

Soldadura por fricção linear de ligas de alumínio:

Influência das propriedades do material

Paulo Jorge Trindade Lapão

Dissertação para obtenção do Grau de Mestre em

Engenharia Mecânica

Júri

Presidente: Professora Doutora Marta Cristina Cardoso Oliveira

Orientador: Professor Doutor Altino de Jesus Roque Loureiro

Vogal: Professora Doutora Dulce Maria Esteves Rodrigues

Julho de 2008

AGRADECIMENTOS

A terminar esta Tese, resta retribuir os meus sinceros agradecimentos às individualidades que de várias formas contribuíram para que se tornasse numa realidade:

Ao Professor Doutor Altino Loureiro, que como orientador e amigo soube cobrar, mas também não mediu esforços em oferecer todas as condições necessárias à realização do presente trabalho.

À Professora Doutora Dulce Rodrigues, agradeço o apoio, a partilha do saber e as valiosas contribuições ao longo deste trabalho. Acima de tudo, obrigada por aumentar o meu interesse pelo conhecimento.

A todos os professores e pessoas do Grupo de Tecnologia do Departamento de Engenharia Mecânica da Faculdade de Ciências e Tecnologias da Universidade de Coimbra, que de uma forma directa ou indirecta contribuíram para a realização desta tese.

Ao amigo Carlos Leitão, pela amizade, conselhos, disponibilidade e apoio prestado durante a realização do trabalho.

Aos meus pais, Joaquim e Vevita e à minha irmã Tânia, obrigada pelo amor, alegria e atenção sem reservas...

A todos os meus familiares pelo incentivo recebido ao longo destes meses.

À Rita, agradeço o tempo, a paciência e o sorriso que me dedicou.

Aos meus amigos, pela força e compreensão demonstrada ao longo da realização deste trabalho.

O meu profundo e sentido agradecimento a todas as pessoas que contribuíram para a concretização desta dissertação, estimulando-me intelectual e emocionalmente.

RESUMO

A investigação desenvolvida neste trabalho teve por objectivo a caracterização das propriedades mecânicas dos materiais de base, em particular das que podem ser relevantes para o processo de soldadura por fricção linear. Os materiais de base estudados são chapas em duas ligas de alumínio (AA5083-H111 e AA6082-T651), nas espessuras de 3, 4, 6 e 8 mm. Foram realizados ensaios metalográficos, de microdureza e de tracção à temperatura ambiente e a temperaturas até 400 °C, em todas as chapas.

Verificou-se na análise metalográfica de qualquer das ligas que o tamanho de grão varia significativamente com a espessura da chapa.

Os ensaios de microdureza revelaram valores superiores na liga 6082-T651 em relação à 5083-H111, sendo que estes valores variam pouco com a espessura.

Nos ensaios de tracção a liga 5083-H111 apresentou à temperatura ambiente menor resistência mecânica que a liga 6082-T651, mas superior alongamento na rotura. O comportamento à tracção dos materiais estudados é bem caracterizado através das leis de encruamento de Swift e Voce.

Nos ensaios a alta temperatura, para qualquer das ligas e espessuras, verificou-se uma redução da resistência mecânica e um aumento do alongamento, sendo mais significativo na liga 5083-H111. Contudo, na liga 6082-T651 observou-se uma perda de ductilidade para a temperatura de 320 °C.

A liga 5083-H111 demonstrou comportamento dúctil para todas as temperaturas, apresentando superfícies de fractura compostas apenas por “*dimples*”. A liga 6082-T651 apresentou fracturas dúcteis, compostas apenas por “*dimples*”, só para temperaturas de ensaio superiores a 240 °C. Para temperatura igual a 240 °C ou temperatura ambiente apresentou fracturas por “*quasi-clivagem*”.

PALAVRAS-CHAVE

Propriedades Mecânicas, Ligas de Alumínio, Soldadura por Fricção Linear

ABSTRACT

The work in this thesis has the objective of characterizing the mechanical properties of base materials, in particular the ones that can be relevant to the process of friction stir welding. The base materials studied were two aluminium alloys (AA5083-H111 and AA6082-T651), of 3, 4, 6 and 8 mm in plate thickness. Metallographic, micro-hardness and tension tests at room temperature and at temperatures of up to 400 °C in all plates, were undertaken.

In the metallographic analyses, for both of the alloys, it was verified that the size of the grains varies significantly with the thickness of the plate.

The micro-hardness tests revealed higher values for the 6082-T651 alloy relative to the 5083-H111 alloy, with these values changing very little with the thickness of the plate.

In the tension tests, the 5083-H111 alloy had, at room temperature, a lower mechanical strength than the 6082-T651 alloy, but had a larger elongation at break. The tension behaviour of the materials under study is well characterized by the work hardening laws of Swift and Voce.

In the high temperature tests, for any of the alloys and thicknesses, a reduction of the mechanical strength and increase of the elongation was verified, with more significance for the 5083-H111 alloy. However, in the 6082-T651 alloy a loss of ductility for a temperature of 320 °C, was observed.

The 5083-H111 alloy presents a ductile behaviour for all temperatures, with fracture surfaces consisting only of dimples. The 6082-T651 alloy had ductile fractures, consisting only of dimples, for temperature tests over 240 °C. For temperatures equal or below that, it presented quasi-cleavage fractures.

KEYWORDS

Mechanical Properties, Aluminium Alloys, Friction Stir Welding

ÍNDICE

AGRADECIMENTOS.....	iii
RESUMO	iv
ABSTRACT.....	v
ÍNDICE	vi
ÍNDICE DE FIGURAS	viii
ÍNDICE DE TABELAS	x
Capítulo 1 . INTRODUÇÃO	1
Capítulo 2 . ESTADO DA ARTE.....	3
2.1 Desenvolvimento da tecnologia	3
2.1.1 Descrição do processo.....	3
2.2 Parâmetros de Processo.....	5
2.3 Efeitos do processo.....	12
2.3.1 Temperatura	12
2.3.2 Microestrutura e Propriedades Mecânicas	15
Capítulo 3 . MATERIAIS E EQUIPAMENTOS	17
3.1 Materiais de Base	17
3.2 Equipamento de Tracção (temperatura ambiente)	18
3.3 Equipamento de Tracção (alta temperatura)	18
3.4 Equipamento de preparação das amostras.....	19
3.4.1 Equipamento para análise metalográfica	19
3.4.2 Equipamento de medição de durezas	19
3.4.3 Equipamento de microscopia de varrimento.....	19
Capítulo 4 . PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.....	20
4.1 Identificação dos provetes.....	20
4.2 Ensaio de Tracção (temperatura ambiente)	21
4.3 Ensaio de Tracção (alta temperatura)	21
4.4 Análise metalográfica.....	22
4.5 Dureza	23
4.6 Fractografia	23
Capítulo 5 . APRESENTAÇÃO E DISCUSSÃO DE RESULTADOS	25
5.1 Análise metalográfica.....	25

5.2	Dureza	28
5.3	Comportamento à tracção.....	30
5.4	Leis de Encruamento	36
5.5	Fractografia	43
Capítulo 6 . CONCLUSÕES.....		50
Capítulo 7 . REFERÊNCIAS BIBLIOGRAFICAS.....		51
ANEXO A.....		56
ANEXO B		62
ANEXO C		67

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2-1 – Representação do processo de soldadura por fricção linear.....	4
Figura 2-2 – Representação esquemática da ferramenta utilizada em SFL.	5
Figura 2-3 – Ilustração dos pinos: a) <i>Whorl</i> TM e b) <i>Triflute</i> TM – TWI 2001 [6].....	7
Figura 2-4 – Ilustração do pino tipo <i>A-Skew</i> TM desenvolvido pelo TWI: a) vista de perfil, b) vista frontal e c) vista da zona abrangida pelo movimento da ferramenta [6].....	8
Figura 2-5 – Ilustração do pino tipo <i>Flared-Triflute</i> TM desenvolvido pelo TWI: a) canelado neutro, b) Canelado à esquerda e c) Canelado à direita [6].	8
Figura 2-6 – Ilustração de bases utilizadas em SFL [6].....	9
Figura 2-7 – Representação esquemática das diferentes regiões microestruturais numa soldadura por SFL.....	15
Figura 3-1 – Extensómetro longitudinal	18
Figura 3-2 – a) Equipamento de tracção (alta temperatura), b) Amarras para ensaios de tracção (alta temperatura).	19
Figura 4-1 – Ilustração dos parâmetros dimensionais dos provetes para temperatura ambiente.	21
Figura 4-2 – Ilustração dos parâmetros dimensionais dos provetes para alta temperatura.....	21
Figura 5-1 – Microestrutura da liga AA5083-H111_4 (ampliação de 200x)	25
Figura 5-2 – Microestrutura da liga AA5083-H111_6 (ampliação de 200x)	26
Figura 5-3 – Microestrutura da liga AA5083-H111_8 (ampliação de 200x)	26
Figura 5-4 – Microestrutura da liga AA6082-T651_3 (ampliação de 100x).....	27
Figura 5-5 – Microestrutura da liga AA6082-T651_6 (ampliação de 100x).....	27
Figura 5-6 – Microestrutura da liga AA6082-T651_8 (ampliação de 100x).....	28
Figura 5-7 – Ensaios de Microdureza a) amostra da liga AA5083-H111_4, b) amostra da liga AA5083-H111_6, c) amostra da liga AA5083-H111_8, d) amostra da liga AA6082-T651_3, e) Amostra da liga AA6082-T651_6 e f) Amostra da liga AA6082-T651_8.....	29
Figura 5-8 – Curvas de tensão-deformação real obtidas nos ensaios de tracção da Liga AA5083-H111 (4 mm).....	32
Figura 5-9 – Curvas de tensão-deformação real obtidas nos ensaios de tracção da Liga AA5083-H111 (6 mm).....	32
Figura 5-10 – Curvas de tensão-deformação real obtidas nos ensaios de tracção da Liga AA5083-H111 (8 mm).....	33

Figura 5-11 – Curvas de tensão-deformação real obtidas nos ensaios de tracção da Liga AA6082-T651 (3 mm)	34
Figura 5-12 – Curvas de tensão-deformação real obtidas nos ensaios de tracção da Liga AA6082-T651 (6 mm)	35
Figura 5-13 – Curvas de tensão-deformação real obtidas nos ensaios de tracção da Liga AA6082-T651 (8 mm)	36
Figura 5-14 – Comparação das leis de encruamento com as curvas experimentais da liga AA5083-H111 de 4 mm.....	40
Figura 5-15 – Comparação das leis de encruamento com as curvas experimentais da liga AA5083-H111 de 6 mm.....	41
Figura 5-16 – Comparação das leis de encruamento com as curvas experimentais da liga AA5083-H111 de 8 mm.....	41
Figura 5-17 – Comparação das leis de encruamento com as curvas experimentais da liga AA6082-T651 de 3 mm	42
Figura 5-18 – Comparação das leis de encruamento com as curvas experimentais da liga AA6082-T651 de 6 mm	42
Figura 5-19 – Comparação das leis de encruamento com as curvas experimentais da liga AA6082-T651 de 8 mm	43
Figura 5-20 – Superfície de rotura na liga 5083-H111_8_1_Tamb., a) macrografia (1x), b) microscopia de varrimento.....	44
Figura 5-21 – Superfície de rotura na liga 5083-H111_8_11_T240, a) macrografia (2x), b) microscopia de varrimento.....	45
Figura 5-22 – Superfície de rotura na liga 5083-H111_8_13_T320, a) fotografia (2x), b) microscopia de varrimento.....	46
Figura 5-23 – Superfície de rotura na liga 6082-T651_8_1_Tamb., a) macrografia (0,65x), b) microscopia de varrimento.....	46
Figura 5-24 – Superfície de rotura na liga 6082-T651_8_7_T240, a) macrografia (1,6x), b) microscopia de varrimento.....	47
Figura 5-25 – Superfície de rotura na liga 6082-T651_8_12_T320, a) macrografia (2x), b) microscopia de varrimento.....	48
Figura 5-26 – Superfície de rotura na liga 6082-T651_8_13_T400, a) macrografia (3,2x), b) microscopia de varrimento.....	49

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 3-1 – Composição química nominal das ligas AA5083-H111 e AA6082-T651	17
Tabela 5-1 – Tamanho de grão	28
Tabela 5-2 – Valores médios de dureza das amostras.	30
Tabela 5-3 – Parâmetros das leis constitutivas dos materiais	39

Capítulo 1 . INTRODUÇÃO

A soldadura por fricção linear é um processo de soldadura muito recente. Este processo, que realiza soldaduras no estado sólido e permite a união de materiais metálicos, polímeros e compósitos, tem hoje em dia um enorme potencial em aplicações industriais. As vantagens mais importantes deste tipo de soldadura em comparação com outros tipos de soldadura convencionais por fusão são as seguintes: a soldadura de chapas executa-se a alta velocidade, sem prejuízo substancial das propriedades metalúrgicas e mecânicas dos materiais; a redução de mão-de-obra especializada, a ausência de material de adição e a ausência de emissões nocivas para a saúde, como por exemplo fumos ou radiações. Durante este processo de soldadura a zona afectada nunca funde, eliminando a possibilidade de ocorrência de defeitos típicos da soldadura por fusão, como a porosidade ou a fissuração a quente. Os defeitos mais usuais que este tipo de soldadura pode apresentar são a deposição alinhada de óxidos (Lazy S), as colagens e faltas de ductilidade na raiz (Kissing-bond), ou a formação de vazios dispersos ou contínuos no interior ou superfície das soldaduras, defeitos estes muito diferentes dos detectados em soldaduras convencionais por fusão. Esta tecnologia de soldadura por fricção linear requer uma compreensão profunda dos factores do processo e das propriedades mecânicas induzidas nas soldaduras, para assim poder ser utilizada na produção de componentes muito específicos como é o caso de aplicações aeroespaciais. Por este motivo é necessária uma investigação detalhada e um trabalho qualificado nesta tecnologia.

Durante o processo de soldadura por fricção linear a ferramenta rotativa move-se ao longo da interface da junta a soldar gerando calor, resultando no fluxo de material plasticizado perto da superfície da ferramenta. Este material é deformado por extrusão na zona do pino, sofrendo movimentos rotacionais, levando à formação da zona soldada. A sanidade da soldadura é afectada pelo comportamento do fluxo de material sob a acção da ferramenta rotativa. Por sua vez, o fluxo de material deverá ser influenciado pelas propriedades mecânicas dos materiais de base, tais como a tensão de cedência, alongamento e a dureza. Por outro lado vai ser também influenciado pelo desenho da ferramenta e pelos parâmetros do processo. Devido à complexidade dos fenómenos envolvidos têm existido muitos esforços no sentido de compreender o efeito dos parâmetros no processo no comportamento do fluxo de material e na formação da microestrutura e as propriedades mecânicas das juntas soldadas por fricção linear.

Um dos grandes temas de investigação nesta área tem sido a definição de metodologias eficazes para a selecção dos parâmetros de soldadura adequados, bem como a compreensão da sua influência nas propriedades da soldadura. Em particular foi investigada a influência de alguns parâmetros importantes neste tipo de soldadura como a velocidade de avanço, a velocidade de rotação e a força axial da ferramenta. Em todos os estudos referidos, os parâmetros de soldadura por fricção linear estão sendo seleccionados pelo método de tentativa e erro, que é um método demorado e caro. A influência das propriedades dos materiais de base na formação de defeitos neste processo de soldadura ainda não foi até hoje abordada em detalhe.

Assim, o presente estudo foi realizado com o objectivo de poder estabelecer relações entre algumas propriedades importantes dos materiais de base, tais como tensão de cedência, dureza e alongamento e os parâmetros de soldadura utilizados. Para tal efeito foi necessária uma caracterização cuidadosa das propriedades mecânicas das ligas a soldar. Por motivos alheios ao autor não foi possível dispor em tempo útil de soldaduras e dos parâmetros utilizados na sua produção, nos materiais estudados.

Capítulo 2 . ESTADO DA ARTE

2.1 Desenvolvimento da tecnologia

A Soldadura por Fricção Linear (SFL) é um processo de soldadura relativamente recente e, desde que foi patenteado em 1991 pelo TWI (The Welding Institute), tem atraído um considerável interesse. Consistente com os métodos mais convencionais de soldadura por fricção, praticados desde o início dos anos 50, a soldadura por fricção linear é feita no estado sólido, ou seja, o material a soldar não atinge o ponto de fusão.

Hoje em dia a SFL de ligas de alumínio usa-se em diversos sectores industriais, como no sector da construção naval, ferroviário, aeronáutico, etc.

Apesar das tentativas de utilizar SFL na ligação de materiais como o titânio, ligas de magnésio, aço e cobre, a aplicação industrial desta técnica é ainda limitada nestes materiais. Esta tecnologia tem sido também aplicada em ligações de cobre, no fabrico recipientes de retenção de desperdícios nucleares e placas de revestimento protector para equipamentos de “sputtering”.

Inicialmente este processo foi aplicado para a soldadura de ligas de alumínio das series 2000 (Al-Cu), 5000 (Al-Mg), 6000 (Al-Mg-Si), 7000 (Al-Zn) e 8000 (Al-Li); foi aplicado primeiramente em ligas para trabalho mecânico e ligas de extrusão contudo, estudos subsequentes mostraram ser possível a sua aplicação em soldaduras de ligas fundidas e soldaduras entre ligas fundidas e ligas de extrusão, assim como para soldadura de ligas dissimilares [1]

2.1.1 Descrição do processo

O princípio do processo de SFL baseia-se numa ferramenta rotativa não consumível e animada de movimento linear que é usada para gerar calor através da sua fricção com as peças a soldar. O calor gerado por fricção permite o amaciamento do material sem nunca se atingir o seu ponto de fusão. Como resultado, o material em estado plástico é arrastado pela ferramenta, sendo forjado por acção do pino e da base da ferramenta, e extrudido entre a ferramenta e o material mais frio.

A Figura 2-1 representa de forma esquemática a união de duas chapas pelo processo de Soldadura por fricção linear.

