada.

A Figura 30 mostra uma sequência de imagens de isovalores de deformação, adquiridas com o sistema óptico *ARAMIS*, do ensaio do provete 5U5 - Q para vários níveis de deslocamento das amarras da ferramenta. Pela análise da figura, pode constatar-se que na extremidade da zona útil, devido ao efeito de concentração de tensões local, ocorre fissuração na direcção perpendicular à direcção da carga. Sendo assim, parte da energia de deformação foi gasta na abertura da fissura ao invés de provocar deformação de corte, o que, justifica, a modificação das curvas tensão-deformação de corte relativamente às obtidas para a geometria de base.

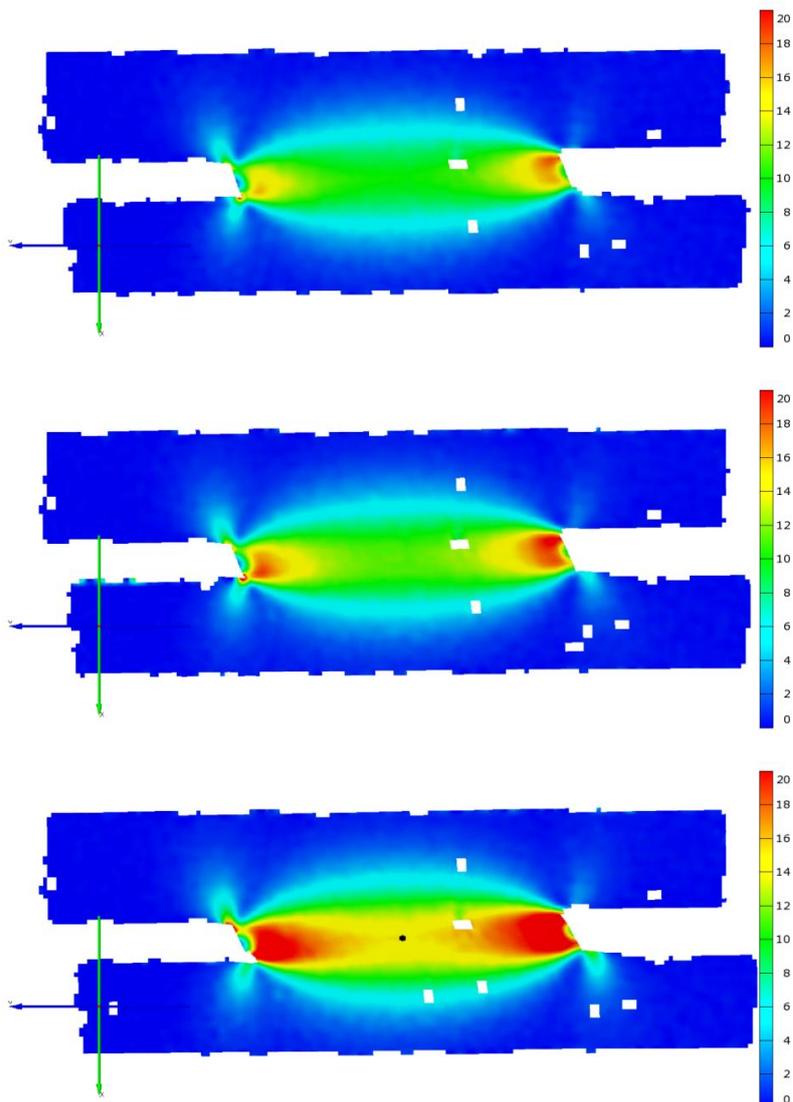


Figura 30. Perspectiva da evolução da deformação do provete 5U5 – Q para um deslocamento da ferramenta de 2,9 mm, 3,1 mm e 3,5 mm, respectivamente.

Os resultados obtidos com as amostras com extremidade do entalhe com a forma quadrada corrigida podem ser conferidos na Figura 31. De forma idêntica ao registado para as amostras com geometria U quadrada, a geometria deste provete também influencia acentuadamente o perfil das curvas tensão-deformação não permitindo, desta forma, validar este tipo de soluções para a realização de ensaios de corte.

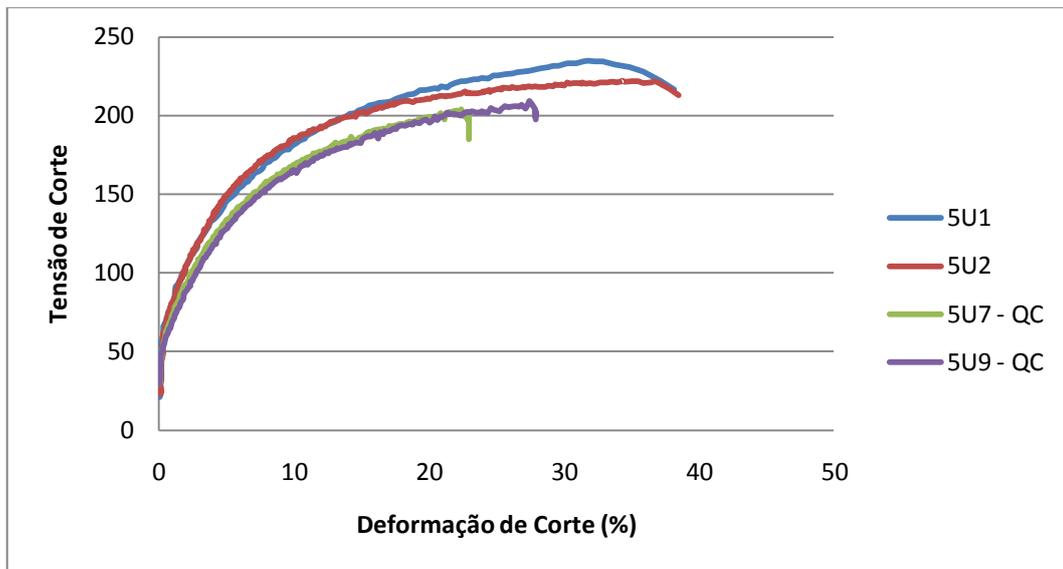


Figura 31. Comparação das curvas tensão-deformação em corte para a geometria de base U e geometria U quadrada corrigida.

4.1.2.2. Liga de Alumínio AA6082-T6

A Figura 32 demonstra o efeito da geometria U quadrada do entalhe nas curvas tensão-deformação obtidas para a liga de alumínio AA6082-T6.

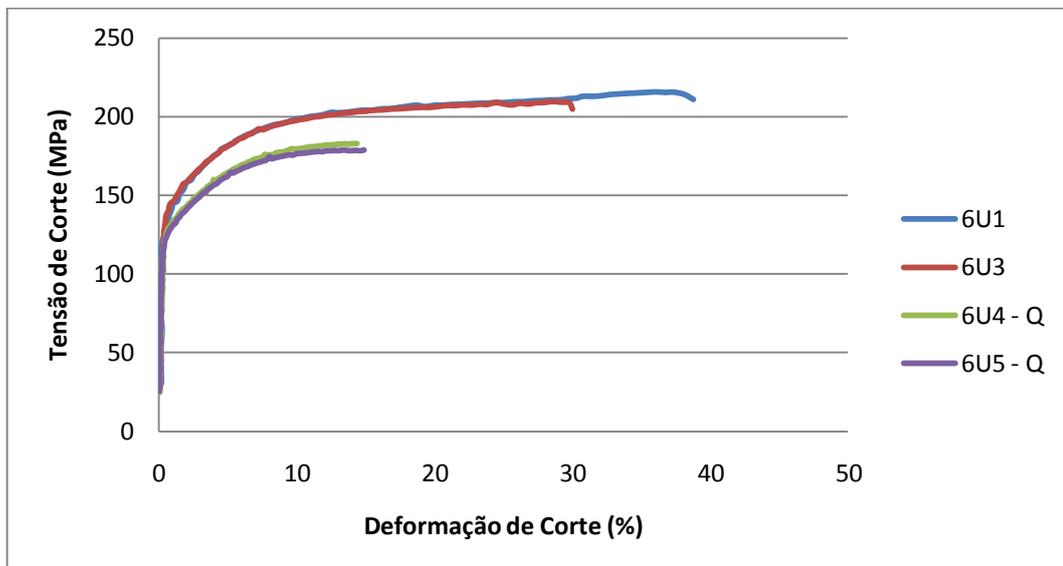


Figura 32. Comparação das curvas tensão-deformação em corte para a geometria de base U e geometria U quadrada.

A figura mostra, tal como observado para o alumínio AA5083-H111, para os provetes com este tipo de entalhe, uma forte influência da geometria das amostras nas curva tensão-deformação de corte. Assim, pode-se afirmar que as geometrias alternativas de entalhe testadas, em comparação com a geometria de base regular em perfil U, alteram de forma considerável a forma da curva tensão-deformação. Da mesma maneira pode-se asseverar que o comportamento observado para os provetes ensaiados com este tipo de entalhe não é dependente do material mas sim, da forma deste. Como tal não se realizaram ensaios para amostras em alumínio AA6082-T6, com geometria do entalhe corrigida.