É conveniente referir que o processo não é simétrico em relação ao eixo da soldadura pelo que se considera usualmente um lado do avanço, onde a ferramenta arrasta material para a frente, e um lado do recuo, onde o material é empurrado para trás.

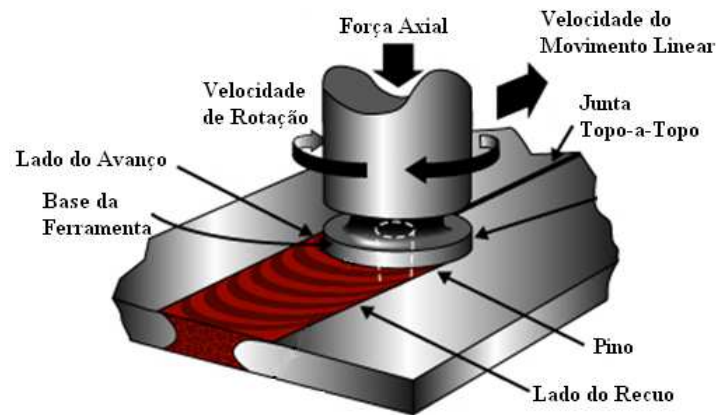


Figura 2-1 – Representação do processo de soldadura por fricção linear

As vantagens do processo resultam do facto de as soldaduras serem realizadas em fase sólida e são as descritas a seguir [2]:

- Boas propriedades mecânicas da soldadura.
- Baixa distorção dos elementos a unir, mesmo em soldaduras longas.
- Processo isento de fumos e radiação visível e nociva, como acontece nos processos por fusão.
- Energeticamente eficiente e como tal, amigo do ambiente.
- Utilização de ferramentas não consumíveis.
- Não necessita de gás de protecção.
- Não é necessário material de adição.
- Não necessita de mão-de-obra especializada.

As limitações do processo de SFL têm vindo a ser reduzidas devido à intensa investigação realizada durante o seu desenvolvimento. As principais limitações identificadas são:

- A necessidade de fixar rigidamente os elementos a soldar.
- A existência de um orifício no final de cada soldadura.
- Dificuldade de realização de soldaduras em percursos tridimensionais complexos.
- As alterações estruturais e mecânicas induzidas em alguns materiais.

- As dificuldades associadas à produção de ferramentas para soldar materiais duros.
- A ocorrência de defeitos.

2.2 Parâmetros de Processo

Os principais parâmetros de processo são:

- A geometria da ferramenta.
- A pressão Axial.
- A velocidade de Rotação.
- A velocidade de Avanço Linear.
- O ângulo de Ataque da Base da ferramenta.
- O sentido de Rotação da ferramenta.
- O material de base.

A geometria da ferramenta

Na Figura 2-2, estão representados de uma forma esquemática os principais componentes da ferramenta utilizada na SFL.

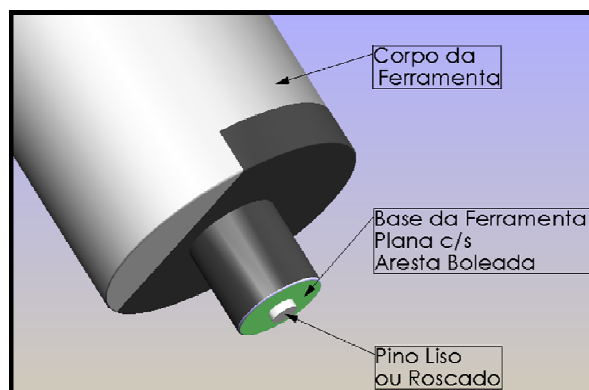


Figura 2-2 – Representação esquemática da ferramenta utilizada em SFL.

A geometria da ferramenta é um parâmetro muito importante neste processo pois influencia o modo como ocorre a deformação plástica na soldadura. A maior importância está ligada à geometria da base e do pino, que constituem a parte activa da ferramenta, já que se encontram em contacto directo com o material a soldar. A forma como o corpo da ferramenta resiste aos esforços mecânicos aplicados e dissipa o calor também assume particular importância no decorrer do processo.

As principais funções dos componentes que formam a ferramenta são:

- *Corpo da ferramenta:* Tem a função fixar a ferramenta à máquina de SFL, funcionando também como elemento de dissipação do calor promovido pelo atrito entre as chapas a soldar e a parte activa (base e pino) da ferramenta.
- *Base da ferramenta:* A base da ferramenta tem por função conter o material em deformação plástica, forjando-o e facilitando o fluxo de material na soldadura. Além disso o atrito entre a base da ferramenta e os elementos a ligar gera calor necessário para facilitar a sua mistura por deformação plástica na zona da junta de soldadura.
- *Pino:* Promove a deformação plástica e a mistura do material das chapas a soldar, através de movimentos de rotação e de translação ao longo na soldadura.

A geometria do pino da ferramenta determina, entre outros aspectos, a relação entre o volume dinâmico (volume varrido pelo pino durante uma rotação de 360°) e o volume estático (volume do próprio pino). Este factor parece ser determinante para um correcto fluxo plástico do material, favorecendo a obtenção de soldaduras sem defeitos. Existem diferentes configurações de pinos: pino cilíndrico roscado, cónico roscado, cónico liso, prismático (facetado), Triflute (em que 3 canais com a forma de meia cana, são cavados em espiral ao longo de todo o corpo roscado do pino, como se ilustra na Figura 2-3), etc. As alterações de geometria do pino têm grande influência no fluxo de material, na sanidade, na microestrutura e propriedades das soldaduras. Alguns desses efeitos são resumidos a seguir [3-5]:

- Cilíndrico ou cónico – A passagem de cilíndrico para cónico e o aumento do ângulo de conicidade aumenta o efeito do fluxo de material, melhorando a resistência da junta.
- Liso ou roscado – A introdução de uma rosca no pino permite aumentar o efeito de transporte vertical do material, melhorando também a resistência da junta e garantindo ausência de vazios na soldadura.
- Rosca de passo constante ou decrescente – A passagem de uma rosca de passo uniforme para uma de passo decrescente, da base para a extremidade, permite aumentar o efeito de forjamento do material.
- Axissimétrico ou Facetado – O facetamento permite reduzir a força linear de avanço da ferramenta, diminuindo a relação entre o volume estático e o volume dinâmico do pino.

- Facetamento com faces Direitas ou em Espiral – Os facetamentos têm a mesma função, tendo efeitos similares aos obtidos com pino cónico e roscado.
- Extremidade Plana ou Convexa – O material que passa por baixo do pino sofre um forjamento para garantir o fecho da junta.

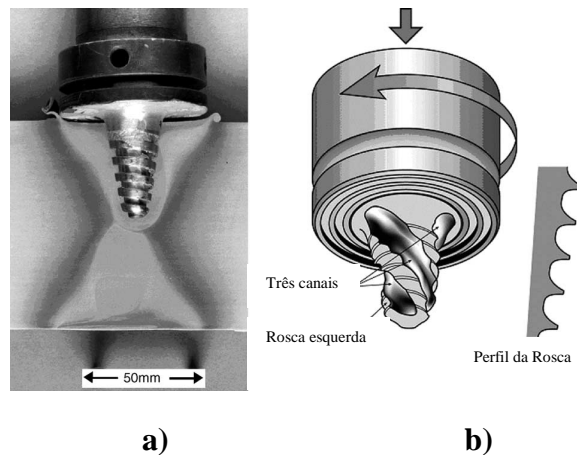


Figura 2-3 – Ilustração dos pinos: a) *Whorl*TM e b) *Triflute*TM – TWI 2001 [6].

Thomas et al. [6] Salientaram que os pinos do tipo “Whorl” e “Triflute”, veja-se Figura 2-3, foram elaborados como um conjunto e deslocam menos material do que uma ferramenta cilíndrica. O pino “Whorl” reduz menos o volume que o “Triflute”. Ambos reduzem a força axial, melhoram o fluxo plástico de material, facilitam o efeito descendente e aumentam a interface entre o pino e o material plástico, aumentando assim a geração de calor.

Sugerem também que o factor mais determinante de superioridade na relação entre os pinos tipo “Whorl” e os pinos cilíndricos convencionais é na razão entre volume estático e dinâmico. O importante é produzir um fluxo adequado. Com pinos cilíndricos convencionais observou-se uma redução significativa de espessura da soldadura, levando a uma redução significativa das propriedades mecânicas [8].

Recentemente duas novas geometrias “A-Skew”, pino com eixo inclinado, e “Flared-Triflute”, com canais em forma de meia cana com eixo inclinado foram concebidas como se ilustra na Figura 2-4 e Figura 2-5. O objectivo que se persegue com estas geometrias é um aumento da razão entre o volume estático e dinâmico do pino e assim melhorar o fluxo de material, proporcionando uma melhor mistura e conseqüentemente a produção de melhores soldaduras. Quando se comparam pinos convencionais com “Flared-Triflute” e “A-Skew” nota-se uma melhoria em variados aspectos, tais como: maior velocidade de soldadura,

redução da força axial, aumento da zona de soldadura, redução significativa do ângulo de inclinação entre chapa/interface de soldadura, o pino produz uma ligeira desaceleração no exterior das regiões chapa/interface de soldadura, sendo esta benéfica para melhorar as propriedades mecânicas das soldaduras [8-10].

Thomas and Dolby [10] Sugerem que estes pinos são adequados para soldaduras em “T” entre chapas do mesmo material em máquinas de eixo vertical.

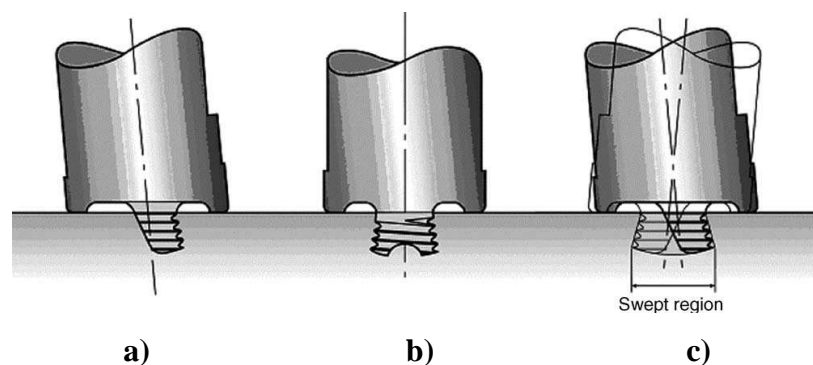


Figura 2-4 – Ilustração do pino tipo *A-Skew*TM desenvolvido pelo TWI: a) vista de perfil, b) vista frontal e c) vista da zona abrangida pelo movimento da ferramenta [6].

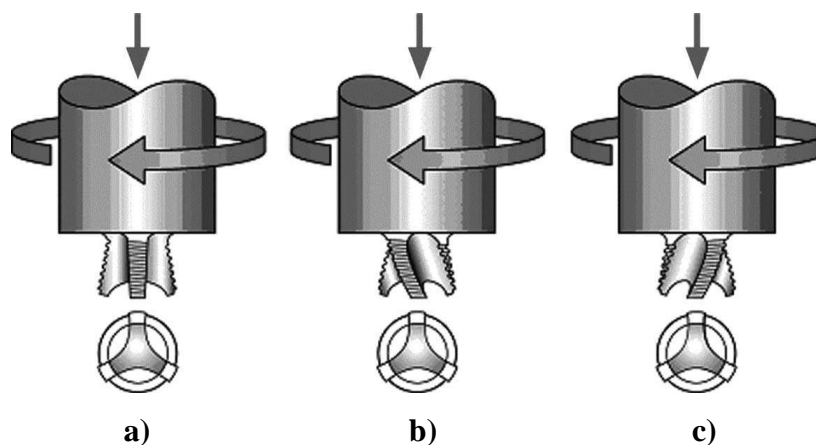


Figura 2-5 – Ilustração do pino tipo *Flared-Triflute*TM desenvolvido pelo TWI: a) canelado neutro, b) Canelado à esquerda e c) Canelado à direita [6].

A base em conjunto com o pino e com o sistema de fixação determina todo o fenómeno de fluxo plástico e geração de calor. A função da base entre outras é contribuir para conter o fluxo de material que é extrudido e forjado durante o fluxo plástico em redor do pino, impedido que este se escape. As configurações da base são diversas, conforme se ilustra na Figura 2-6. Pode verificar-se a colocação de navalhas na periferia para corte de rebarbas, base côncava/plana e base com estrias radiais, concêntricas ou em espiral. A base côncava apresenta um afunilamento da periferia para o centro enquanto a base plana mantêm-se

constante. As principais vantagens de cada geometria podem resumir-se do seguinte modo [5][11]:

- Plana ou Côncava – As côncavas têm em relação às planas, a vantagem de dirigir o material que se escoia sob a base da ferramenta na direcção do pino.
- Lisa ou estriada – As lisas necessitam de um ângulo de ataque para um correcto forjamento e condução do fluxo de material; as estriadas não necessitam desse ângulo de ataque uma vez que o fluxo sofre o efeito das estrias.
- Estrias em espiral ou concêntricas – A evolução das estrias de concêntricas para espiral aumenta o efeito da base na orientação do material para o interior.
- Com ou Sem Navalha na periferia – Com navalha vai originar uma soldadura isenta de rebarba.

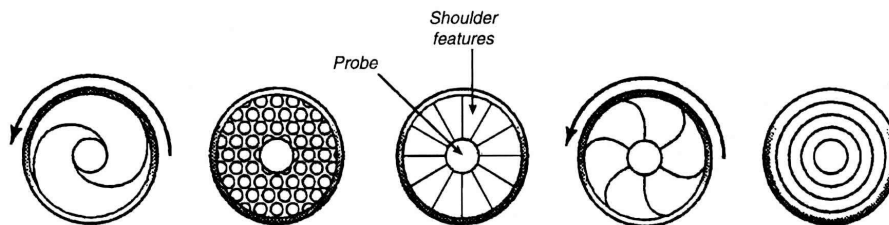


Figura 2-6 – Ilustração de bases utilizadas em SFL [6].

Um dos objectivos deste processo de soldadura (SFL) é a obtenção de juntas soldadas com boas propriedades mecânicas e sem defeitos, evitando assim falhas estruturais graves em aplicações industriais. A obtenção de juntas soldadas sem defeitos depende também da optimização de outros parâmetros de soldadura. Os parâmetros a otimizar na SFL estão descritos a seguir [12-15]:

- **A Pressão Axial** ou Força Vertical de Forjamento – Esta carga tem como objectivo garantir o contacto permanente entre a ferramenta e o material em deformação plástica, de modo a evitar a sua projecção para fora da junta. A carga deve permanecer constante durante todo o processo. Forças axiais reduzidas conduzem frequentemente ao aparecimento de vazios isolados ou contínuos na soldadura [16].
- **A Velocidade de Rotação** da Ferramenta (ω) – A ferramenta inicia o movimento rotativo antes da indentação do Pino e mantém este movimento até à total extracção do Pino do interior das peças a ligar. Ao aumento da velocidade de rotação da ferramenta está associado o aumento do calor gerado

no processo o que é útil em termos do fluxo plástico do material, mas pode ser nocivo no que se refere às propriedades mecânicas das soldaduras

- **A Velocidade de Avanço Linear** (v) – O aumento da velocidade de translação linear da ferramenta ao longo da junta a soldar é benéfico no que concerne à produtividade, mas reduz a energia específica adicionada, isto é o calor adicionado por unidade de comprimento, reduzindo o fluxo plástico de material em torno da ferramenta e aumentando a probabilidade de ocorrerem vazios na soldadura [16].
- **O Ângulo de Ataque da Base da ferramenta** ($^\circ$) – Ângulo que permite um aumento gradual da pressão aplicada pela base na superfície superior das peças a soldar, garantindo o correcto fecho e bom aspecto visual da superfície superior da soldadura.
- **O Sentido de rotação da ferramenta** – Este parâmetro só tem interesse no caso de soldaduras heterogêneas. A disposição dos materiais segundo o sentido de rotação influencia o modo como ocorre o fluxo do material e consequentemente a qualidade da soldadura.

Outros parâmetros importantes do processo são por exemplo: o tempo de indentação do pino, isto é o período desde o momento em que o pino contacta com a superfície superior das peças até ao momento em que a ferramenta inicia o movimento linear; a aceleração no arranque, sendo esta a taxa de variação da velocidade linear; o diâmetro da base; o diâmetro do pino e o material da ferramenta.

O material de base

No processo de soldadura por fricção linear as propriedades mecânicas do material de base, tais como a tensão de cedência, o alongamento e a dureza influenciam o fluxo plástico de material sob a acção de uma ferramenta rotativa não consumível. Conforme já referido parâmetros de soldadura como a velocidade de avanço, a velocidade de rotação e a força axial exercida têm grande importância na qualidade da soldadura. As propriedades mecânicas dos materiais a soldar são pouco referidas como parâmetros relevantes do processo [42-51].

V. Balasubramanian [52] realizou estudos sobre cinco ligas de alumínio diferentes (AA1050, AA2024, AA6061, AA7039 e AA7075), combinando diferentes parâmetros de soldadura de modo a analisar a influência das propriedades mecânicas dos materiais na qualidade das soldaduras. Empiricamente foram estabelecidas relações entre as propriedades

mecânicas do material de base e velocidade de rotação e velocidade de avanço da ferramenta. Este desenvolvimento empírico pretende prevenir defeitos nas soldaduras executadas por este processo.

Todas as soldaduras foram realizadas em chapas de 6 mm de espessura, tendo-se variado a velocidade de rotação (600 rpm a 1600 rpm) e a velocidade de avanço (22 mm/min. a 160 mm/min.), sob a acção de uma força axial constante (8 KN). Em todos os ensaios foi usada uma ferramenta com um pino cilíndrico roscado com 6 mm de diâmetro e 5,7 mm de comprimento e uma base com 18 mm de diâmetro.

Neste estudo verificou-se que o material com baixa tensão de cedência, baixa dureza e elevada ductilidade pode ser mais fácil de soldar que o material com elevada tensão de cedência, elevada dureza e baixa ductilidade.

A formação de soldaduras sem defeitos foi tomada como o critério para estabelecer as relações entre os parâmetros de soldadura e as propriedades mecânicas dos materiais. Algumas das relações obtidas são apresentadas a seguir:

No que se refere à velocidade de rotação (ω) da ferramenta verificaram que ela é influenciada pelas propriedades do material tal como se indica nas equações (2.1, 2.2 e 2.3).

$$\text{Velocidade de Rotação}(\omega) = 204(\sigma_c)^{0.31} \quad (2.1)$$

$$\text{Velocidade de Rotação}(\omega) = 48.71(H)^{0.68} \quad (2.2)$$

$$\text{Velocidade de Rotação}(\omega) = 4889(\varepsilon)^{-0.49} \quad (2.3)$$

Devem portanto ser utilizadas baixas velocidades de rotação em ligas com baixa tensão de cedência, baixa dureza e elevada ductilidade, e elevadas velocidades em ligas mais resistentes e menos dúcteis.

Os autores obtiveram para o efeito da velocidade de avanço (v) da ferramenta as expressões (2.4, 2.5 e 2.6):

$$\text{Velocidade de Avanço}(v) = 19363(\sigma_c)^{-1.02} \quad (2.4)$$

$$\text{Velocidade de Avanço}(v) = 3.06E6(H)^{-2.31} \quad (2.5)$$

$$\text{Velocidade de Avanço}(v) = 0.26(\varepsilon)^{1.98} \quad (2.6)$$

Significam estas expressões que se devem usar velocidades de avanço baixas em ligas com elevado limite de elasticidade e dureza e reduzida ductilidade e vice versa.

No que se refere à relação entre a razão v/ω e as propriedades dos materiais foram estabelecidas também as seguintes relações (2.7, 2.8 e 2.9):

$$\frac{\text{Velocidade de avanço}(v)}{\text{Velocidade de rotação}(\omega)} = 89.36(\sigma_c)^{-1.32} \quad (2.7)$$

$$\frac{\text{Velocidade de avanço}(v)}{\text{Velocidade de rotação}(\omega)} = 55630(H)^{-2.96} \quad (2.8)$$

$$\frac{\text{Velocidade de avanço}(v)}{\text{Velocidade de rotação}(\omega)} = 5.73E - 5(\epsilon)^{2.4} \quad (2.9)$$

Verifica-se portanto que esta relação deve ser reduzida quando a tensão de cedência e dureza do material são elevadas e a ductilidade baixa.

Em primeira análise o calor específico adicionado vai aumentar com o aumento da velocidade de rotação da ferramenta e diminuir com o aumento de velocidade de avanço. Pouco calor durante a soldadura pode levar a defeitos na mistura dos materiais ao longo da soldadura e não existir uma plasticização correcta. Por outro lado se o calor for muito elevado pode existir uma elevada turbulência no fluxo de metal à volta do pino e existir um excesso de plasticização. Materiais com baixa tensão de cedência, baixa dureza e alta ductilidade podem deformar muito facilmente e o fluxo de material à volta da ferramenta ser uniforme enquanto que materiais com propriedades contrárias isso não acontece.

As relações apresentadas por estes autores se bem que pareçam correctas em termos qualitativos levantam dúvidas em termos quantitativos, já que algumas das expressões apresentam desvios significativos em relação aos valores experimentais. Além disso só são válidas para a geometria da ferramenta considerada, não considerando o efeito do esforço axial e não estabelecendo uma relação entre todos os parâmetros relevantes para o processo.

2.3 Efeitos do processo

2.3.1 Temperatura

A distribuição de temperaturas na soldadura tem uma influência directa na microestrutura, no tamanho de grão, no aparecimento e na dissolução de precipitados e por fim nas propriedades mecânicas das soldaduras. Por este conjunto de efeitos torna-se importante um estudo mais aprofundado sobre a distribuição de temperaturas durante o processo de soldadura por fricção linear. Contudo, é extremamente difícil executar medições de temperatura dentro da zona de fricção, devido à intensa deformação plástica do material de base, produzida pela rotação e deslocamento transversal da ferramenta.

Pelas dificuldades atrás referidas, as temperaturas máximas no interior da zona de mistura durante a soldadura, têm sido determinadas a partir da microestrutura da soldadura ou obtidas experimentalmente nas zonas adjacentes à rotação do pino. Nos últimos anos foram executadas varias investigações com o objectivo de relacionar parâmetros de soldadura e temperatura. Vários autores referem que a temperatura máxima observada durante o processo de soldadura nas várias ligas de alumínio situa-se entre $0.6 T_m$ e $0.9 T_m$ [17-24], onde T_m é a temperatura de fusão da liga soldada.

A distribuição de temperatura na vizinhança da soldadura é função do calor gerado no processo. A expressão (2.10) foi proposta para avaliar esse calor [25].

$$q_0 = \frac{4}{3} \pi^2 \mu P \omega R^3 \quad (2.10)$$

onde q_0 é a potencia útil (W), μ o coeficiente de atrito, P a pressão (força axial) (Pa), ω a velocidade de rotação (rot/s) e R o raio da base (m).

Alguns estudos foram elaborados neste âmbito e várias sugestões foram formalizadas; a velocidade de rotação e o raio da base da ferramenta são as principais variáveis do processo de soldadura por fricção linear; a força axial exercida na ferramenta não pode exceder a tensão limite de elasticidade do material de base à temperatura de funcionamento, para se obter soldaduras com boa qualidade [25].

De referir ainda que para uma determinada geometria da ferramenta e profundidade de penetração, a temperatura máxima observada é uma função da velocidade de rotação (ω , rpm), enquanto que a taxa de aquecimento e arrefecimento é uma função da velocidade de avanço (mm/min.). Observou-se também que a temperatura máxima atingida é maior do lado do avanço do que do lado do recuo da ferramenta [24]. A razão entre a velocidade de rotação e avanço da ferramenta vai aumentar a energia específica adicionada e consequentemente o campo de temperatura na soldadura [26].

Verificou-se para varias ligas de alumínio uma relação geral entre a temperatura máxima de soldadura T (°C) e os parâmetros de soldadura (ω , v), podendo esta ser expressa pela equação (2.11):

$$\frac{T}{T_m} = K \left(\frac{\omega^2}{v \times 10^4} \right)^\alpha \quad (2.11)$$

onde o expoente α representa uma gama de valores entre 0.04 a 0.06, a constante K entre 0.65 e 0.75 e T_m (°C) a temperatura de fusão da liga [26].

Recentemente elaboraram-se estudos sobre modelos analíticos para a origem do calor neste processo de soldadura. A maior diferença deste modelo para os anteriores foi a consideração de condições de contacto aderente e contacto deslizante. O calor gerado nestas condições bem como o calor total gerado podem ser estimados pelas equações (2.12, 2.13 e 2.14) [27]:

$$Q_{total,aderente} = \frac{2}{3} \pi \frac{\sigma_{ced}}{\sqrt{3}} \omega \left((R_{base}^3 - R_{pino}^3) (1 + \tan \alpha) + R_{pino}^3 + 3R_{pino}^2 H_{pino} \right) \quad (2.12)$$

$$Q_{total,deslizamento} = \frac{2}{3} \pi \mu p \omega \left((R_{base}^3 - R_{pino}^3) (1 + \tan \alpha) + R_{pino}^3 + 3R_{pino}^2 H_{pino} \right) \quad (2.13)$$

$$Q_{total} = \frac{2}{3} \pi \left(\delta \frac{\sigma_{ced}}{\sqrt{3}} + (1 - \delta) \mu p \right) \omega \left((R_{base}^3 - R_{pino}^3) (1 + \tan \alpha) + R_{pino}^3 + 3R_{pino}^2 H_{pino} \right) \quad (2.14)$$

onde Q é calor total gerado (W), σ_{ced} a tensão de cedência (Pa), ω a velocidade de rotação da ferramenta (rad/s), R_{base} o raio da base da ferramenta (m), R_{pino} o raio do pino da ferramenta (m), α o ângulo do cone da base da ferramenta ($^\circ$), H_{pino} a altura do pino da ferramenta (m), p a pressão de contacto da ferramenta (força axial) (Pa), e δ uma variável de estado do contacto.

Pode então referir-se que muitos factores influenciam os perfis térmicos no processo de soldadura por fricção linear. A temperatura no interior da zona de soldadura é inferior ao ponto de fusão da liga de alumínio; a base da ferramenta é a principal responsável pela geração de calor durante o processo de soldadura; a temperatura aumenta com o aumento da velocidade de rotação da ferramenta, com velocidade de avanço constante e diminui com o aumento da velocidade de avanço para velocidade de rotação constante. Além disso, a temperatura máxima durante o processo de soldadura aumenta com a diminuição da razão entre a velocidade de avanço e a velocidade de rotação (weld pitch) [27].

Várias teorias e modelos empíricos foram propostos para um índice de calor. O trabalho experimental sobre estes modelos é muito limitado e as tentativas de correlacionar diferentes conjuntos de dados com modelos para a presente análise não revelaram qualquer tendência geral. No geral podemos falar num aquecimento por atrito e adiabático onde o aquecimento se dá de forma muito rápida não existindo trocas de calor com o ambiente. O calor gerado pela fricção depende da velocidade da ferramenta sobre a superfície e do coeficiente de atrito existente. O calor deve aumentar a partir do centro da base da ferramenta para as extremidades. O pino também vai influenciar a geração de calor, ou seja, a sua fricção vai influenciar o aumento de temperatura. Os resultados de investigações anteriores indicam que as condições de atrito variam com as condições de aderência a baixas velocidades de

rotação e com a relação de aderência/deslizamento a altas velocidades de rotação. Têm também sido elaborados modelos computacionais com o objectivo de estimar o campo de temperaturas na vizinhança da soldadura [28].

2.3.2 Microestrutura e Propriedades Mecânicas

As características do processo de SFL combinadas com a utilização de uma ferramenta pouco usual, produzem uma soldadura com forte gradiente microestrutural. Enquanto algumas regiões são comuns a soldaduras produzidas por outras técnicas outras são únicas nesta técnica. Na Figura 2-7, mostram-se as diferentes regiões geralmente identificadas em soldaduras por fricção linear.



Figura 2-7 – Representação esquemática das diferentes regiões microestruturais numa soldadura por SFL.

A zona afectada térmica e mecanicamente é geralmente constituída por uma zona central designada por nugget (núcleo) e numa zona envolvente, tal como se ilustra na Figura 2-7 [29-33].

O *Nugget* é uma região de material fortemente deformado que corresponde aproximadamente ao local de passagem do pino durante a soldadura. A forma do grão nesta zona é por vezes aproximadamente equiaxial e com um tamanho inferior ao do Material de Base (MB) resultante de um processo de recristalização. Em algumas soldaduras observa-se nesta zona formação de vários anéis concêntricos que têm sido identificados como estruturas em casca de cebola (onion-ring). A origem precisa destes anéis não foi ainda estabelecida com rigor, embora variações de densidade, tamanho de grão e textura tenham sido sugeridos como causa.

Na *Zona Afetada Térmica e Mecanicamente* (ZATM) adjacente ao Nugget o material foi fortemente deformado plasticamente pela ferramenta. A deformação e a temperatura são inferiores às do Nugget e o efeito na microestrutura é correspondentemente inferior, não se

verificando fenômenos de recristalização. Verificou-se que as ligas de alumínio apresentam um comportamento diferente em relação a outros materiais, podendo estas ser deformadas a alta temperatura sem a ocorrência de recristalização, embora em outros materiais isto já não aconteça [34]. Na zona afectada térmica e mecanicamente podem ainda ocorrer fenômenos de dissolução de precipitados, que no caso das ligas de alumínio tratáveis termicamente conduzem a perdas substanciais de resistência mecânica [35]. No caso das ligas não tratáveis termicamente, como são a generalidade das ligas da série 5000 por exemplo, a competição entre o endurecimento produzido pela deformação plástica e o amaciamento induzido pela recristalização podem conduzir a resultados muito díspares, podendo verificar-se o aumento da resistência mecânica da zona [36].

A *Zona Afectada Termicamente (ZAT)* é comum a outros processos de soldadura. O nome indica que esta região é sujeita a um ciclo térmico mas não é deformada durante o período de soldadura. As temperaturas são mais baixas do que na ZATM mas continua a ter efeito significativo se a microestrutura for termicamente instável. No caso das ligas de alumínio tratáveis termicamente podem observar-se fenômenos de coalescência de precipitados, que também afectam negativamente as propriedades mecânicas das soldaduras. O perfil de durezas nesta zona é regido por um crescimento de precipitados, exibindo também uma sequência metastável de precipitação e um reforço das fases na zona de Guinier-Preston. Isto contribui para um ligeiro aumento da dureza que normalmente ocorre perto da ZATM [35]. Nas ligas não tratáveis termicamente nesta zona vai existir um recozimento e recristalização levando a uma perda de resistência mecânica. Sendo esta zona a mais fraca nas soldaduras podendo ocorrer falhas quando sujeitas a tensões. As soldaduras destas ligas não tratáveis termicamente exibem uma maior ductilidade do que as tratáveis termicamente [36].

Em resumo, este processo de soldadura nem sempre produz degradação das propriedades mecânicas nas zonas atrás referidas nas ligas de alumínio. As alterações produzidas são principalmente função da liga e do seu estado de tratamento [37-41].

O presente trabalho tem por objectivo a caracterização das propriedades mecânicas dos materiais de base, e a verificação da sua relevância para o processo de soldadura por fricção linear: São estudadas duas ligas, uma não tratável termicamente (5083-H111) e outra tratável termicamente (6082-T651), em diversas espessuras.

Capítulo 3 . MATERIAIS E EQUIPAMENTOS

3.1 Materiais de Base

Os materiais utilizados neste estudo foram de dois tipos de ligas de alumínio com características e propriedades diferenciadas; uma liga de Alumínio-Magnésio (AA5083-H111) com 4, 6 e 8 mm de espessura e uma liga de Alumínio-Magnésio-Silício (AA6082-T651) com 3, 6 e 8 mm de espessura, cujas composições nominais se encontram indicadas na Tabela 3-1.

Tabela 3-1 – Composição química nominal das ligas AA5083-H111 e AA6082-T651

Composição Liga	Si [%]	Fe [%]	Cu [%]	Mn [%]	Mg [%]	Cr [%]	Zn [%]	Ti [%]
AA5083	0.40 0.70	0.4	0.10	0.40 0.10	4.00 4.90	0.05 0.25	-	0.25
AA6082	0.70 1.30	0.50	0.10	0.40 0.10	0.6 1.2	0.25	-	0.20

A liga de alumínio (AA5083) tem um tratamento do tipo “H”, ou seja, deformado a frio. Este tratamento aplica-se às ligas não tratáveis termicamente, em que o aumento de resistência mecânica é conseguido por deformação plástica a frio, e que podem ser submetidas a um recozimento complementar para produzir um amaciamento parcial ou a um processo de estabilização. Os dígitos adicionais indicam o nível de encruamento aplicado ou algum tratamento que possa influenciar as propriedades obtidas. Para a liga de alumínio (AA6082) tem-se um tratamento do tipo “T”, ou seja, tratado termicamente e quando aplicado às ligas tratáveis termicamente, produz propriedades mecânicas estáveis diferentes de “H”, com ou sem encruamento complementar. O tratamento “T6” corresponde a um tratamento de solubilização e envelhecimento artificial. Aplicando-se a ligas que não são trabalhadas a frio após solubilização, ou então em ligas nas quais o efeito do trabalho a frio no endurecimento ou a planificação pode ser reconhecido nos limites das propriedades mecânicas. Para se obter um tratamento “T651”, as ligas são submetidas a alívio de tensões por aplicação de tracção que resulta numa deformação permanente de 1 a 3%. A tracção é aplicada após tratamento térmico de solubilização ou após arrefecimento de um processo de

trabalho a quente. Em resumo, a liga sofre uma deformação de 1 a 3% e só depois é envelhecida artificialmente [53-57].

3.2 Equipamento de Tracção (temperatura ambiente)

Para a realização dos ensaios de tracção à temperatura ambiente foi usada uma máquina universal de tracção marca Instron[®], modelo 4206 e um extensómetro longitudinal com um comprimento de referência de 50 mm e uma abertura máxima admissível de 40%, também da Instron[®], ilustrado na Figura 3-1. Foram utilizadas nos ensaios amarras de (0 – 6 e 6 – 12), adaptadas às espessuras das amostras.



Figura 3-1 – Extensómetro longitudinal

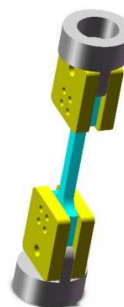
3.3 Equipamento de Tracção (alta temperatura)

Para a realização dos ensaios de tracção a alta temperatura usou-se uma máquina de tracção marca Instron[®], modelo 8800 Fast Track. Para o aquecimento das amostras a ensaiar utilizou-se um forno SFL (Severn Furnaces Limited), modelo SF 1089, com regulação de temperatura até uma temperatura máxima de 1200 °C. Utilizou-se também um termopar HANNA INSTRUMENTS, tipo KJT-Thermocouple e modelo HI 93551 para comparação da temperatura no interior do forno com a temperatura medida pela instrumentação do forno.

Foi necessário desenvolver um sistema de amarração de provetes adequado às espessuras envolvidas e que pudesse permanecer dentro do forno durante o ensaio, garantindo ao mesmo tempo a ausência de fluência nas cabeças de amarração. Todo este equipamento está ilustrado na Figura 3-2.



a)



b)

Figura 3-2 – a) Equipamento de tracção (alta temperatura), b) Amarras para ensaios de tracção (alta temperatura).

3.4 Equipamento de preparação das amostras

3.4.1 Equipamento para análise metalográfica

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

3.4.2 Equipamento de medição de durezas

Para as medições de dureza, foi utilizado um equipamento da marca Shimadzu Microhardness tester, com capacidade de carga entre 0,025 e 1 Kg.

3.4.3 Equipamento de microscopia de varrimento

Para a análise das superfícies de fractura do material de base foi utilizado um microscópio electrónico de varrimento da marca Jeol, tipo JSM 5330, equipado com sistema de fotografia da marca Pentax.