De acordo com as considerações acima tomadas decidiu-se que apenas seriam alvo de estudo futuro provetes de geometria de base com perfil U (preferencialmente ao perfil V, devido à sua maior simplicidade de fabrico).

4.1.3. Liga de Cobre Cu-DHP

A liga de cobre Cu-DHP também foi alvo, naturalmente, de ensaios de corte. A Figura 33 apresenta as curvas tensão-deformação em corte para as amostras submetidas a ensaio.

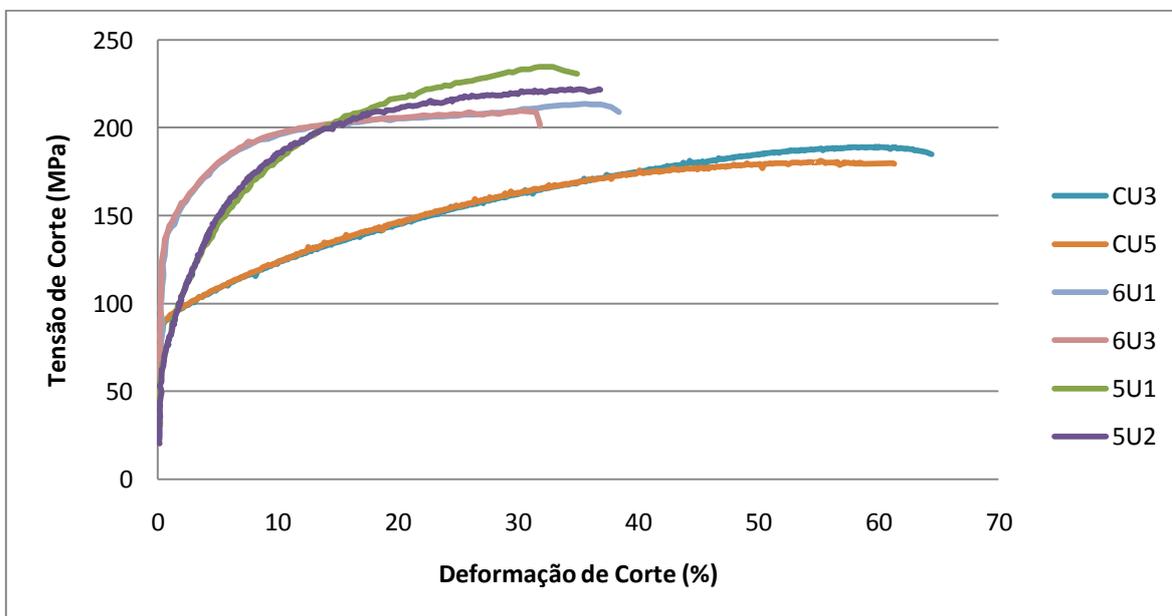


Figura 33. Comparação das curvas tensão-deformação em corte da liga de cobre Cu-DHP com as ligas de alumínio estudadas.

Por observação da figura constata-se que as amostras de cobre ensaiadas possuem uma excelente concordância de resultados entre si. O nível de deformação atingido demonstrou ser bastante elevado, aproximadamente 60%, valor bastante superior aos alumínio estudados. A liga de cobre apresentou um nível de encruamento inferior, comparativamente às ligas de alumínio, atingindo valores de tensão à carga máxima inferiores. Por conseguinte, o cobre Cu-DHP apresenta um comportamento mecânico bastante diverso dos alumínio.

4.1.4. Medições de Dureza e Análise Metalográfica

A medição de dureza combinada com a análise metalográfica, permitiu não só estudar a evolução da microestrutura na amostra, e deste modo, ter uma ideia da extensão da zona deformada verificando se esta se encontra efectivamente confinada à zona útil, como também fornecer dados para uma análise comparativa entre a evolução microestrutural durante a deformação em corte e a registada em materiais sujeitos a processamento por fricção linear.

Para as medições de dureza utilizaram-se amostras como a que está representada na Figura 34. A marcação das linhas contínuas a preto delimita, sensivelmente, a região onde foram efectuadas as medições de dureza. As medições foram realizadas no sentido indicado na figura através de uma seta, iniciando-se no lado deformado e terminando do lado não deformado.

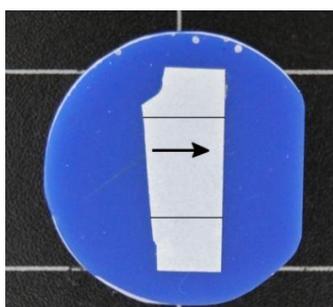


Figura 34. Amostra 6V1 utilizada para avaliações de dureza.

As Figuras 35 a 38 apresentam imagens com isovalores de deformação plástica das amostras 5U2, 5V2, 6U1 e 6V1, respectivamente, sensivelmente à carga máxima. Em cada imagem indicam-se as trajectórias seguidas na obtenção dos valores de dureza para cada amostra.

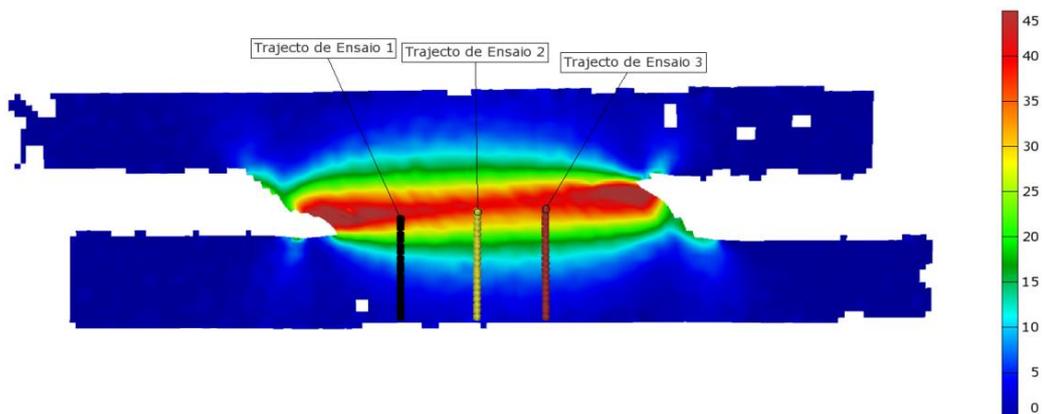


Figura 35. Isovalores de deformação para a amostra 5U2.

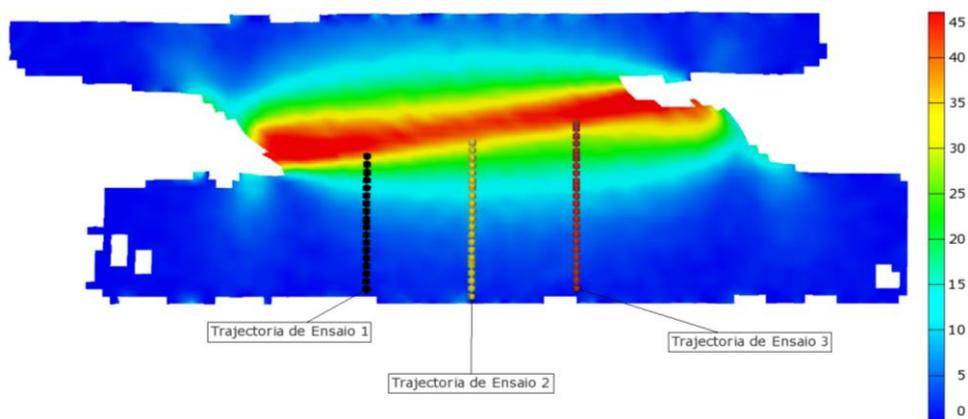


Figura 36. Isovalores de deformação para a amostra 5V2.

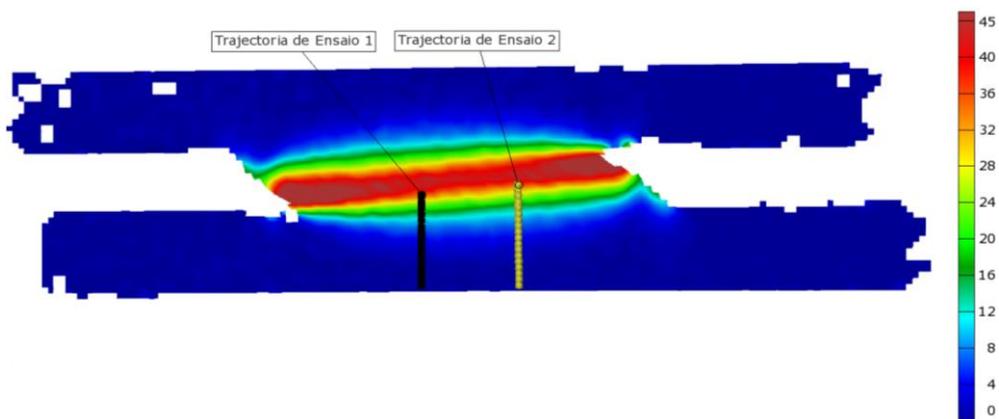


Figura 37. Isovalores de deformação para a amostra 6U1.

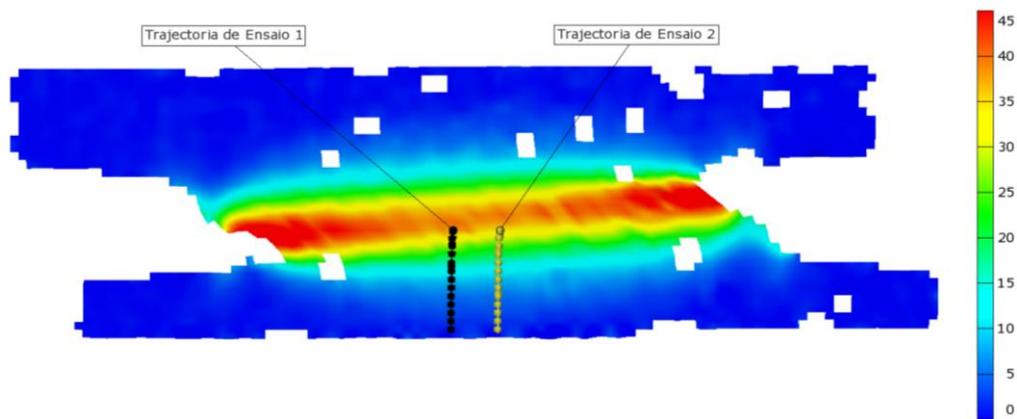


Figura 38. Isovalores de deformação para a amostra 6V1.

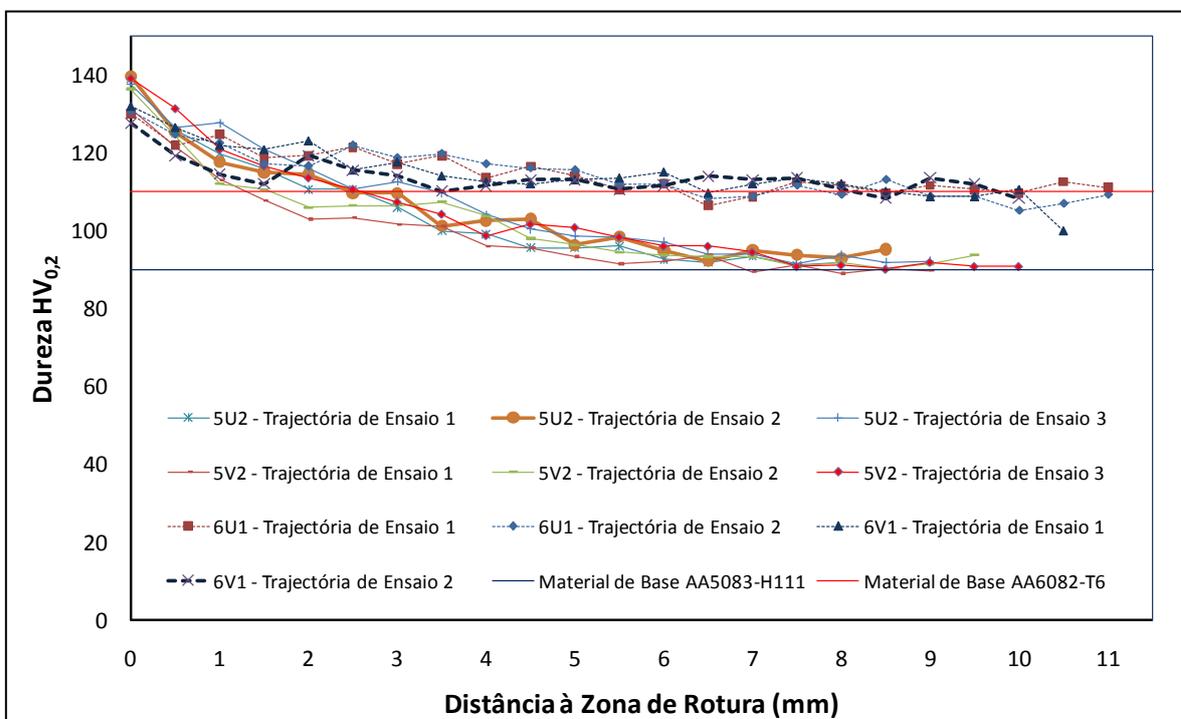


Figura 39. Perfis de dureza para as amostras 5U2, 5V2, 6U1 e 6V1.

Na Figura 39 estão representados os perfis de dureza para ambas as amostras dos alumínios AA5083-H111 e A6082-T6. Para as amostras do alumínio A5083-H111 os valores de dureza estão representados por linhas contínuas ao passo que os valores obtidos das amostras do alumínio A6082-T6 são apresentados por intermédio de linhas a tracejado. Para ambas as amostras há a registar uma baixa dispersão de resultados. As duas linhas contínuas horizontais representam os valores médios de dureza para os dois alumínios em estudo, tendo sido obtidos por Rodrigues et al. (2010). Pela observação da Figura 39

constata-se que os valores de dureza, no local onde ocorreu a rotura dos provetes e onde a deformação é mais intensa, são superiores no alumínio AA5083-H111, rondando os 140 HV_{0,2}. Por seu turno o alumínio AA6082-T6 apresentou nesta zona valores de dureza de cerca 130 HV_{0,2}. Colocando em perspectiva os valores de dureza registados com as curvas tensão-deformação apresentadas para estes alumínios, é possível relacionar o maior encruamento registado para o alumínio AA5083-H111 comparativamente ao alumínio AA6082-T6, com os valores de dureza superiores que o primeiro apresentou relativamente ao segundo na zona de rotura. Para lá da zona de rotura os perfis de dureza registados demonstram a existência de um gradiente até se atingir material não deformado, local onde os valores de dureza medidos são de valor idêntico a material de base tido com referência. Este gradiente é mais severo e mais extenso para o alumínio AA5083-H111 do que para o alumínio AA6082-T6. Recorrendo aos isovalores de deformação apresentados nas Figuras 35 e 36 constata-se que, para o alumínio AA5083-H111, a deformação apresenta uma ligeira “barriga” na zona de transição entre a zona útil e a zona de fixação, demonstrando alguma evolução desta nessa direcção. Comparativamente a deformação no sentido transversal do alumínio AA6082-T6 foi mais contida conforme se pode avaliar pelas Figuras 37 e 38. A maior extensão transversal da deformação para o alumínio AA5083-H111 relativamente ao alumínio AA6082-T6 justifica assim, a maior extensão do gradiente verificado no perfil de durezas. Para pontos suficientemente afastados da zona de rotura os valores de dureza apurados estabilizam encontrando-se nesse local material de base não deformado. No alumínio AA6082-T6 esta situação ocorre a uma distância de 4 mm da zona de rotura para um valor médio de dureza de 110 HV_{0,2}, sendo no alumínio AA5083-H111 cerca de 6 mm para valores médios de dureza de aproximadamente 90 HV_{0,2}.

De forma a complementar a informação fornecida pelas medições de durezas foram tiradas fotografias da microestrutura de cada amostra. As Figuras 40 e 41 apresentam a microestrutura dos provetes 5U2 e 6V1, representativos de cada um dos alumínios em estudo. Pela análise das figuras é possível delimitar duas zonas distintas. No local onde ocorreu a rotura dos provetes o grão apresenta-se perfeitamente deformado em ambos os casos. Para lá desse local, observa-se uma zona de transição, onde o grão se apresenta progressivamente menos deformado, até se atingir o ponto em que o grão não está deformado. Refira-se que as figuras apresentadas não possuem rigorosamente a mesma escala, pelo que a extensão da zona onde o grão se encontra deformado assemelha-se

identicamente nos dois alumínio apresentados. Na realidade no alumínio AA5083-H111 esta zona é um pouco mais extensa. Traçando um paralelismo entre os perfis de dureza de cada amostra com a respectiva microestrutura é possível afirmar que na zona útil de corte, local onde ocorreu a concentração da deformação, o grão apresenta-se mais deformado o que, corresponde a valores mais elevados de dureza. Quando ocorre a transição entre a zona útil (local onde ocorreu a rotura) e a zona de fixação da amostra (local onde o material não se encontra deformado) onde o grão ainda é deformado, registam-se valores progressivamente decrescentes de dureza.