Capítulo 4 . PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

4.1 Identificação dos provetes

Os provetes analisados em todos os tipos de ensaios foram identificados através da seguinte nomenclatura:

Provete XX_Y_z

em que XX identifica o material, Y a espessura (mm) e z o número de ordem do provete.

De acordo com o tipo de material ensaiado, as siglas **XX** serão substituídas pelos seguintes números:

5083-H111 – Provete de material de base extraído da liga AA5083-H111

6082-T651 – Provete de material de base extraído da liga AA6082-T651

As siglas **Y** e **z** serão substituídas pela espessura e pelo número de ordem do provete.

Com base na nomenclatura apresentada, a designação 5083-H111_4_1 por exemplo, identifica o primeiro provete de material de base da liga AA5083-H111 com 4 mm de espessura.

Provetes de tracção

Na Figura 4-1 está ilustrada a geometria e dimensões nominais dos provetes ensaiados à temperatura ambiente. As cabeças de amarração dos provetes para ensaiar a alta temperatura foram preparadas conforme se indica na Figura 4-2, de modo a permitir a sua fixação nas amarras projectadas para o efeito, veja-se Figura 3-2. Os provetes de alta temperatura foram cortados mais curtos que os de temperatura ambiente de modo a permitir que o conjunto provete mais cabeças de amarração coubesse dentro do forno. Os provetes foram cortados em máquina de corte por jacto de água e as furações em engenho radial de furar. As dimensões reais relevantes destes provetes bem como os desvios dimensionais estão explicitados no anexo A.

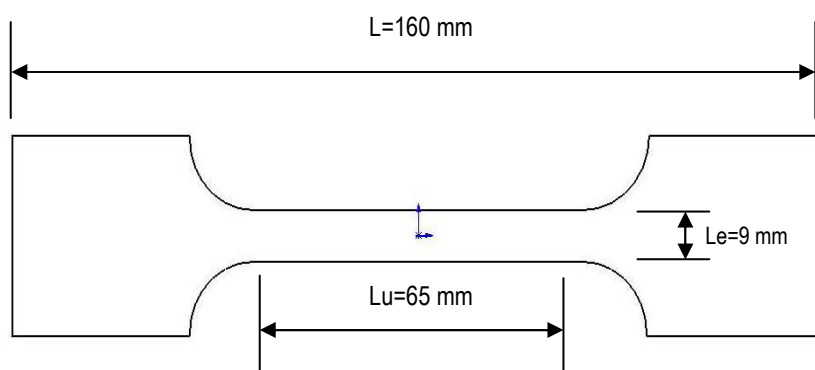


Figura 4-1 – Ilustração dos parâmetros dimensionais dos provetes para temperatura ambiente.

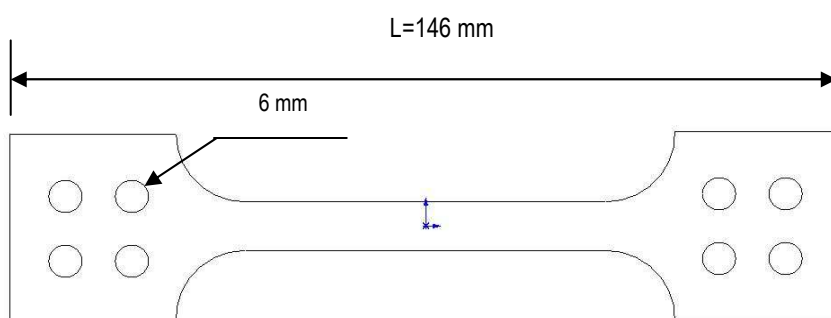


Figura 4-2 – Ilustração dos parâmetros dimensionais dos provetes para alta temperatura.

4.2 Ensaios de Tracção (temperatura ambiente)

Os ensaios de tracção foram realizados com a aplicação de um extensómetro longitudinal com um comprimento de referência de 50 mm e uma abertura máxima admissível de 40%, com velocidades de deslocamento do travessão da máquina de 5 mm/min. e 500 mm/min.

Nos provetes testados o extensómetro foi colocado lateralmente, como é habitual, já que o tamanho da zona para prender às amarras o permitia.

Os valores da velocidade de carga (v_{carga}) e o número de pontos por segundo de aquisição são valores introduzidos no programa da máquina de tracção. Os valores da tensão limite de elasticidade (σ_{elast}), tensão na carga máxima (σ_u) e deformação (ϵ_T), são obtidos posteriormente através de uma folha de cálculo já que a máquina fornece os valores em força e deslocamento.

4.3 Ensaios de Tracção (alta temperatura)

Os ensaios de tracção a alta temperatura foram realizados com a introdução dos provetes no forno para o aquecimento até à temperatura de ensaio desejada. As temperaturas de ensaio foram de 240 °C, 320 °C e 400 °C respectivamente. Uma vez atingida a temperatura desejada, verificada no indicador do forno e no termopar externo, esperava-se um período de 10 minutos antes de iniciar o ensaio, para garantir a estabilização da temperatura na atmosfera do forno e no provete.

Os valores da tensão limite de elasticidade (σ_{elast}), tensão na carga máxima (σ_{u}) e deformação (ϵ_r), são obtidos posteriormente através de uma folha de cálculo já que a máquina fornece os valores em força e deslocamento. Os ensaios foram realizados às velocidades de 5 mm/min. e 10 mm/min..

4.4 Análise metalográfica

Para os ensaios metalográficos as amostras de material de base foram polidas com lixas de carboneto de silício com granulometrias de 360, 600, 1000 e 2500. Para o acabamento final foram utilizadas duas pastas de diamante com 3 μm e 1 μm . O ataque químico foi realizado com um reagente de “Poulton modificado” com a seguinte composição: (6 ml HCl, 9 ml HNO₃, 0,5 ml HF, 6,5 ml H₂O, 3 gr (1 ml) CrO₃). O tempo de ataque foi diferente para as ligas, sendo que para a liga AA5083 foi de 5 segundos e para a liga AA6082 de 15 segundos. Os resultados foram analisados em microscópio óptico.

O tamanho do grão dos diversos materiais foi determinado com recurso ao método das intersecções (Heyn). A avaliação do tamanho de grão foi feita segundo a norma ASTM E 112-96 [58]. Utilizou-se o método de Heyn para a contagem real do número de grãos interceptado por uma linha de teste, ou o número de intersecções da linha de teste com limite (fronteira) do grão por unidade de comprimento. Convém seleccionar uma combinação entre o comprimento da linha de teste e a sua ampliação de forma a permitir que um único campo forneça o número de intersecções desejadas. Linhas adicionais foram contadas para se obter uma maior precisão. A precisão do tamanho do grão estimada pelo método de Heyn é tanto maior quanto maior o número de contagens.

Para uma maior precisão na determinação do tamanho do grão realizou-se uma análise estatística, já que nenhuma determinação permite uma quantificação exacta. De acordo com as práticas comuns em engenharia, a confiança normal assumida representa a expectativa de que o erro actual se encontre dentro de uma incerteza de 5%. Muitas amostras possuem variações na quantificação do tamanho de grão de um campo para outro; esta variação é a

responsável pela incerteza. Com os métodos manuais conseguem-se contagens individuais cuja precisão é comparada com a variabilidade natural.

Após selecção do número de campos em análise, calcula-se a dimensão linear média do grão (*DLM*) através da expressão (4.1).

$$DLM = \frac{L}{\bar{X}} \quad (4.1)$$

em que L é o comprimento de referência e \bar{X} o número médio de intersecções dado pela expressão (4.2).

$$\bar{X} = \sum_{i=1}^n \frac{X_i}{n} \quad (4.2)$$

onde X_i é o número de intersecções contadas no campo i e n o número total de campos.

A definição da precisão das medições foi feita com base no cálculo dos limites de confiança para um grau de confiança de 95%. Para isso calculou-se o desvio padrão (S), o intervalo de confiança (95% *CI*) e a percentagem relativa de precisão (%*RA*) pelas expressões (4.3, 4.4 e 4.5),

$$s = \left[\frac{\sum_{i=1}^n (X_i - \bar{X})^2}{n-1} \right]^{\frac{1}{2}} \quad (4.3)$$

$$95\% CI = \frac{t \cdot s}{\sqrt{n}} \quad (4.4)$$

$$\% RA = \frac{95\% CI}{\bar{X}} \cdot 100 \quad (4.5)$$

e avaliou-se a percentagem relativa de precisão [58].

4.5 Dureza

Nas medições efectuadas usou-se uma carga de teste de 50g no indentador. Nestes ensaios só foram utilizadas as amostras de superfície com polimento 1 μm , sendo o tempo de indentação de 15 segundos. Entre indentações deixou-se um espaço de 50 μm , mas tendo sempre o cuidado de deixar um espaço de pelo menos 150 μm nas duas extremidades da amostra.

4.6 Fractografia

A observação em microscópio de varrimento foi realizada nas superfícies de fractura de provetes de cada material de base ensaiados à temperatura ambiente e a alta temperatura. Da liga de alumínio AA5083-H111 foram seleccionados os provetes: 5083-H111_8_1_Tamb., 5083-H111_8_11_T240 e 5083-H111_8_13_T320, da liga de alumínio AA6082-T651 foram os provetes: 6082-T651_8_1_Tamb., 6082-T651_8_7_T240, 6082-T651_8_12_320 e 6082-T651_8_13_T400. Depois de serem traccionados às diversas temperaturas, foram retiradas amostras da zona da fractura com 15 mm de comprimento e limpas por ultra-sons para retirar algumas partículas estranhas das superfícies de fractura.

Capítulo 5 . APRESENTAÇÃO E DISCUSSÃO DE RESULTADOS

5.1 Análise metalográfica

Esta análise permitiu um estudo da microestrutura e dimensões do tamanho de grão dos materiais de base. Na Figura 5-1 está ilustrada a microestrutura da liga AA5083-H111 na espessura de 4 mm. A estrutura apresenta um grão fino e aproximadamente equiaxial, compatível com o reduzido grau de deformação induzido pelo tratamento H111. O tamanho médio de grão é de 12,8 μm , conforme indicado na Tabela 5-1. No procedimento de medição contou-se um número elevado de intersecções de modo a garantir uma precisão de medição elevada, conforme se ilustra na Tabela 5-1.

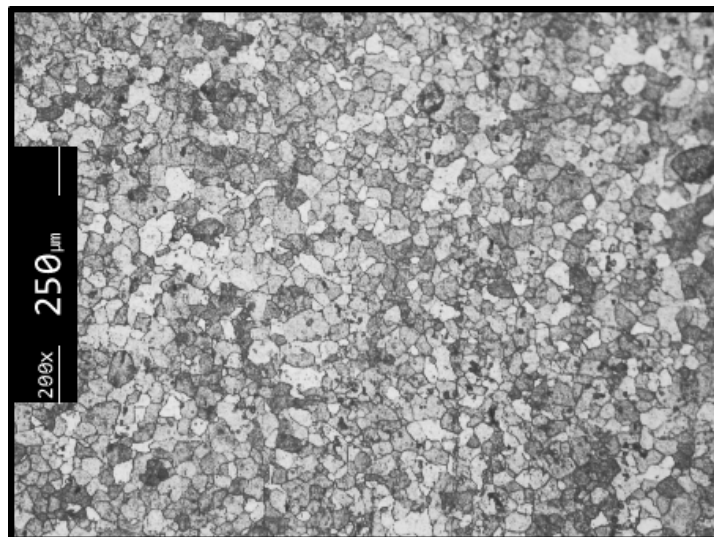


Figura 5-1 – Microestrutura da liga AA5083-H111_4 (ampliação de 200x)

Na Figura 5-2 ilustra-se a microestrutura da liga AA5083-H111 de 6 mm de espessura. Verifica-se também a presença de um grão equiaxial, com a presença de alguns precipitados grosseiros dispersos na matriz. O tamanho médio de grão é neste caso muito superior ao anterior, apresentando um valor de 25,5 μm .

A Figura 5-3 ilustra a microestrutura da liga AA5083-H111 na espessura de 8 mm. A estrutura apresenta um grão fino e aproximadamente equiaxial; de notar também a presença, como nos casos anteriores, de alguns precipitados. O tamanho médio de grão é de 14 μm , portanto semelhante ao da liga com 4 mm de espessura. O tamanho de grão destes materiais de base é essencialmente condicionado pela temperatura e tempo de tratamento, se bem que o grau de deformação prévia possa ter alguma contribuição.

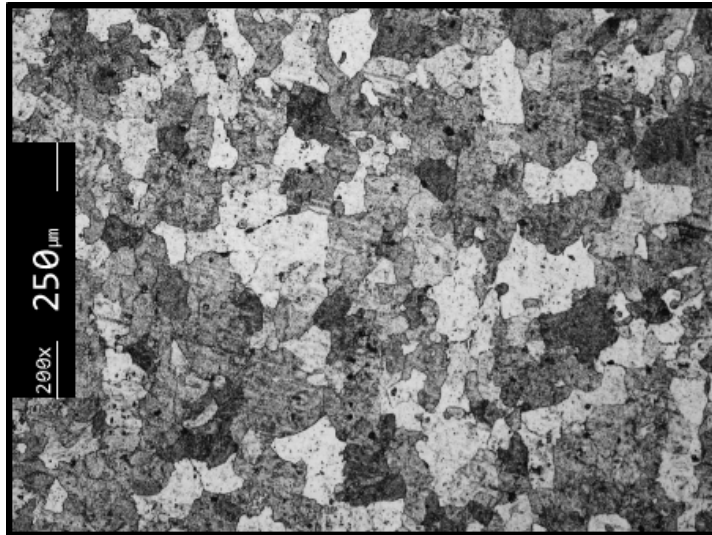


Figura 5-2 – Microestrutura da liga AA5083-H111_6 (ampliação de 200x)

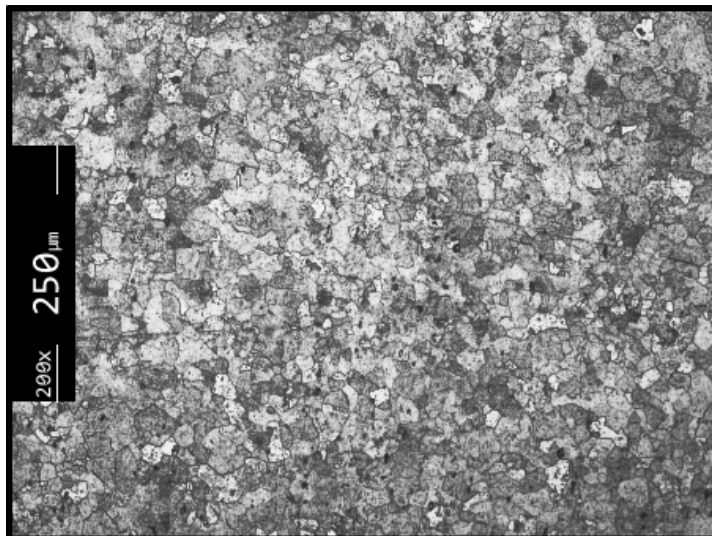


Figura 5-3 – Microestrutura da liga AA5083-H111_8 (ampliação de 200x)

Na Figura 5-4 ilustra-se a microestrutura da liga AA6082-T651 de 3 mm de espessura. Verifica-se também a presença de um grão aproximadamente equiaxial, com a presença de muitos precipitados grosseiros dispersos na matriz. O tamanho de grão para esta liga apresenta um valor de 40,3 μm .

A Figura 5-5 ilustra a microestrutura da liga AA6082-T651 de 6 mm de espessura. Verifica-se como no caso anterior a presença de um grão aproximadamente equiaxial e grosseiro, com elevado número de precipitados grosseiros dispersos na matriz. O tamanho de grão para esta liga apresenta o valor mais elevado sendo de 136,4 μm , conforme indicado na Tabela 5-1.

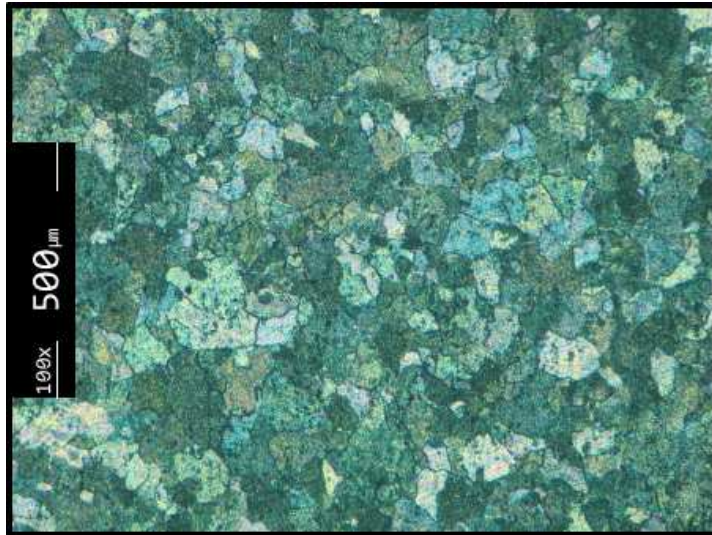


Figura 5-4 – Microestrutura da liga AA6082-T651_3 (ampliação de 100x)

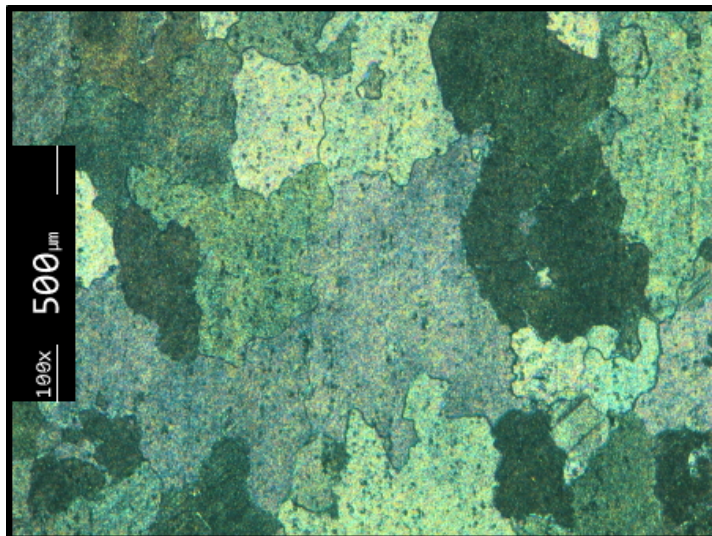


Figura 5-5 – Microestrutura da liga AA6082-T651_6 (ampliação de 100x)

Na Figura 5-6 ilustra-se a microestrutura da liga AA6082-T651 de 8 mm de espessura. Verifica-se mais uma vez como nos casos anteriores a presença de um grão aproximadamente equiaxial grosseiro, com a presença de muitos precipitados grosseiros dispersos na matriz. O tamanho de grão apresenta um valor inferior ao anterior mas superior ao da Figura 5-4, apresentado um valor de 82,4 μm.