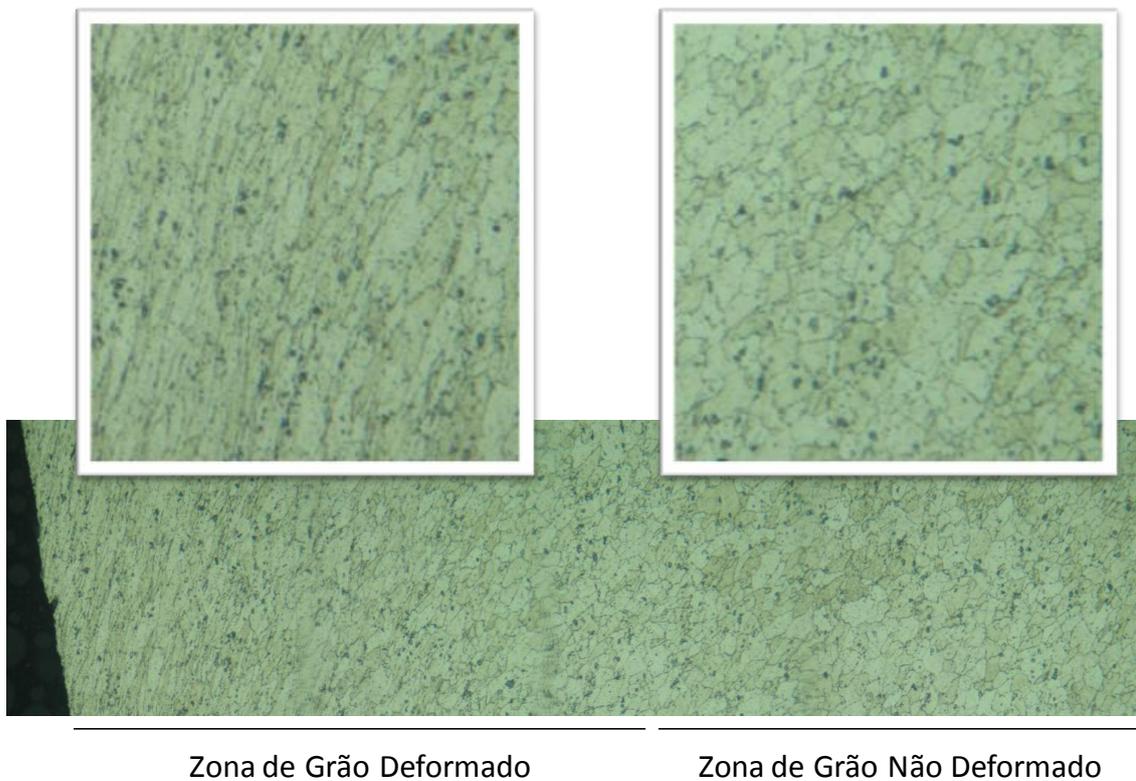


Figura 40. Perspectiva da microestrutura da amostra 5U2 (ampliação 200x).

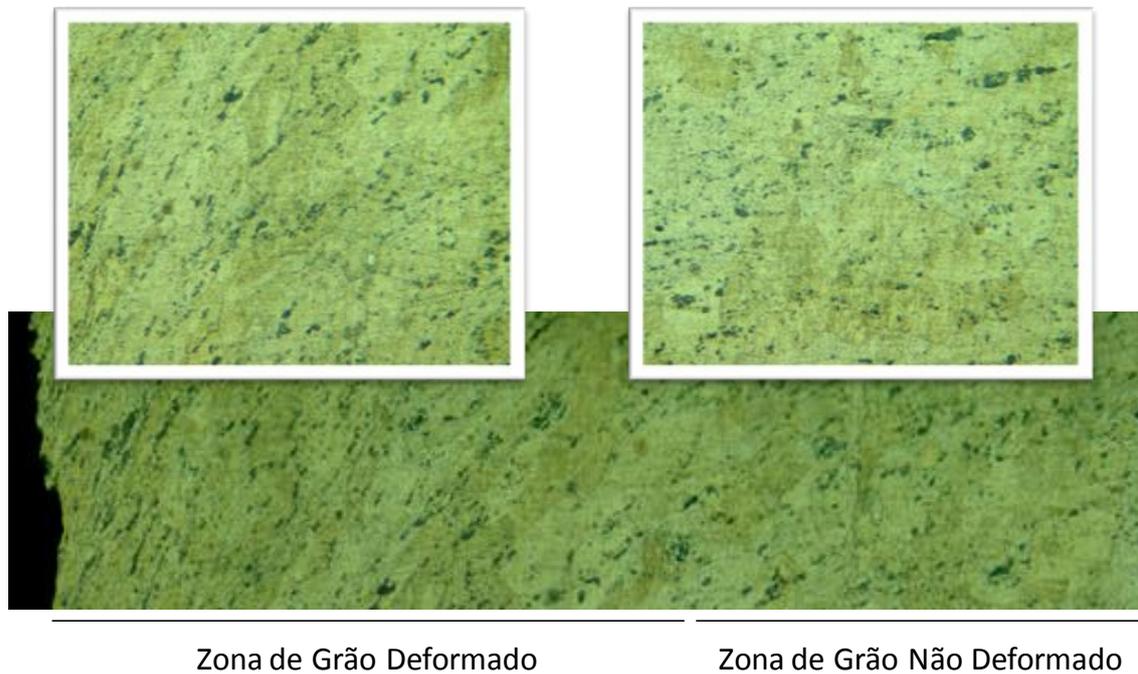


Figura 41. Perspectiva da microestrutura da amostra 6V1 (ampliação 200x).

As trajetórias seguidas para a medição de valores de dureza para a amostra CU3, inscritas sobre isovalores de deformação, encontram-se na Figura 42.

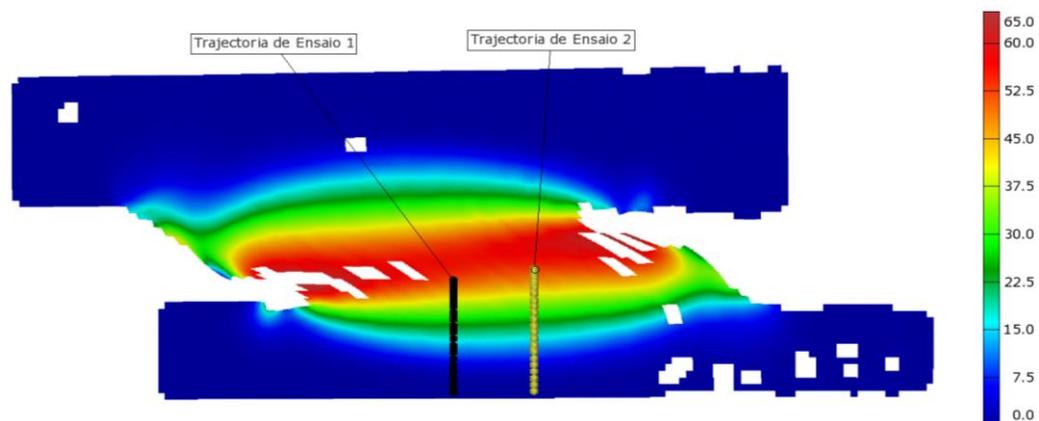


Figura 42. Isovalores de deformação para a amostra CU3.

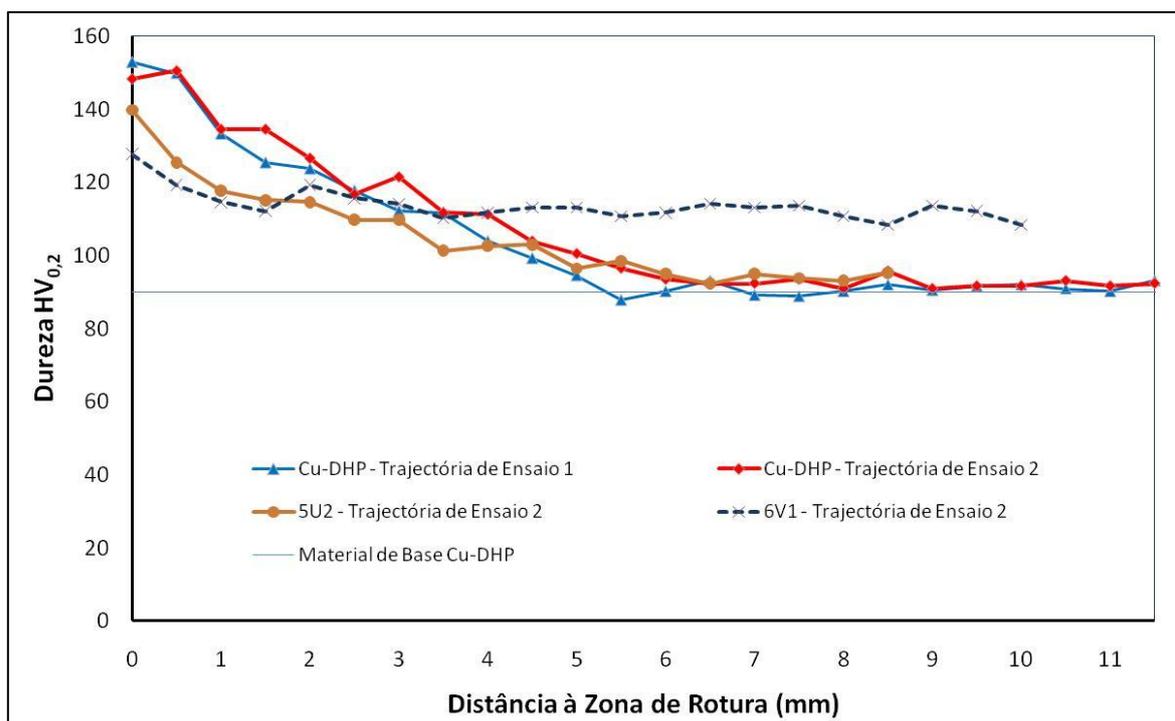


Figura 43. Perfis de dureza para a amostra CU3.

A Figura 43 apresenta os perfis de dureza para a amostra CU3, tendo sido também incluídos na figura perfis representativos de cada um dos alumínio em estudo de forma a possibilitar a comparação entre estes materiais. A linha horizontal é representativa do valor de dureza média do cobre DHP, cifrando-se nos 90 HV_{0,2}, tendo sido obtido por Amaral (2010). É de salientar a baixa dispersão dos resultados obtidos para esta amostra. À semelhança dos alumínio em estudo, o local onde ocorreu a rotura do provete apresentou os valores de dureza mais elevados, rondando aproximadamente os 150 HV_{0,2}. Este valor é superior a ambos os alumínio em estudo o que, colocando em perspectiva com os valores de deformação atingidos na zona útil destas amostras, foram mais elevados comparativamente às ligas de alumínio conforme se tinha verificado anteriormente. Para além do local onde ocorreu a rotura do provete estabeleceu-se um gradiente nos perfis de dureza até se atingir material não deformado. Este gradiente é mais severo que o do alumínio AA5083-H111 apresentando, no entanto, uma extensão semelhante. De facto, a Figura 42 demonstra que para esta amostra a deformação apresenta uma “barriga” no sentido transversal do provete, à semelhança dos provetes de alumínio AA5083-H111. Após se ultrapassar 6 mm, após o local onde se deu a rotura, a dureza do material torna-se inalterada sugerindo que nesse local o material já não se encontra deformado.

A Figura 44 apresenta a perspectiva da microestrutura para a amostra CU3. De forma análoga aos alumínio é possível delimitar duas zonas distintas. Numa o grão encontra-se nitidamente deformado correspondendo ao local onde ocorreu a rotura do provete. Conforme se percorre a microestrutura no sentido do grão não deformado, verifica-se que este se apresenta progressivamente menos deformado o que corresponde ao gradiente verificado nos perfis de dureza.



Figura 44. Perspectiva da microestrutura da amostra CU3 (ampliação 200x).

4.1.5. Comparação do Comportamento Mecânico entre Ensaio de Tracção e de Corte

A comparação do comportamento mecânico de um material em tracção e em corte exige a aplicação de um critério adequado de plasticidade. Com efeito, de acordo com Bae e Ghosh (2003) e Rauch (1992), as curvas tensão-deformação registadas no ensaio de corte podem apresentar valores de tensão inferiores aos obtidos no ensaio de tracção. Para além disso, de acordo com Tome et al. (1984), a taxa de encruamento observada no ensaio de corte pode ser, por vezes, mais reduzida do que no ensaio de tracção. Esta situação, segundo os mesmos autores, pode decorrer do facto de o material não ser isotrópico, em particular, ao longo da espessura. Naturalmente, os materiais estudados nesta dissertação podem apresentar comportamento anisotrópico, o que é habitual em chapas laminadas de alumínio (Yoon et al., (2005)) e de cobre (Fernandes et al., (1993)). Contudo, atendendo a que não são conhecidos os respectivos parâmetros de

anisotropia, a análise comparativa entre ensaios de tracção e de corte será estabelecida com recurso ao critério de Von-Mises, sendo habitualmente este o critério de plasticidade utilizado para descrever o comportamento mecânico de materiais isotrópicos. O critério de Von-Mises assume a seguinte forma,

$$\begin{aligned} (\sigma_{xx} - \sigma_{yy})^2 + (\sigma_{yy} - \sigma_{zz})^2 + (\sigma_{zz} - \sigma_{xx})^2 + 6 \cdot \tau_{xy}^2 + 6 \cdot \tau_{yz}^2 + 6 \cdot \tau_{zx}^2 = \\ = 2 \cdot K^2 \Leftrightarrow \sqrt{3} \cdot \tau_{xy} = K, \end{aligned} \quad (7)$$

onde K é a tensão limite de elasticidade actualizada.

Na Figura 45 comparam-se as curvas tensão-deformação equivalentes de um ensaio de tracção, registadas por Rodrigues et al. (2010), com as obtidas nos ensaios de corte para o alumínio AA5083-H111. A excelente concordância das curvas registadas sugere que a evolução da deformação plástica é correctamente descrita com o critério adoptado. Tal possibilita afirmar que, mesmo aplicando um critério de plasticidade isotrópico para descrever o comportamento do material, este não apresenta um carácter anisotrópico marcante. Refira-se que os níveis de deformação atingidos em tracção são, efectivamente, inferiores aos obtidos em corte.

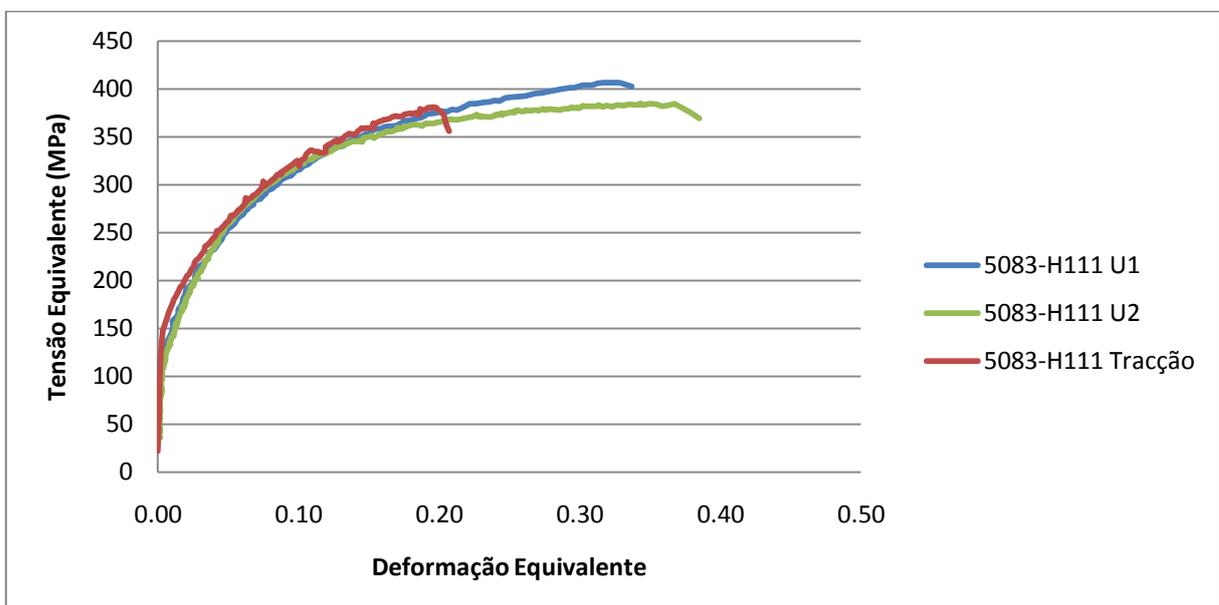


Figura 45 Comparação das curvas tensão-deformação equivalentes em tracção e em corte para o alumínio AA5083-H111.