Na Tabela 5-1 pode observar-se os valores do tamanho de grão bem como a percentagem relativa de precisão das contagens (%RA) das amostras depois de polidas, atacadas e fotografadas. Em ambas as ligas observa-se que o máximo tamanho médio de grão ocorre para a espessura de 6 mm. Este facto deverá estar associado ao modo de

processamento destas chapas. Todas as amostras apresentam valores aceitáveis em termos de percentagem relativa de precisão das contagens (%RA) [53].

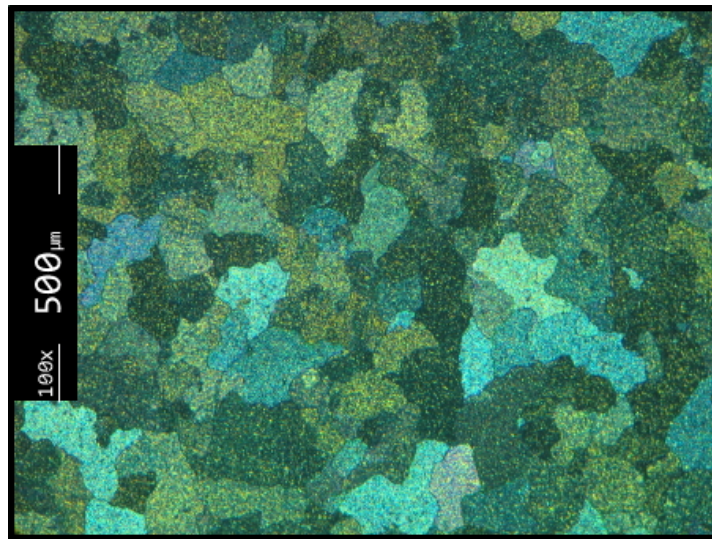


Figura 5-6 – Microestrutura da liga AA6082-T651_8 (ampliação de 100x)

Tabela 5-1 – Tamanho de grão

Liga	Tamanho de grão [μm]	% RA
AA5083-H111_4	12,8	5,55
AA5083-H111_6	25,5	4,42
AA5083-H111_8	14	5,30
AA6082-T651_3	40,3	7,87
AA6082-T651_6	136,4	3,16
AA6082-T651_8	82,4	2,85

5.2 Dureza

As Figura 5-7 a), b) e c) ilustram a distribuição de valores de dureza medidos na liga AA5083-H111, respectivamente nas espessuras de 4, 6 e 8 mm. Observa-se em todos os casos uma boa reprodutibilidade dos valores de dureza medidos ao longo do comprimento das amostras. A dureza média de cada material está indicada na Tabela 5-2. As chapas de 4 mm de espessura apresentam uma dureza média de 89,6 HV_{0,05}, as de 6 mm uma dureza de 86,6 HV_{0,05} e as de 8 mm de espessura uma dureza de 81,9 HV_{0,05}. A variação de dureza média entre as três espessuras não parece poder ser imputada ao tamanho de grão da estrutura, pois esta é manifestamente mais grosseira na chapa de 6 mm, a qual apresenta

dureza intermédia. Variações no grau de deformação também não são perceptíveis nas microestruturas. Esta variação na dureza poderá ser devida a pequenas diferenças de composição química, principalmente ao nível dos elementos em solução sólida, como por exemplo o Silício.

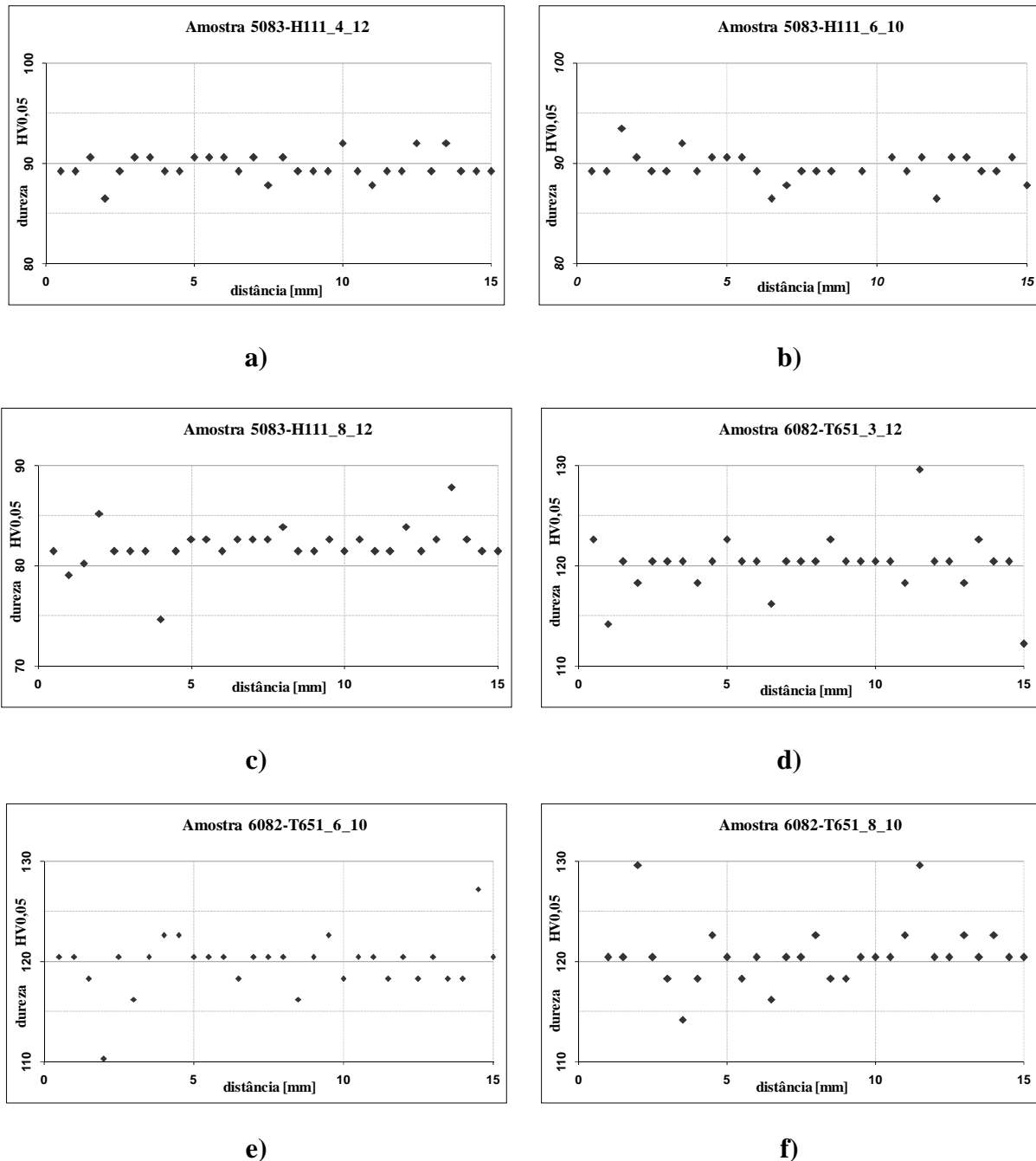


Figura 5-7 – Ensaio de Microdureza a) amostra da liga AA5083-H111_4, b) amostra da liga AA5083-H111_6, c) amostra da liga AA5083-H111_8, d) amostra da liga AA6082-T651_3, e) Amostra da liga AA6082-T651_6 e f) Amostra da liga AA6082-T651_8.

A Figura 5-7 d), e) e f) ilustram os valores de dureza medidos em chapas da liga AA6082-T651, respectivamente nas espessuras de 3, 6 e 8 mm. A dureza média medida é idêntica em todos os materiais conforme se ilustra na Tabela 5-2. Também aqui se verifica pouca variabilidade nos valores de dureza medidos. A menor diferença de dureza entre chapas deve-se provavelmente ao mecanismo de endurecimento, que neste caso se baseia no envelhecimento artificial. Este tratamento permite também a obtenção de valores de dureza mais elevados do que os observados na liga AA5083-H111.

Tabela 5-2 – Valores médios de dureza das amostras.

Liga	Distância média entre amostras [μm]	dh média	dv média	dmédia geral	HV_{0,05} médio
AA5083-H111_4	50	31,8	32,5	32,2	89,6
AA5083-H111_6	50	32,9	33,7	33,3	86,6
AA5083-H111_8	50	34,1	33,2	33,7	81,9
AA6082-T651_3	50	27,5	28,1	27,8	119,9
AA6082-T651_6	50	27,9	27,8	13,4	119,5
AA6082-T651_8	50	27,4	28,1	27,7	120,9

Realizaram-se cerca de 35 indentações para cada amostra devido ao facto de estas não apresentarem resultados muito dispersos e seguirem uma tendência.

5.3 Comportamento à tracção

Foram ensaiadas à tracção amostras das ligas AA5083-H111 e AA6082-T651 nas espessuras de 3, 4, 6 e 8 mm. Os ensaios foram realizados à temperaturas ambiente e a 240 °C, 320 °C e

400 °C. Os resultados tensão–deformação obtidos às temperaturas definidas estão ilustrados da Figura 5-8 à Figura 5-13. Os ensaios foram realizados a velocidades de 5 mm/min. e 10 mm/min. e a temperatura da atmosfera interior do forno (ensaios de alta temperatura) verificada continuamente através de um termopar tipo K.

Liga AA5083-H111

A Figura 5-8 ilustra o efeito da temperatura nas curvas tensão-deformação real de provetes retirados de chapas da liga AA5083-H111 com espessura de 4 mm. Observa-se uma redução substancial da tensão limite de elasticidade e da resistência à tracção com o aumento de temperatura. A uma temperatura de 400 °C a resistência mecânica da liga é apenas cerca de 13% da resistência à temperatura ambiente. Observa-se também aumento substancial do alongamento com a temperatura, particularmente para as temperaturas de ensaio de 320 °C e 400 °C. O aumento da velocidade de deslocamento da amarra de 5 para 500 mm/min. à temperatura ambiente, provoca em média uma ligeira redução da resistência à tracção e da capacidade de alongamento. Todos os provetes ensaiados às temperaturas de 320 °C e 400 °C não atingiram o ponto de rotura. Esta perda de resistência e aumento de ductilidade deverá estar associada à restauração da microestrutura durante a deformação plástica a quente. Durante este processo haverá eliminação e rearranjo de deslocações, podendo mesmo formar-se sub-grãos. A 400 °C o material tem um comportamento praticamente elástico-perfeitamente plástico.

Na Figura 5-9 é ilustrado o efeito da temperatura nas curvas tensão-deformação real de provetes retirados de chapas da liga AA5083-H111 com espessura de 6 mm. Mais uma vez existe uma redução substancial da tensão limite de elasticidade e da resistência à tracção com o aumento de temperatura. Aqui como no caso anterior a uma temperatura de 400 °C a resistência mecânica da liga é 13% da resistência à temperatura ambiente. Observa-se um aumento substancial do alongamento com a temperatura, particularmente para as temperaturas de ensaio de 320 °C e 400 °C. O aumento da velocidade de deslocamento da amarra de 5 para 500 mm/min. provoca em média um ligeiro aumento da resistência à tracção e da capacidade de alongamento. Aqui mais uma vez alguns provetes não atingiram o ponto de rotura para as temperaturas de 320 °C e 400 °C.

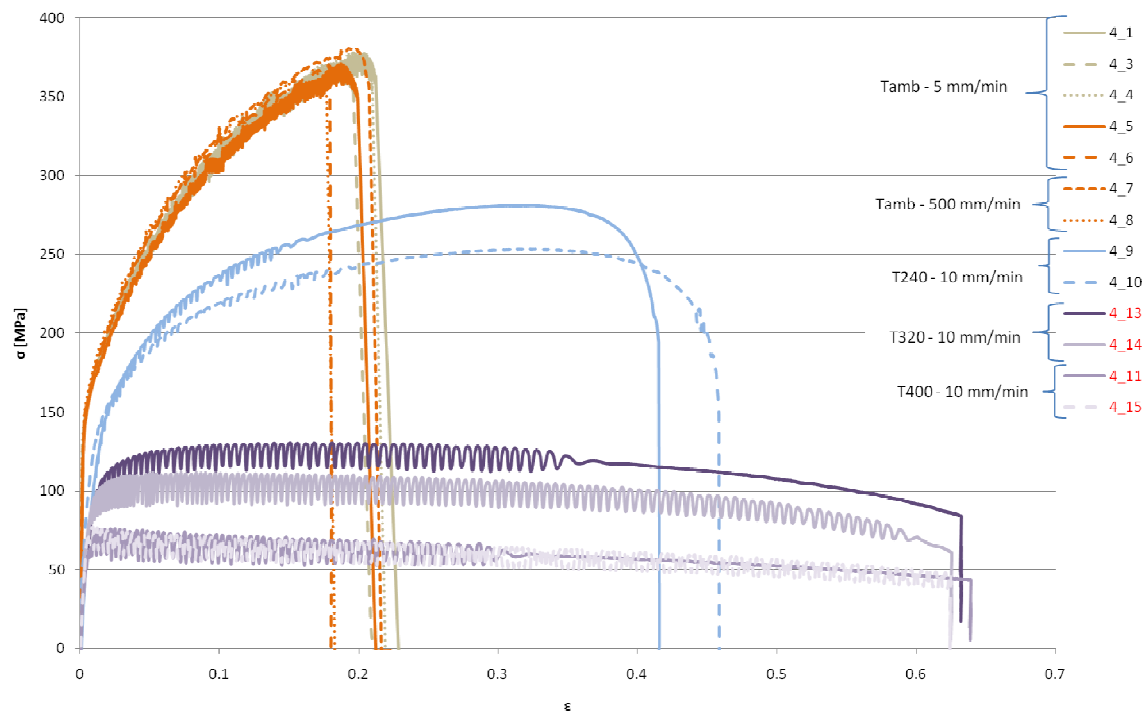


Figura 5-8 – Curvas de tensão-deformação real obtidas nos ensaios de tracção da Liga AA5083-H111 (4 mm)

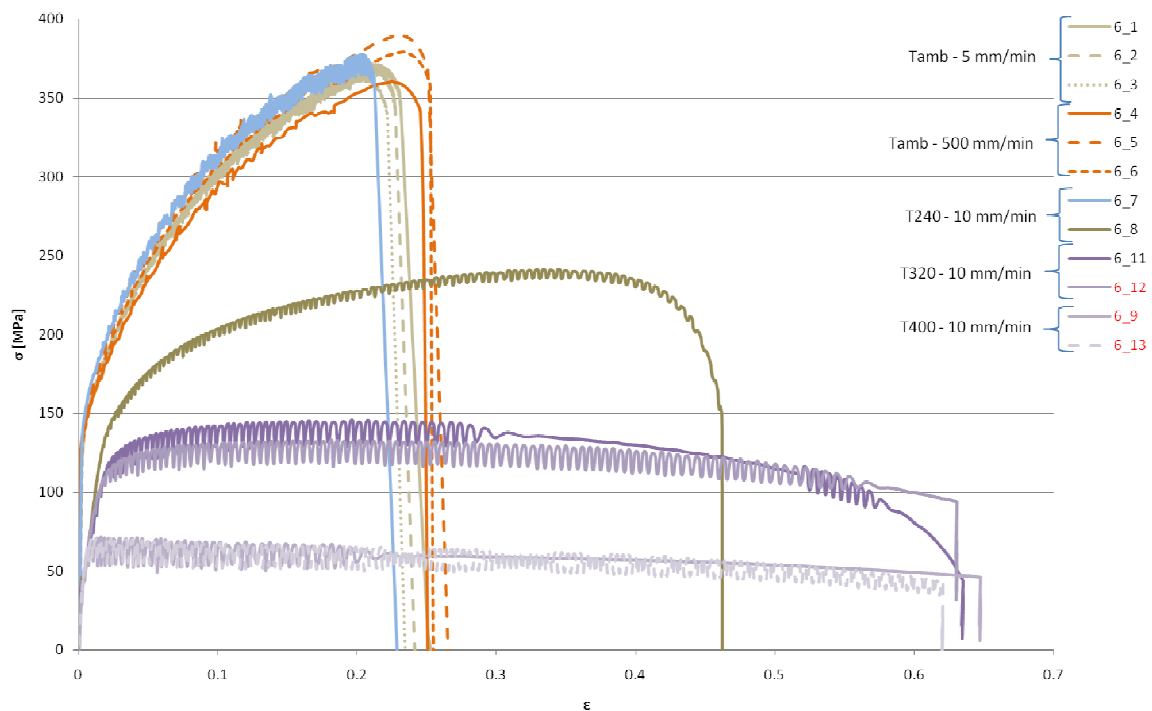


Figura 5-9 – Curvas de tensão-deformação real obtidas nos ensaios de tracção da Liga AA5083-H111 (6 mm)

A Figura 5-10 ilustra o efeito da temperatura nas curvas tensão-deformação real de provetes retirados de chapas da liga AA5083-H111 com espessura de 8 mm. Neste caso

observa-se uma redução gradual da tensão limite de elasticidade e da resistência à tracção com o aumento de temperatura. A uma temperatura de 400 °C mais uma vez a resistência mecânica da liga é apenas cerca de 13% da resistência à temperatura ambiente. Observa-se como anteriormente um aumento substancial do alongamento com a temperatura, particularmente para as temperaturas de ensaio de 320 °C e 400 °C. O aumento da velocidade de deslocamento da amarra de 5 para 500 mm/min. não provoca nenhum efeito na resistência à tracção e na capacidade de alongamento. Alguns provetes ensaiados à temperatura ambiente e os ensaiados a 400 °C não atingiram o ponto de rotura.