Na Figura 46, por seu turno, traçam-se as curvas tensão-deformação equivalentes, relativas aos ensaios de corte e tracção da liga de alumínio AA6082-T6. O registo das curvas de tracção foi obtido por Rodrigues et al. (2010). Como se pode depreender da figura, o comportamento descrito pelo material no ensaio de tracção é marcadamente distinto do comportamento registado nos ensaios de corte. As tensões instaladas no provete de tracção são acentuadamente superiores às tensões registadas em corte. Contudo, a diferença apresentada entre a tensão limite de elasticidade do ensaio de tracção e de corte pode ser justificada por um erro na aquisição da força aplicada durante o ensaio de corte. Atendendo a essa possibilidade e, após comparação dos valores da força registados sensivelmente à carga máxima quer, da máquina de tracção quer do sistema *ARAMIS*, aplicou-se um factor empírico multiplicativo da força de 1,125 apresentando-se na mesma figura curvas tensão-deformação corrigidas. Comparando as curvas de tracção com as curvas de corte corrigidas, é de realçar que a taxa de encruamento do provete de tracção torna-se sensivelmente igual à do provete de corte após se ultrapassar uma deformação equivalente de aproximadamente 0,05. Contudo, na perspectiva do critério de Von-Mises, as tensões para as quais começa a ocorrer deformação plástica são nitidamente diferentes em tracção e em corte. Esta diferença pode ser explicada pela eventual anisotropia do material, a qual, não foi alvo de estudo neste trabalho.

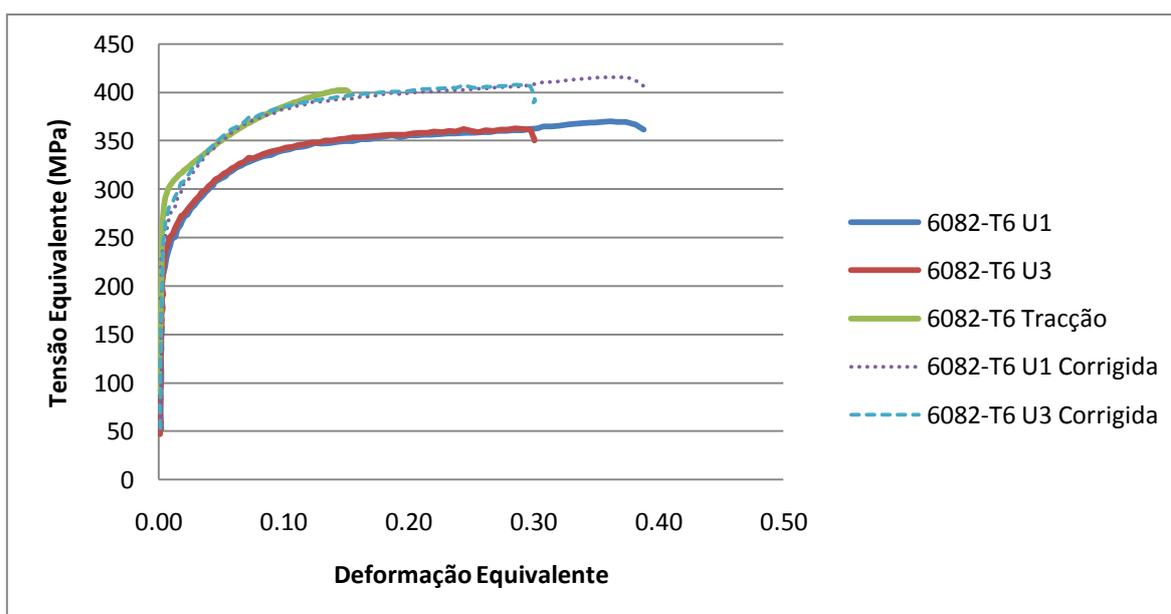


Figura 46. Comparação das curvas tensão-deformação equivalentes em tracção e em corte para o alumínio AA6082-T6.

A Figura 47 apresenta a comparação das curvas tensão-deformação equivalentes, em tracção e em corte, para o cobre DHP. Tal como se pode concluir pela análise da figura, as tensões registadas no ensaio de tracção são efectivamente superiores às registadas no ensaio de corte. Novamente coloca-se a possibilidade de haver um erro na aquisição de força da ferramenta e, como tal, apresentam-se as curvas tensão-deformação equivalentes corrigidas por um factor multiplicativo de 1,28. Comparando a curva de tracção com as curvas corrigidas de corte é possível verificar que com a evolução da deformação, o encruamento observado é relativamente díspar para o ensaio de corte corrigido e o ensaio de tracção, pelo que, o critério de Von-Mises poderá não definir correctamente a evolução da superfície limite de elasticidade actualizada.

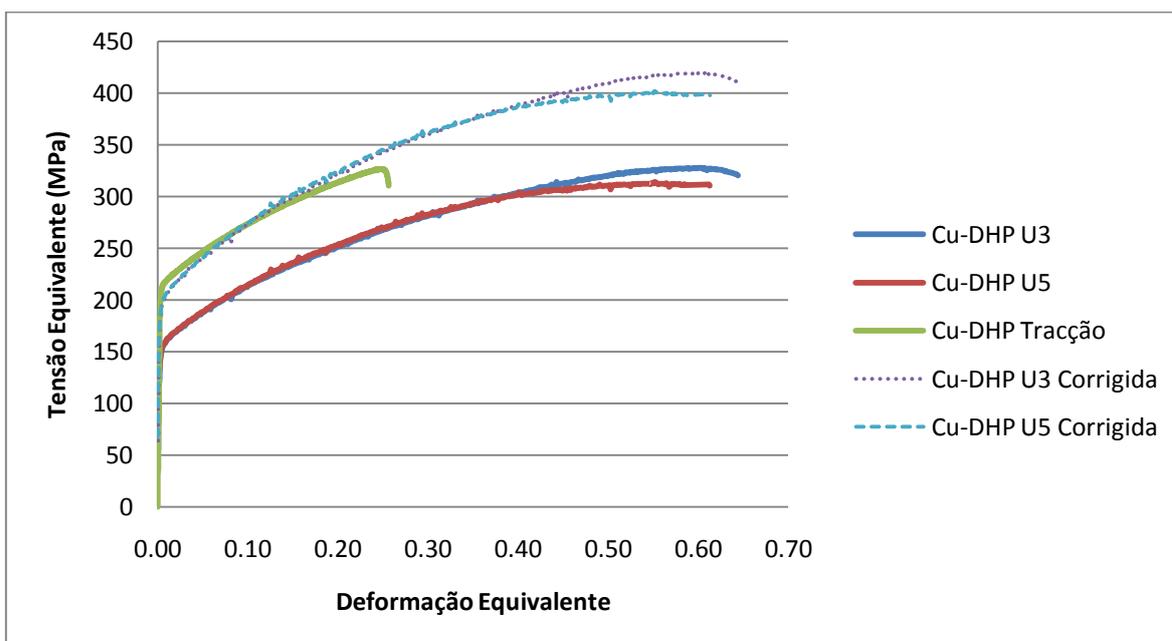


Figura 47. Comparação das curvas tensão-deformação equivalentes em tracção e em corte para o cobre DHP.

4.2. Ensaio de Corte Com Inversão de Trajectória

Com a realização de ensaios de corte com inversão de trajectória pretendeu-se analisar a sensibilidade dos materiais estudados ao efeito de Bauschinger. Neste sentido, foram realizados ensaios de corte com inversão de trajectória de solitação, ou seja, os provetes foram sujeitos a um deslocamento da ferramenta de 3,4 mm, na primeira direcção,

a qual foi invertida até se atingir um deslocamento da ferramenta de 5 mm na direcção contrária. Os provetes utilizados para a realização destes ensaios estão indicados na Tabela 3.

A Figura 48 apresenta as curvas tensão-deformação obtidas nos ensaios de corte com inversão de trajectória de solicitação, para as amostras V3 e V4 da liga de alumínio AA5083-H111. No mesmo gráfico mostram-se ainda as curvas tensão-deformação referentes às amostras V1 e V2, ensaiadas em trajectória simples de corte. Conforme se verifica pela figura, as curvas tensão-deformação para os provetes V3 e V4 apresentam uma excelente concordância na primeira trajectória com as amostras ensaiadas em trajectória simples. Quando ocorre a inversão da trajectória, a tensão limite de elasticidade nessa direcção torna-se inferior o que está em acordo com a noção da evolução da superfície limite de elasticidade, aquando da inversão da trajectória de solicitação, referida anteriormente.