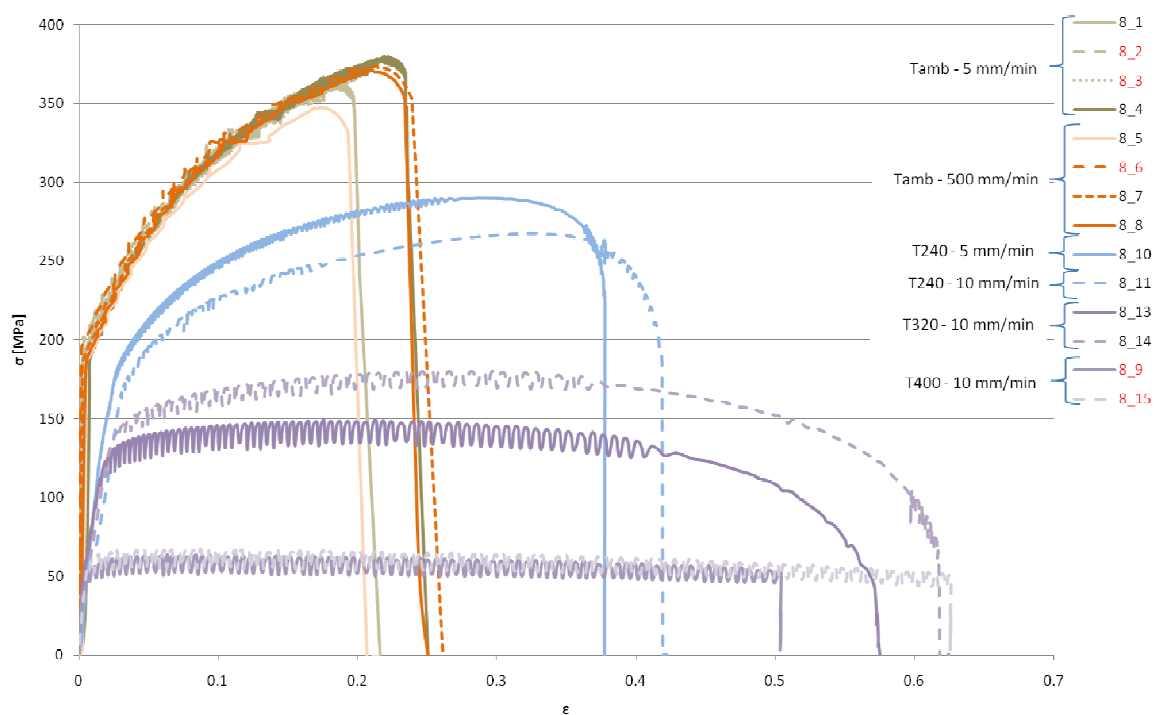


Figura 5-10 – Curvas de tensão-deformação real obtidas nos ensaios de tracção da Liga AA5083-H111 (8 mm)

Liga AA6082-T651

A Figura 5-11 ilustra o efeito da temperatura nas curvas tensão-deformação real de provetes retirados de chapas da liga AA6082-T651 com espessura de 3 mm. Observa-se uma redução substancial da tensão limite de elasticidade e da resistência à tracção com o aumento de temperatura. A uma temperatura de 400 °C a resistência mecânica da liga é apenas cerca de 13% da resistência à temperatura ambiente. O aumento de alongamento é pouco substancial, mesmo para a temperatura de ensaio de 400 °C. À temperatura de ensaio de 320 °C ocorre mesmo alguma redução da capacidade de alongamento. O menor aumento de alongamento com a temperatura nesta liga em relação à liga 5083-H111 está relacionado com o facto de nas ligas 6000 o principal mecanismo de endurecimento ser diferente. Com o

aumento de temperatura nas ligas 6000 os precipitados presentes na microestrutura coalescem, diminuindo a energia livre interfacial entre precipitado e matriz. Durante este processo a fracção volumétrica de precipitação mantêm-se constante mas o volume dos precipitados aumenta e a sua dispersão diminui. Pequenos precipitados dissolvem-se e depositam-se noutros, levando assim ao crescimento dos precipitados maiores [59]. Com o aumento da temperatura aumenta a taxa de difusão levando assim a uma aceleração do crescimento dos precipitados. Estes mecanismos por sua vez aumentam o espaçamento dentro da matriz e levam a um amaciamento da liga. Ao longo desta evolução vai existir uma distorção na matriz com a dissolução e crescimento dos precipitados, levando a uma variação do coeficiente de difusão dos átomos que constituem os precipitados. Uma rápida difusão do material acelera o crescimento dos precipitados residuais [59]. A perda de ductilidade a 320 °C pode estar relacionada com a morfologia e dimensão crítica dos precipitados, que pode favorecer a nucleação e coalescência de microfendas na interface precipitado/matriz durante a tracção do material.

O aumento da velocidade de deslocamento da amarra de 5 para 500 mm/min. provoca em média um ligeiro aumento do limite de elasticidade e da resistência à tracção e uma ligeira redução da capacidade de alongamento.

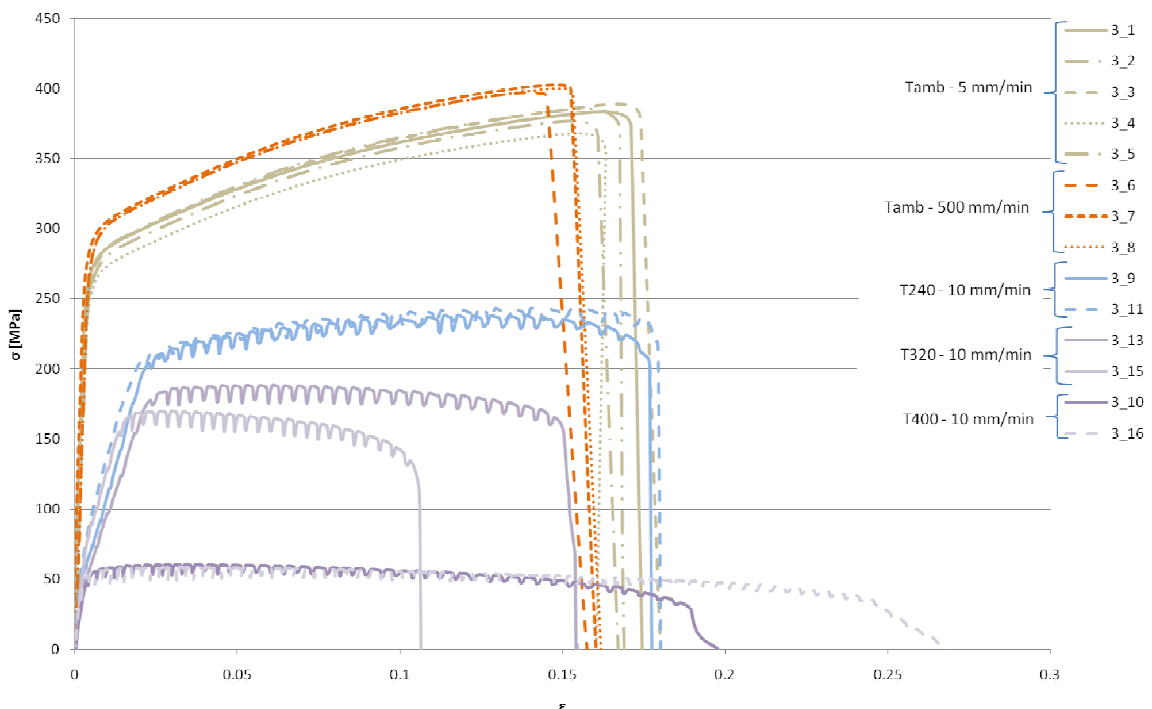


Figura 5-11 – Curvas de tensão-deformação real obtidas nos ensaios de tracção da Liga AA6082-T651 (3 mm)

Na Figura 5-12 é ilustrado o efeito da temperatura nas curvas tensão-deformação real de provetes retirados de chapas da liga AA6082-T651 com espessura de 6 mm. Com o aumento da temperatura mais uma vez se observa a redução da tensão limite de elasticidade e da resistência à tracção com o aumento de temperatura. A uma temperatura de 400 °C a resistência mecânica da liga é apenas cerca de 11% da resistência à temperatura ambiente. Como anteriormente também a capacidade de alongamento aumenta com a temperatura, particularmente para a temperatura de ensaio de 400 °C. É certo que à temperatura de ensaio de 320 °C ocorre também alguma redução da capacidade de alongamento. As razões da perda de ductilidade foram abordadas anteriormente.

O maior tamanho de grão desta chapa em relação às duas outras da mesma liga não parece afectar significativamente nem a resistência mecânica nem a capacidade de alongamento do material. É certo que a liga parece apresentar a 320 °C uma perda de ductilidade um pouco mais acentuada. O aumento da velocidade de deslocamento da amarra de 5 para 500 mm/min. provoca apenas uma ligeira redução da capacidade de alongamento.

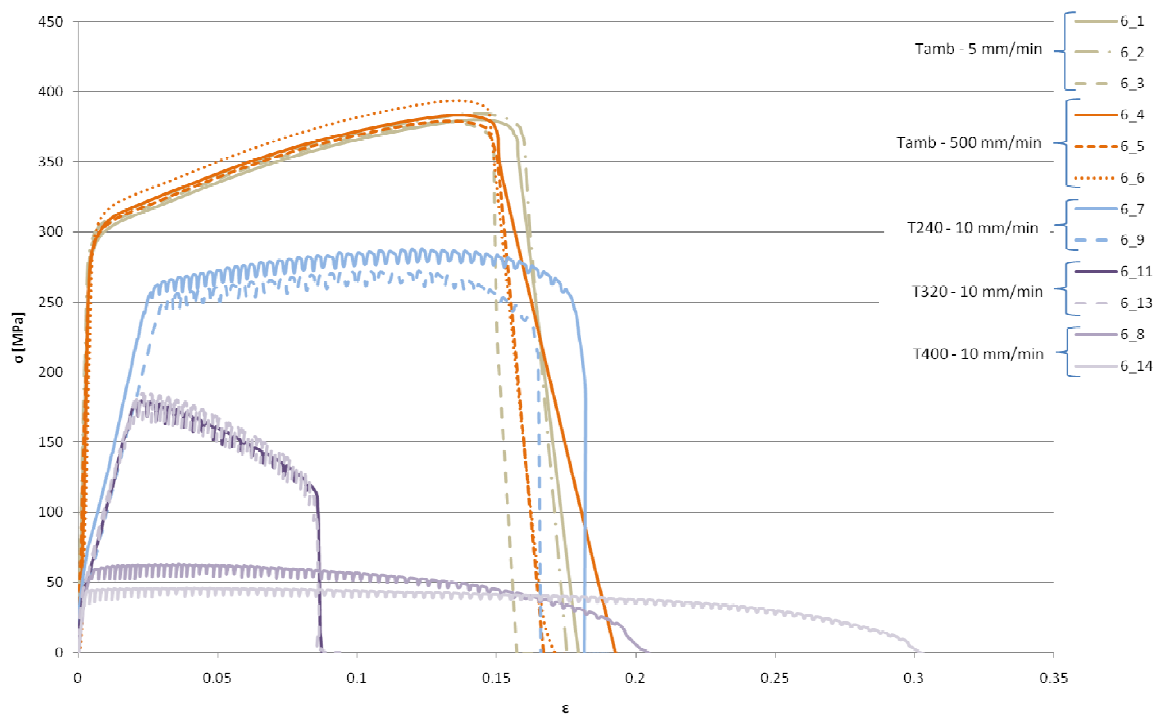


Figura 5-12 – Curvas de tensão-deformação real obtidas nos ensaios de tracção da Liga AA6082-T651 (6 mm)

A Figura 5-13 ilustra o efeito da temperatura nas curvas tensão-deformação real de provetes retirados de chapas da liga AA6082-T651 com espessura de 8 mm. Aqui como nos casos anteriores observa-se uma redução substancial da tensão limite de elasticidade e da

resistência à tracção com o aumento de temperatura. A uma temperatura de 400 °C a resistência mecânica da liga é apenas cerca de 7,5% da resistência à temperatura ambiente. Observa-se também um aumento substancial do alongamento com a temperatura, particularmente para a temperatura de ensaio de 400 °C. Para a temperatura de ensaio de 320 °C ocorre alguma redução da capacidade de alongamento. O aumento da velocidade de deslocamento da amarra de 5 para 500 mm/min. provoca em média um ligeiro aumento do limite de elasticidade e da resistência à tracção.

Esta perda de resistência e aumento de ductilidade com a temperatura é particularmente favorável no caso da soldadura por fricção linear destes materiais. De facto a habitualmente zona do núcleo (nugget) atinge temperaturas entre 400 °C e 500 °C, aquando da soldadura destas ligas. A maior ductilidade à temperatura da liga 5083-H111 sugere que esta é mais facilmente soldável por fricção linear do que a liga 6082-T651.

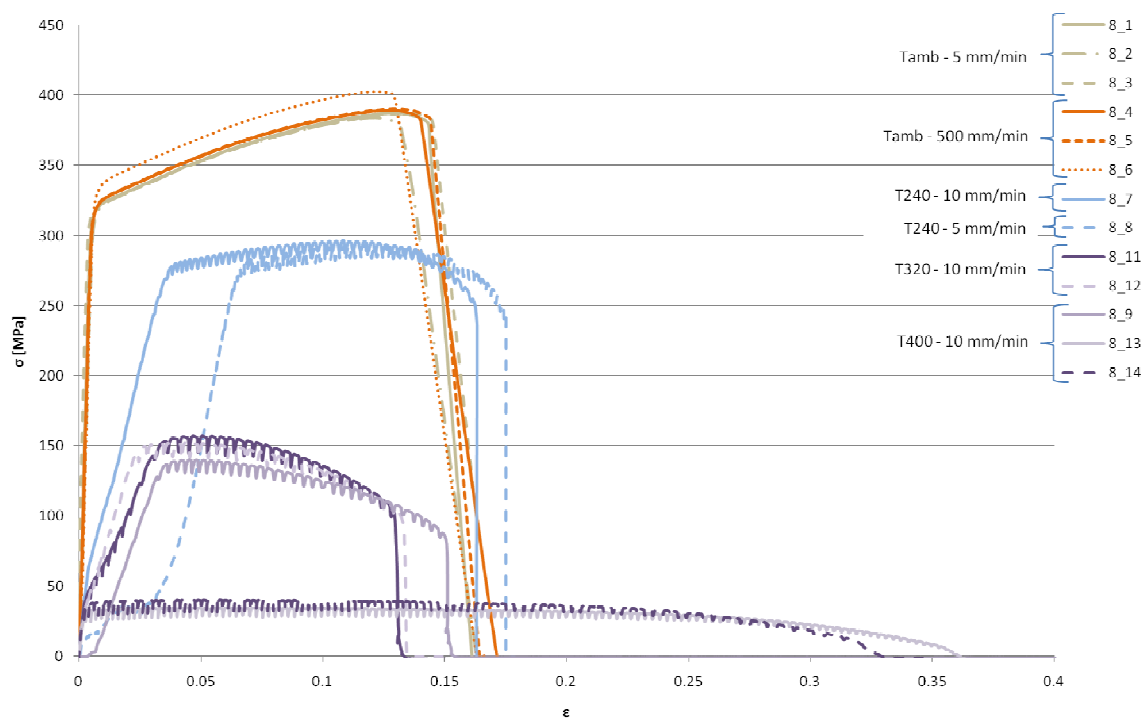


Figura 5-13 – Curvas de tensão-deformação real obtidas nos ensaios de tracção da Liga AA6082-T651 (8 mm)

As propriedades mecânicas das ligas ensaiadas às diversas temperaturas encontram-se resumidas no anexo B.

5.4 Leis de Encruamento

Com a evolução microestrutural, ocorrida durante a deformação plástica, vai existir uma modificação da superfície limite de elasticidade. Pode considerar-se que esta modificação tem

duas componentes, a primeira, designada por isotrópica, que corresponde à expansão da superfície limite de elasticidade, e a segunda, designada por cinemática, que diz respeito ao movimento do centro da superfície. Com esta última componente pode descrever-se o comportamento de materiais que apresentam diminuição da tensão limite de elasticidade após inversão de trajetória de deformação (efeito Bauschinger). No anexo C pode ver-se uma representação esquemática da evolução da superfície limite de elasticidade, no plano $(\sigma_1; \sigma_2)$, considerando o encruamento isotrópico. Este encruamento consiste na expansão de toda a superfície de forma concêntrica com a origem. Para o encruamento cinemático vai corresponder uma translação rígida da superfície. O encruamento é bem traduzido nos materiais utilizados em estampagem, pela combinação das componentes isotrópica e cinemática.

Para a determinação das leis de encruamento dos materiais de base em estudo, utilizou-se o programa DD3MAT, módulo do programa DD3IMP desenvolvido no Centro de Engenharia Mecânica da Universidade de Coimbra – CEMUC. Este programa teve como função base identificar, através de resultados obtidos experimentalmente em ensaios de tracção (evolução da tensão em relação à deformação), os parâmetros das leis constitutivas de cada material utilizado. O DD3MAT, determina automaticamente os parâmetros das leis de encruamento. Neste estudo foram determinados estes parâmetros segundo as leis de Hollomon, Swift e Voce [60].

Ludwick em 1909 propôs uma das primeiras leis de encruamento, isto é, uma função que descreve a evolução do comportamento isotrópico da tensão limite de elasticidade σ com a deformação plástica equivalente ε , descrita pela equação (5.1),

$$\sigma = \sigma_0 + K \bar{\varepsilon}^n \quad (5.1)$$

em que as constantes do material σ_0 , K e n representam a tensão limite de elasticidade inicial, o módulo de encruamento e o coeficiente de encruamento, respectivamente.

Em 1945, Hollomon propôs uma simplificação da lei de Ludwick [54], expressa pela expressão (5.2),

$$\sigma = K \bar{\varepsilon}^n \quad (5.2)$$

em que as constantes do material K e n representam o módulo de encruamento e o coeficiente de encruamento.

Esta lei é geralmente utilizada para descrever o comportamento de materiais com pequeno valor de tensão limite de elasticidade, já que para $\varepsilon = 0$ tem-se $\sigma = 0$.

Em 1952, Swift propôs uma lei para descrever a evolução da componente isotrópica da tensão em função da deformação (ε), obtida a partir da lei proposta por Hollomon, e dada pelas expressões (5.3 e 5.4),

$$\sigma_0 = K\varepsilon_0^n \quad (5.3)$$

$$\varepsilon_0 = \left(\frac{\sigma_0}{K} \right)^{\frac{1}{n}} \quad (5.4)$$

em que ε_0 é também um parâmetro do material. Pode ainda referir-se que esta expressão é mais utilizada para descrever a componente isotrópica dos materiais que não apresentam saturação da tensão, como é o caso dos aços.

Voce, em 1948, propôs a expressão (5.5) para descrever a evolução da componente isotrópica do encruamento,

$$\sigma = \sigma_0 + X_{sat} \left(1 - \exp(-C_y \bar{\varepsilon}^b) \right) \quad (5.5)$$

onde σ_0 , X_{sat} e C_y são respectivamente parâmetros do material. Pode então referir-se que esta expressão é utilizada para descrever a componente isotrópica de materiais que apresentam saturação da tensão como, por exemplo, a maioria dos alumínio. O valor da tensão de saturação é dado pela expressão (5.6).

$$\sigma_s = \sigma_0 + X_{sat} \quad (5.6)$$

Como já referido, o programa foi utilizado com intenção de determinar as leis do encruamento para as ligas AA5083-H111 e AA6082-T651, para espessuras entre 3, 4, 6 e 8 mm. Para cada lançamento do programa e ao fim de 10 iterações por lei, foram apenas seleccionados os valores que apresentaram um erro menor. Estes resultados, assim como, os erros associados estão presentes na Tabela 5-3.

A partir dos dados referidos foram traçadas curvas tensão-deformação, para comparação com as obtidas experimentalmente. Assim, poderá determinar-se quais os parâmetros e a lei de encruamento que melhor se ajustam à situação estudada.

Liga	e [mm]	Hollomon		Swift				Voce			$E_{Hollomon}$ [%]	E_{Swift} [%]	E_{Voce} [%]
		K	n	K	n	Y ₀	ϵ_0	Y ₀	X _{sat}	C _y			
AA5083 -H111	4	576,39	0,27	608,79	0,29	120,32	0,0044	145,95	248,78	11,41	0,04	0,02	0,01
	6	574,93	0,28	612,27	0,32	114,75	0,0050	137,04	254,84	10,8	0,04	0,02	0,01
	8	516,28	0,21	581,50	0,28	174,37	0,013	184,96	211,37	10,01	0,05	0,01	0,01
AA6082 -T651	3	456,89	0,12	493,41	0,16	248,69	0,014	258,61	133,91	11,31	0,02	0,001	0,001
	6	453,96	0,09	518,86	0,18	286,96	0,03	289,51	124,82	9,31	0,02	0,01	0,001
	8	453,23	0,08	528,94	0,17	312,44	0,05	312,44	109,49	9,47	0,01	0,001	0,0004

Tabela 5-3 – Parâmetros das leis constitutivas dos materiais

A Figura 5-14, Figura 5-15 e Figura 5-16 ilustram a comparação das curvas reais de tensão-deformação da liga AA5083-H111, nas espessuras 4, 6 e 8 mm com as curvas determinadas pelas leis de encruamento. Todas as curvas apresentam boa reprodutibilidade, a lei que melhor se ajusta a cada material será aquela que apresenta um erro menor. Assim para a espessura de 4 e 6 mm a lei que determina o encruamento vai ser a lei de Voce. Para a espessura de 8 mm duas leis podem determinar o encruamento, a de Swift e a de Voce, já que ambas apresentam o mesmo valor para o erro.

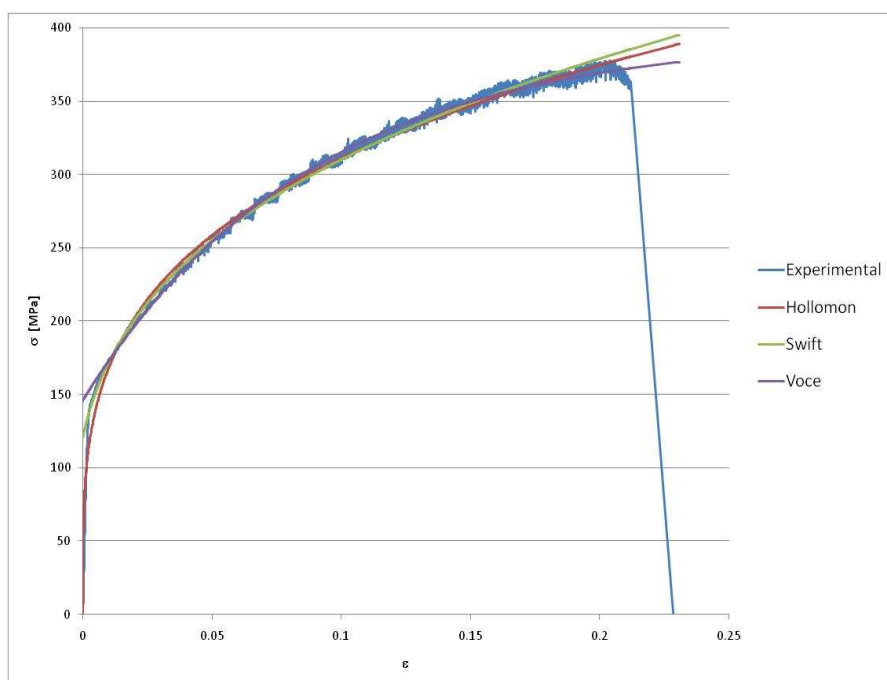


Figura 5-14 – Comparação das leis de encruamento com as curvas experimentais da liga AA5083-H111 de 4 mm

Na Figura 5-17, Figura 5-18 e Figura 5-19 ilustra-se mais uma vez a comparação das curvas reais de tensão-deformação mas agora da liga AA6082-T651, com 3, 6 e 8 mm de espessura, com as curvas determinadas para as leis de encruamento. Aqui também todas as curvas apresentam boa reprodutibilidade contudo, a lei que melhor se ajusta, como nos casos anteriores, será aquela que apresenta um erro menor. Assim para a espessura de 3 mm as leis que determinam o encruamento vão ser as de Swift e Voce. Para a espessura de 4 e 8 mm a lei que melhor se ajusta é a de Voce.

As leis utilizadas apresentam para qualquer das ligas erros iguais ou inferiores a 0,05 %, o que atesta a sua boa capacidade para descrever o comportamento dos materiais estudados.

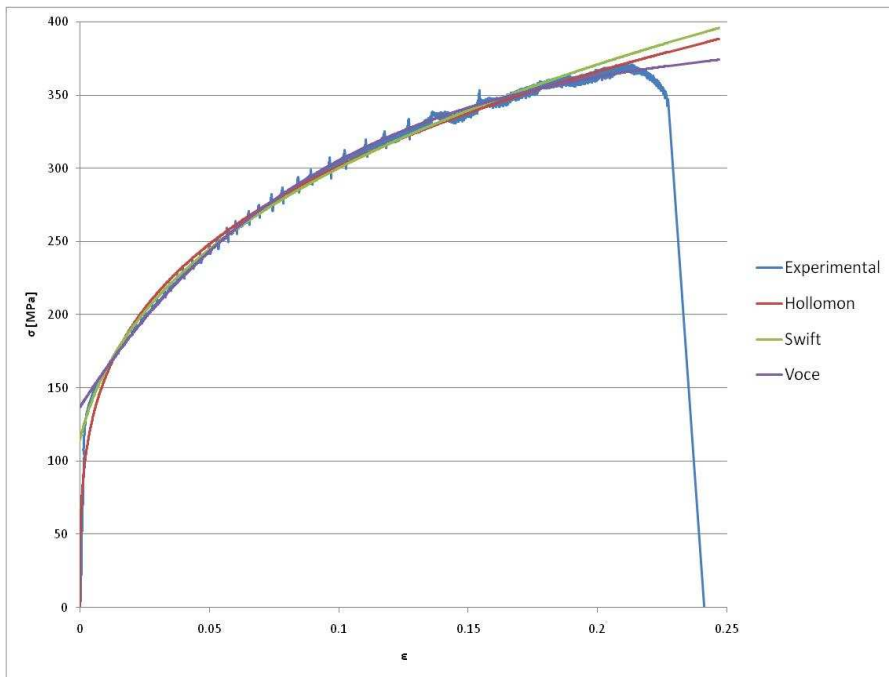


Figura 5-15 – Comparação das leis de encruamento com as curvas experimentais da liga AA5083-H111 de 6 mm

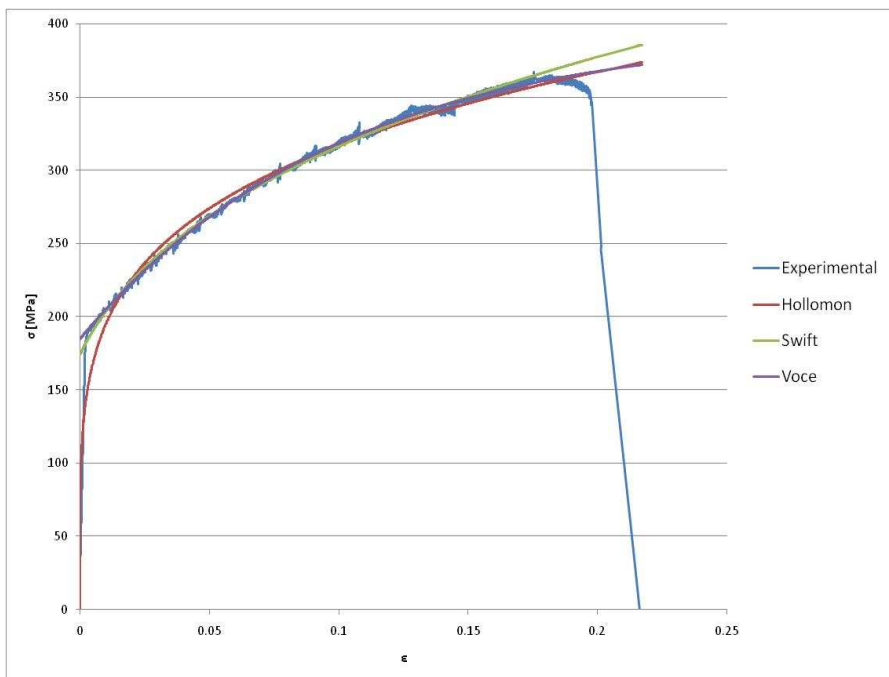


Figura 5-16 – Comparação das leis de encruamento com as curvas experimentais da liga AA5083-H111 de 8 mm

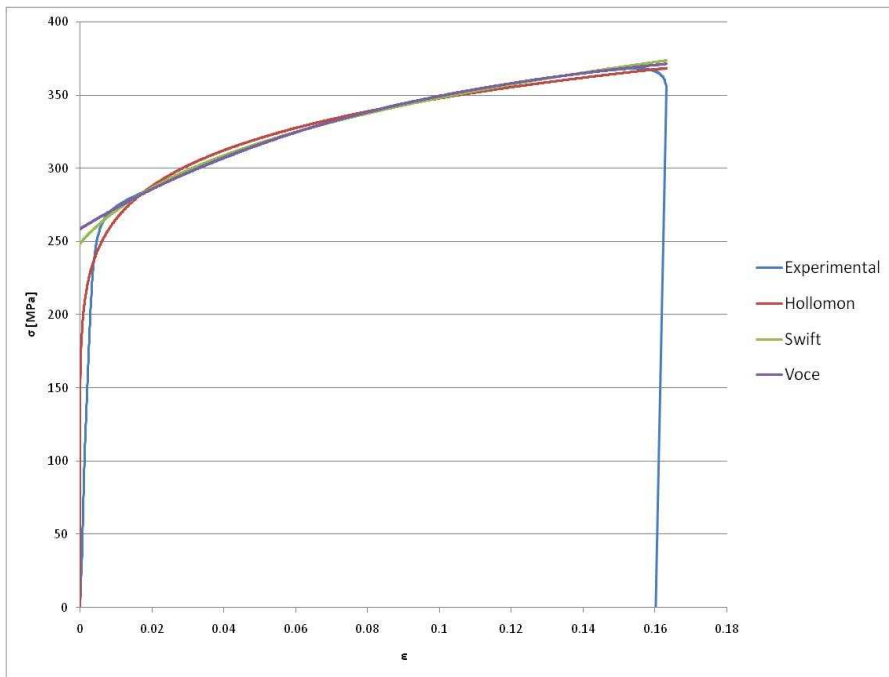


Figura 5-17 – Comparação das leis de encruamento com as curvas experimentais da liga AA6082-T651 de 3 mm

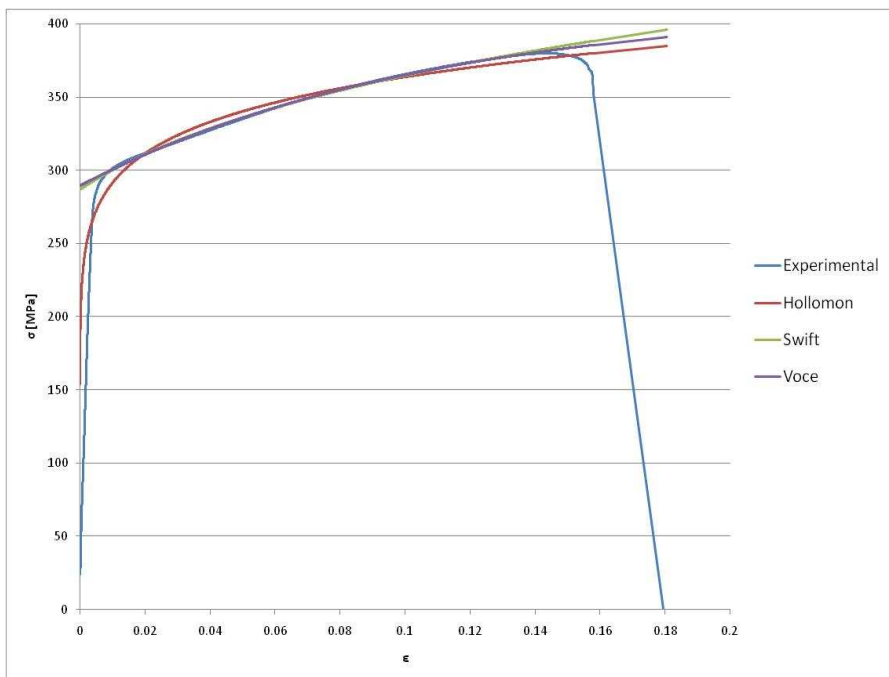


Figura 5-18 – Comparação das leis de encruamento com as curvas experimentais da liga AA6082-T651 de 6 mm

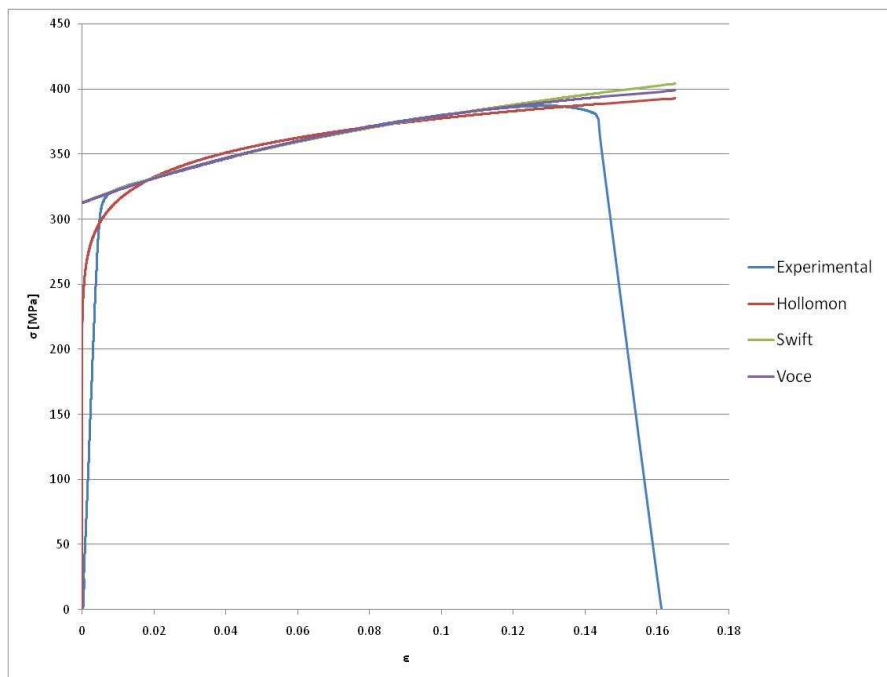


Figura 5-19 – Comparação das leis de encruamento com as curvas experimentais da liga AA6082-T651 de 8 mm

5.5 Fractografia

Modos de Fractura

A fractura em ligas de engenharia pode ocorrer por dois tipos; transgranular (através dos grãos) ou intergranular (ao longo das fronteiras de grão). Dentro destes modos de fractura podem existir quatro tipos principais de fractura sendo eles; fractura dúctil com cavidades hemisféricas (Dimple), fractura por clivagem, fractura por fadiga e rotura por descoesão [61].

Todos estes tipos de fractura apresentam características e aparência de fracturas de superfície e mecanismos de fractura próprios.