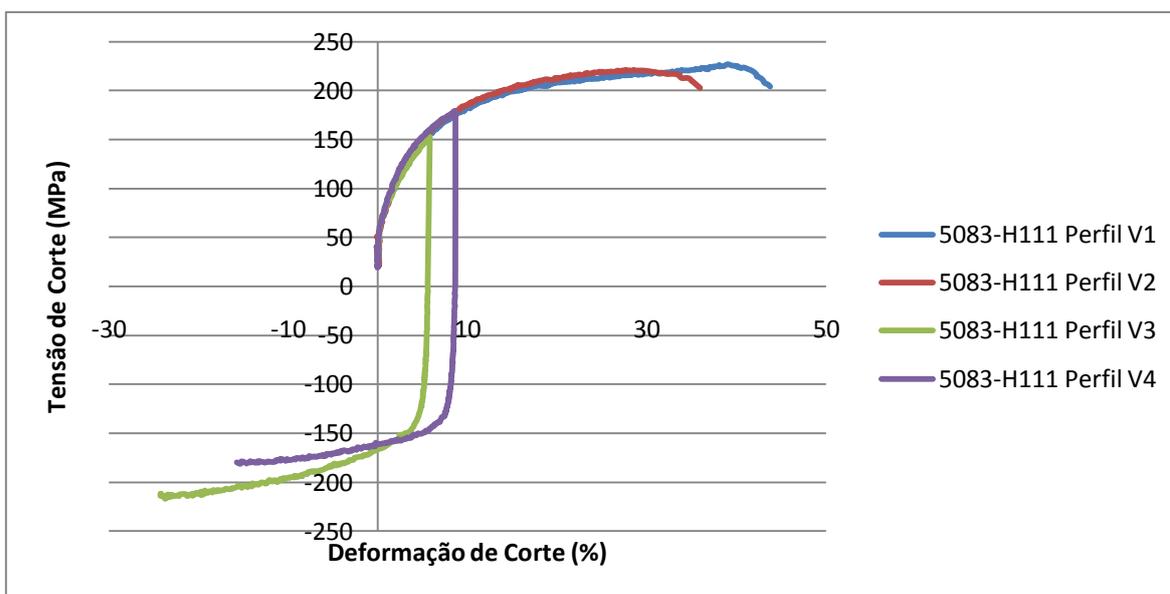


Figura 48. Comparação de curvas tensão-deformação para a liga AA5083-H111 com e sem inversão de trajectória.

É ainda de notar que ambas as curvas revelaram uma menor taxa de encruamento após inversão de trajectória, atingindo-se deformações segundo esta direcção superiores a 10%, excedendo assim o nível de deformação atingindo na primeira trajectória

de deformação. É de referir igualmente que a amostra V3, que sofreu uma pré deformação inferior à amostra V4, apresentou um encruamento mais significativo que esta última.

Na Figura 49 estão representadas as curvas tensão-deformação com inversão de trajectória para a liga de alumínio AA6082-T6, das amostras U2 e V3 e as curvas para os provetes U1 e U3, ensaiados em trajectória simples. A utilização de amostras com geometrias diferentes não teria influência nos resultados, como foi anteriormente exposto.

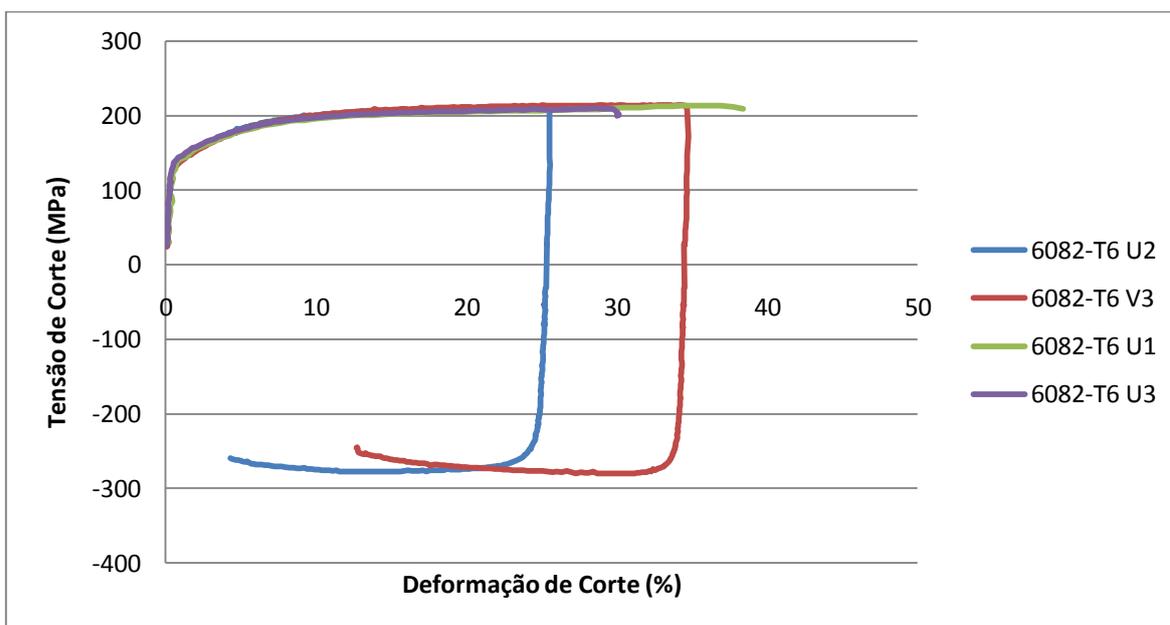


Figura 49. Comparação de curvas tensão-deformação para a liga AA6082-T6 com e sem inversão de trajectória.

Por observação da Figura 49 constata-se que, aquando da inversão de trajectória, ocorre uma descarga elástica rígida, que não corresponde ao comportamento esperado do material. As tensões para as quais volta a haver encruamento após a inversão de trajectória da ferramenta são nitidamente superiores às tensões obtidas na primeira direcção de deformação.

Com a ocorrência da mudança de trajectória da ferramenta, os valores de deformação atingidos segundo a nova direcção são muito reduzidos, indiciando que o deslocamento da ferramenta segundo a primeira trajectória de deformação tenha sido suficientemente elevado, conduzindo ao aparecimento de rotura prematuramente.

Não será ainda de excluir a possibilidade de ter ocorrido algum erro na aquisição da carga. Sendo assim, a qualidade dos resultados de ensaios de corte com

inversão de trajectória torna-se questionável pois, exige a aplicação de factores de correcção para a força aplicada na ferramenta. Este aspecto sugere que o erro cometido pode ser variável e não constante, podendo no mesmo ensaio, ser necessário aplicar ao longo da curva tensão-deformação vários factores de correcção para se ter o valor da força correcto em cada momento. Há ainda a assinalar o facto que os vários provetes testados apresentavam dimensões distintas para o comprimento da zona útil, tornando bastante difícil acertar o movimento da ferramenta segundo a primeira direcção de deformação para a obtenção de valores de pré-deformação semelhantes entre todas as amostras.

5. CONCLUSÕES E PERSPECTIVAS DE FUTURO

O trabalho levado a cabo no âmbito desta dissertação de mestrado teve por objectivo caracterizar mecanicamente duas ligas de alumínio, AA5083-H111 e AA6082-T6, e uma liga de cobre Cu-DHP, materiais de interesse prático na aplicação do processo de SFL. Para a execução deste trabalho recorreu-se à técnica de ensaios de corte, realizando-se ensaios segundo trajectórias simples de deformação e ensaios com inversão de trajectória.

Sendo uma técnica relativamente recente, o ensaio de corte não está ainda normalizado pelo que assumiu todo o interesse a verificação de diversos parâmetros. Inicialmente estabeleceram-se duas metodologias distintas para a avaliação das deformações ao longo dos provetes. Uma metodologia apoiava-se na avaliação local da deformação em diversos pontos ao longo da amostra, ao passo que a outra avaliava o valor médio da deformação ao longo de uma área de interesse. Ambas demonstraram que havia uma boa concordância de resultados entre ambas ao longo da zona útil.

Um dos objectivos desta dissertação consistia em avaliar a influência da geometria do provete, que poderia ser em U ou V e ainda, para a geometria em U, analisar a influência da forma do rasgo na distribuição da deformação na zona útil. Da análise das curvas tensão-deformação em trajectórias simples para todos os materiais em estudo, concluiu-se que a influência de esta geometria era desprezável obtendo-se uma excelente concordância de resultados para ambas. Por seu turno, a forma da extremidade do rasgo demonstrou influenciar decisivamente os resultados obtidos. De acordo com as figuras de isovalores, os rasgos quadrados e quadrados corrigidos apresentavam concentrações de deformação assinaláveis, invalidando a qualidade dos seus resultados.

A comparação de resultados entre os dois alumínios em estudo demonstrou que a liga AA5083-H111 possui um encruamento superior comparativamente à liga AA6082-T6, atingindo-se deformações semelhantes para as duas. A liga de cobre Cu-DHP demonstrou possuir um menor nível de encruamento que as ligas de alumínio em estudo, atingindo no entanto valores de deformação superiores.

A complementar a análise aos ensaios de corte procedeu-se às medições de dureza e observação da microestrutura para todos os materiais. A liga AA5083-H111

demonstrou ter sido deformada para lá da zona útil, quer através do perfil de durezas, quer pela análise de isovalores de deformação. A influência da deformação para lá da zona útil demonstrou ser de menor importância pois as curvas equivalentes em tracção e em corte para este material mostraram excelente concordância. Para a liga AA6082-T6 demonstrou-se que a deformação está essencialmente contida na zona útil. No traçado de curvas equivalentes, por sua vez, este material apresentou uma tensão limite de elasticidade registada no ensaio de corte, bastante inferior à tensão limite de elasticidade em tracção. Este aspecto poderá ter sido severamente influenciado pelo erro cometido na aquisição do sinal de carga da máquina de tracção, levando ao aparecimento de curvas tensão-deformação mais baixas. No entanto, após correcção das curvas tensão-deformação, este material apresentou uma razoável concordância em ensaio de tracção e corte. A liga de alumínio AA5083-H111 demonstrou que na zona onde se concentrou a deformação, é mais duro que o alumínio AA6082-T6, ao passo que para material não deformado ocorreu a situação inversa. A liga de cobre demonstrou também possuir alguma deformação não contida na zona útil, à semelhança da liga de alumínio AA5083-H111. Esta liga apresentou valores de dureza no local de rotura do provete superior a ambos os alumínios em estudo. Para o material não deformado, a dureza do cobre Cu-DHP foi semelhante à registada para a liga de alumínio AA6082-T6. A equivalência de curvas em tracção e em corte demonstrou haver um erro, tal como para a liga AA6082-T6, no sinal da aquisição de força. Após correcção do sinal este material demonstrou ter uma concordância pobre entre tracção e corte.

Finalmente, no estudo de ensaios de corte com inversão de trajectória voltou-se a registar o problema recorrente com o sinal de aquisição da força. Durante a inversão de trajectória, a tensão limite de elasticidade possuía um valor superior à obtida na primeira trajectória de deformação, contrariando a noção do efeito de Bauschinger, quer para materiais isotrópicos, quer para materiais anisotrópicos.

Pode-se concluir que o alumínio AA5083-H111 ficou correctamente caracterizado ao passo que o alumínio AA6082-T6 e a liga de cobre Cu-DHP não o foram de forma satisfatória. Para tal, será necessário futuramente calibrar o sistema óptico de leitura de deformações *ARAMIS*, ao nível da célula amplificadora do sinal, para se obter uma correlação fiável entre o sinal de força emitido pela máquina de tracção e aquele que este recebe. É ainda necessário que em futuros ensaios de corte com inversão de trajectória

da ferramenta, para garantir com precisão o valor de deformação atingido na primeira trajetória, os provetes sejam todos maquinados com as mesmas dimensões para a zona útil evitando a disparidade de resultados como os apresentados nesta dissertação.

5.1. Sugestões Para Desenvolvimentos Futuros

Da pesquisa bibliográfica efectuada neste trabalho ficou patente que existem várias técnicas para a realização de ensaios de corte, algumas das quais, seriam de bastante interesse aplicar. Desta forma, é de destacar o modelo proposto por Reyes et al. (2009) que permitirá, eventualmente, o ensaio de corte em altas temperaturas. Tal facto deve-se à simplicidade do provete e da ferramenta guia que o suporta, ao contrário da ferramenta utilizada neste estudo, que teria que ser reconstruída num aço refractário para permitir o ensaio a altas temperaturas e, possivelmente, combinado com elevadas velocidades de deformação.

6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- Alves, J.L.C.M. (2003), “Simulação Numérica do Processo de Estampagem de Chapas Metálicas Modelação Mecânica e Métodos Numéricos”. Tese de Doutoramento em Engenharia Mecânica, Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade do Minho.
- Amaral, F.M.C. (2010), “Soldadura por Fricção Linear de Ligas de Cobre: Influência de Parâmetros de Processo”. Tese de Mestrado em Engenharia Mecânica, Departamento de Engenharia Mecânica, Faculdade de Ciências e Tecnologia, Universidade de Coimbra.
- ASM International Handbook Committee (1992), “ASM Handbook”, 2º Volume, ASM International.
- Atkins, A.G. (1996), “Fracture in Forming”, *Journal of Materials Processing Technology*, 56, 609-618.
- Bae, D.H. e Ghosh, A.K. (2003), “A Planar Simple Shear Test and Flow Behaviour in a Superplastic Al-Mg Alloy”, *Metallurgical and Materials Transactions*, Volume 34A, 2465-2471.
- Bao, Y. e Wierzbicki, T. (2004), “On fracture locus in the equivalent strain and stress triaxiality space”, *International Journal of Mechanical Sciences*, 46, 81-98.
- Bouvier, S., Gardey, B., Haddadi, H. e Teodosiu, C. (2006a), “Characterization of the strain-induced plastic anisotropy of rolled sheets by using sequences of simple shear and uniaxial tests”, *Journal of Materials Processing Technology*, 174, 115-126.
- Bouvier, S., Haddadi, H., Levée, P. e Teodosiu, C. (2006b), “Simple shear tests: Experimental techniques and characterization of the plastic anisotropy of rolled sheets at large strains”, *Journal of Materials Processing Technology*, 172, 96-103.
- Chaparro, B.M.S. (2006), “Comportamento Plástico de Materiais Metálicos: Identificação e Optimização de Parâmetros”. Tese de Doutoramento em Engenharia Mecânica, Departamento de Engenharia Mecânica, Faculdade de Ciências e Tecnologia, Universidade de Coimbra, Coimbra.
- Fernandes, J.V. e Gracio, J.J. (1993), “Grain size effect on the microstructural evolution of copper deformed in rolling-tension”, *MECAMAT'91*, 219-228.
- Galvão, I.R.P.G. (2009), “Caracterização de Soldaduras Al/Cu por Fricção Linear”. Tese de Mestrado em Engenharia Mecânica. Departamento de Engenharia Mecânica, Faculdade de Ciências e Tecnologia, Universidade de Coimbra, Coimbra.
- Genevois, P. (1992), “Etude expérimentale et modélisation du comportement plastique anisotrope de tôles d'acier en grandes déformations”. Tese de Doutoramento, Institut National Polytechnique, Grenoble, França.

- Lademo, O.-G., Eriksson, M., Reyes, A., Hopperstad, O.S. e Langseth, M. (2006), "Characterization of failure and identification of failure related parameters". Relatório SINTEF STF80MK F06083, Trondheim, Noruega.
- Leitão, C.M.A. (2008), "Formabilidade de Chapas de Alumínio Soldadas por Fricção Linear Estudo Experimental e Numérico". Tese de Mestrado em Engenharia Mecânica. Departamento de Engenharia Mecânica, Faculdade de Ciências e Tecnologia, Universidade de Coimbra, Coimbra.
- Miyauchi, K. (1984), "A proposal of planar simple shear test in sheet metals", Scientific Papers of the Institute of Physical and Chemical Research, 78, 27-40.
- Peel, M.J., Steuwer, A., Withers, P.J., Dickerson, T., Shi, Q. e Shercliff, H. (2006), "Dissimilar Friction Stir Welds in AA5083-AA6082. Part I: Process Parameter Effects on Thermal History and Weld Properties", Metallurgical and Materials Transactions, Volume 37A, 2183-2193.
- Rauch, E. F. (1992), "The Flow Law of Mild Steel Under Monotonic or Complex Strain Path", Solid State Phenomena, Volume 23 & 24, 317-334.
- Rauch, E.F. (1998), "Plastic anisotropy of sheet metals determined by simple shear tests", Materials Science and Engineering, A241, 179-183.
- Reyes, A., Eriksson, M., Lademo, O.-G., Hopperstad, O.S. e Langseth, M. (2009), "Assessment of yield and fracture criteria using shear and bending tests", Materials and Design, 30, 596-608.
- Rodrigues, D.M., Leitão, C., Louro, R., Gouveia, H. e Loureiro, A. (2010), "High speed friction stir welding of aluminum alloys", Science and Technology of Welding and Joining. Aceite para publicação, Julho, 2010.
- Smith, W.F. (1998), "Princípios de Ciência e Engenharia dos Materiais" 3ª Ed., McGraw-Hill.
- Tarigopula, V., Hopperstad, O.S., Langseth, M., Clausen, A.H., Hild, F., Lademo, O.-G. e Eriksson, M. (2007), "A Study of Large Plastic Deformations in Dual Phase Steel Using Digital Image Correlation and FE Analysis", Society for Experimental Mechanics, 48, 181-196.
- Tavares, J.C.S. (2009), "Desenvolvimento e Teste de Um Sistema Para Ensaios em Corte de Materiais Metálicos". Tese de Mestrado em Engenharia Mecânica. Departamento de Engenharia Mecânica, Faculdade de Ciências e Tecnologia, Universidade de Coimbra, Coimbra.
- Tome, C., Canova, G. R., Kocks, U. F., Christodoulou, N. e Jonas, J. J. (1984), "The Relation Between Macroscopic and Microscopic Strain Hardening in F.C.C. Polycrystals", Acta Metallurgica, Volume 32, Issue 10, 1637-1653.
- Yoon, J.W., Barlat, F., Gracio, J.J. e Rauch, E. (2005), "Anisotropic strain hardening behaviour in simple shear for cube textured aluminium alloy sheets", International Journal of Plasticity, 21, 2426-2447.