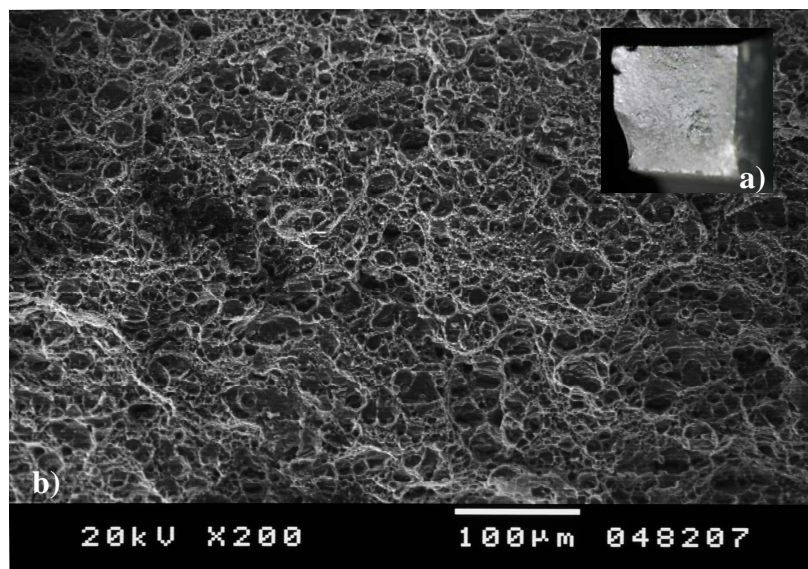
Os mecanismos de fractura estão por norma associados às características do material e às condições de solitação. Nas condições de solitação incluem-se em particular a temperatura, a velocidade e a natureza da solitação. Neste caso os provetes não foram solicitados à fadiga pelo que esse mecanismo de rotura não é considerado.

De qualquer forma o mecanismo de fractura é também um elemento indicador da capacidade de deformação plástica do material ensaiado.

Na Figura 5-20 apresenta-se a superfície de fractura de um provete da liga 5083-H111, retirado da chapa de 8mm de espessura e testado à temperatura ambiente. Nesta figura é apresentada uma macrografia da superfície de fractura e uma fotografia obtida em

microscopia de varrimento (SEM) na zona central da fractura. Na macrografia observa-se significativa contracção lateral do provete, indicando boa capacidade de deformação plástica do material, conforme já ilustrado nas curvas de tracção mostradas anteriormente. A fractografia mostra uma fractura caracterizada pela presença de numerosos alvéolos (dimples) [61], distribuídos em toda a superfície, e alguns lábios de estrição, os quais são elementos característicos de fracturas dúcteis.

Na Figura 5-21 apresenta-se a superfície de fractura de um provete da liga 5083-H111, de 8 mm, testado a uma temperatura de 240 °C. Na macrografia observa-se uma contracção lateral muito mais significativa que no caso anterior, denotando excelente capacidade de deformação do material a essa temperatura, conforme já mostrado na Figura 5-10. O alongamento obtido neste caso foi de 40%. A fractografia mostra a presença de alvéolos de maior dimensão que os da amostra testada à temperatura ambiente, além de lábios de estrição mais acentuados.



**Figura 5-20 – Superfície de rotura na liga 5083-H111_8_1_Tamb., a) macrografia (1x),
b) microscopia de varrimento**

Este tipo de fractura ocorre, quando a sobrecarga é a principal causa de fractura. É mais comum aparecer em ligas dúcteis por um processo de coalescência das micro fissuras. A nucleação das micro fissuras situa-se em regiões localizadas de discontinuidades, como é o caso de inclusões, fronteiras de grão e deslocamentos do material. Pode então referir-se que com o aumento de estrição do material, as micro fissuras aumentam, coalescem e por vezes formam uma superfície contínua de rotura.

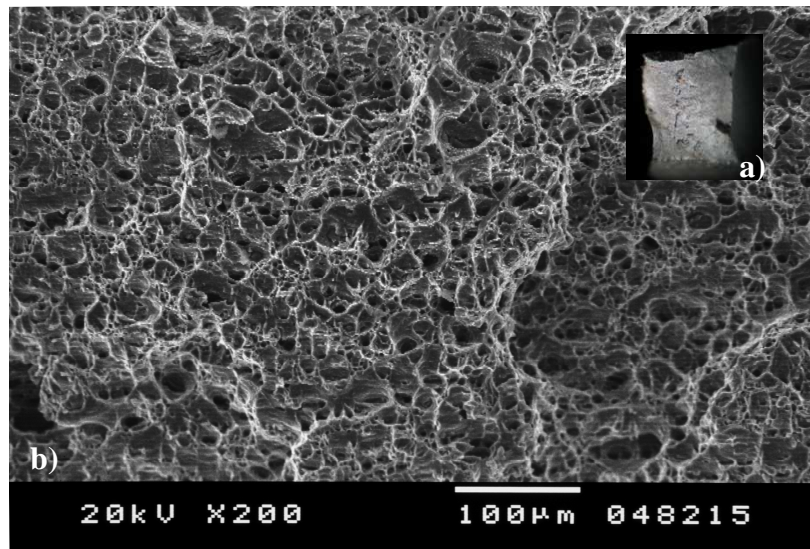


Figura 5-21 – Superfície de rotura na liga 5083-H111_8_11_T240, a) macrografia (2x), b) microscopia de varrimento

A Figura 5-22 apresenta a superfície de fractura de um provete da liga 5083-H111, de 8 mm, agora testado a uma temperatura de 320 °C. Na macrografia observa-se uma contracção lateral em toda a superfície muito mais significativa que nos casos anteriores e denotando mais uma vez uma excelente capacidade de deformação plástica do material. Aqui como referido anteriormente o alongamento é de 60%. Na fractografia como em ambos os casos anteriores existe a presença de alvéolos de maior dimensão que nas amostras anteriores e alguns lábios de estricção. O efeito da temperatura reflectiu-se principalmente neste aumento da ductilidade do material não provocando qualquer alteração no modo de fractura.

Dependendo do material em estudo, o teste à temperatura tem um efeito muito importante no aparecimento de fracturas, verificando-se também em muitos casos uma mudança do tipo de fractura. Para materiais onde se verifique mudança de fase ou ocorram reacções de precipitados a determinadas temperaturas, será difícil separar o efeito presente nas fracturas devido às mudanças de temperatura e reacções no estado sólido [61]. Para temperaturas superiores a metade da temperatura de fusão do material pode observar-se a formação de vazios nas fronteiras de grão, o que acelera a rotura do material. Este mecanismo não parece ter sido observado para a temperatura de 400 °C já que os provetes deste material apresentaram alongamento elevado, não rompendo durante o ensaio.

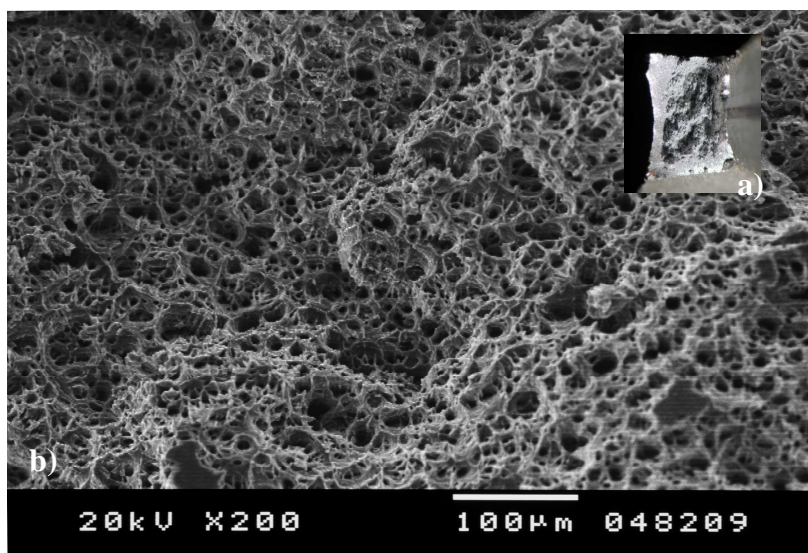


Figura 5-22 – Superfície de rotura na liga 5083-H111_8_13_T320, a) fotografia (2x), b) microscopia de varrimento

Na Figura 5-23 apresenta-se a superfície de fractura de um provete da liga 6082-T651, retirado de chapa de 8 mm de espessura e testado à temperatura ambiente. Esta figura como nos casos anteriores apresenta uma macrografia da superfície de fractura e uma fotografia obtida em microscopia de varrimento. Na macrografia observa-se uma ligeira contracção lateral do provete, indicando baixa capacidade de deformação plástica do material, conforme ilustrado nas curvas de tracção. A fractografia mostra uma fractura mista, caracterizada pela presença de facetas pequenas de clivagem e zonas com dimples, característicos das fracturas dúcteis.

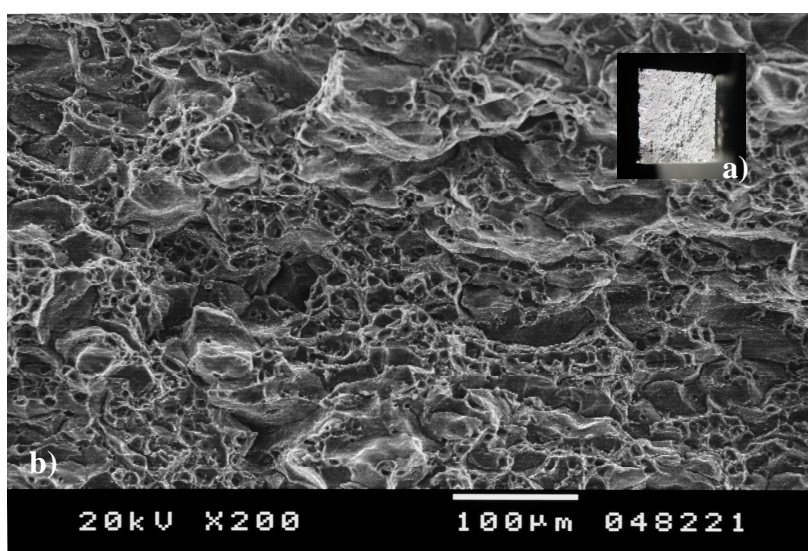
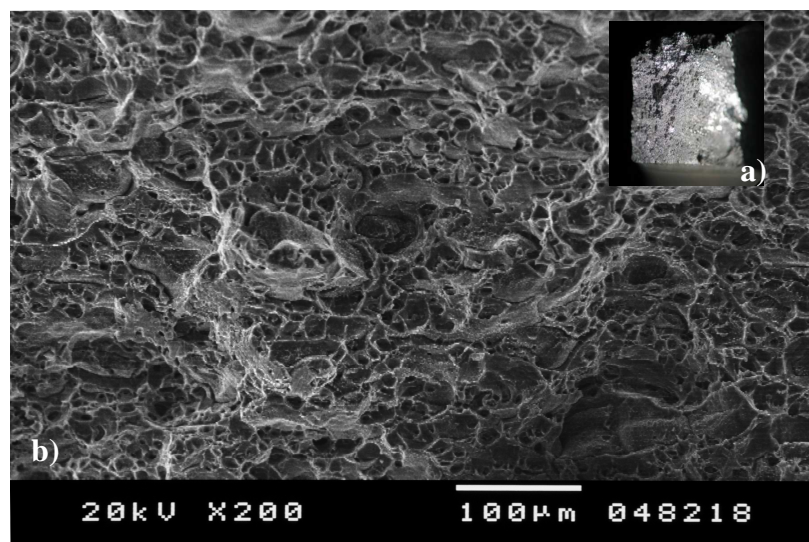


Figura 5-23 – Superfície de rotura na liga 6082-T651_8_1_Tamb., a) macrografia (0,65x), b) microscopia de varrimento

A fractura por clivagem é uma fractura que ocorre a baixa energia e se propaga ao longo de planos bem definidos de baixo índice cristalográfico, também conhecidos por planos de clivagem. Em algumas ligas de engenharia as fronteiras de grão e subgrão, inclusões, deslocamentos e outras imperfeições vão afectar directamente a propagação deste tipo de fractura. Devido a estas imperfeições referidas e à mudança de orientação dos cristais, surge a possibilidade de um desencontro de baixo índice dos planos através das fronteiras de grão e sub-grão, levando assim ao aparecimento de várias morfologias de fractura por clivagem (padrões de rio, marcações pluma, padrões espinha e lábios) [61]. A fractura por quasi-clivagem representa uma situação intermédia entre os mecanismos de fractura dúctil e frágil.

A Figura 5-24 apresenta a superfície de fractura de um provete da liga 6082-T651, de 8 mm, testado à temperatura de 240 °C. Como nos casos anteriores apresenta uma macrografia da superfície de fractura e uma fotografia obtida em microscopia de varrimento. Na macrografia observa-se uma ligeira contracção lateral do provete, indicando mais uma vez baixa capacidade de deformação plástica do material. A fractografia mostra uma fractura caracterizada pela presença de algumas facetas pequenas de clivagem e mal definidas, as quais são elementos característicos de fracturas por quasi-clivagem. Estas facetas aparecem a separar zonas com dimples.



**Figura 5-24 – Superfície de rotura na liga 6082-T651_8_7_T240, a) macrografia (1,6x),
b) microscopia de varrimento**

Na Figura 5-25 apresenta-se a superfície de fractura de um provete da liga 6082-T651, de 8 mm, testado à temperatura de 320 °C. Esta figura como nos casos anteriores apresenta

uma macrografia da superfície de fractura e uma fotografia obtida em microscopia de varrimento. Na macrografia observa-se alguma contracção lateral do provete, indicando alguma capacidade de deformação plástica do material, conforme mostrado na Figura 5-13. A fractografia mostra uma fractura caracterizada pela presença de alvéolos (dimples), distribuidos em toda a superfície, e alguns lábios de estrição, que são elementos característicos de fracturas dúcteis.

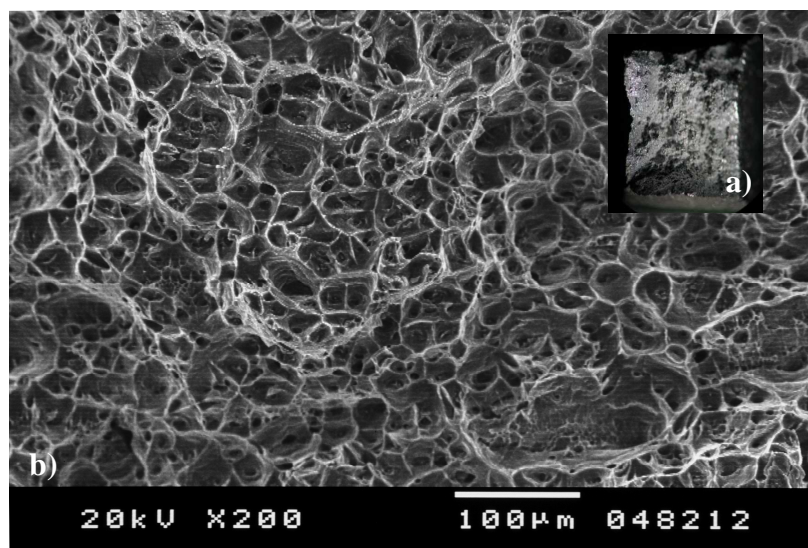
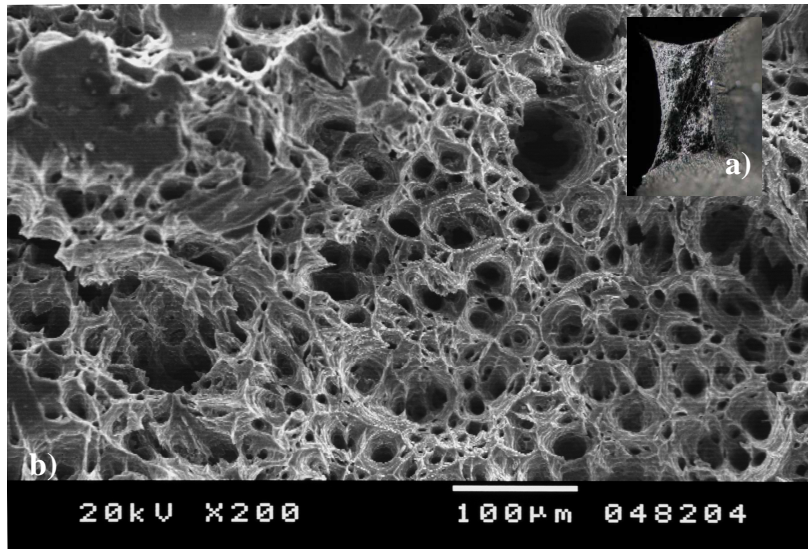


Figura 5-25 – Superfície de rotura na liga 6082-T651_8_12_T320, a) macrografia (2x), b) microscopia de varrimento

A Figura 5-26 apresenta a superfície de fractura de um provete da liga 6082-T651, de 8 mm, testado à temperatura de 400 °C. Esta figura apresenta uma macrografia da superfície de fractura e uma fotografia obtida em microscopia de varrimento. Na macrografia observa-se uma contracção lateral significativa do provete, denotando excelente capacidade de deformação plástica do material a essa temperatura, conforme já mostrado na Figura 5-13. O alongamento obtido neste caso foi na ordem de 35%. A fractografia mostra a presença de alvéolos (dimples) de maior dimensão que os da amostra testada a 320 °C, além de lábios de estrição mais acentuados.



**Figura 5-26 – Superfície de rotura na liga 6082-T651_8_13_T400, a) macrografia (3,2x),
b) microscopia de varrimento**

Capítulo 6 . CONCLUSÕES

As principais conclusões referentes à caracterização das propriedades dos materiais em estudo foram já estabelecidas nos diversos pontos do capítulo 5. Neste capítulo faz-se o resumo dos aspectos mais relevantes.

A análise metalográfica mostrou que para qualquer das ligas em estudo o tamanho de grão varia com a espessura da amostra, sendo máximo, para a espessura de 6 mm em ambas as ligas. Na liga 5083-H111 o máximo tamanho médio de grão é de 25,5 μm e na liga 6082-T651 é de 136,4 μm .

A liga 5083-H111 apresenta uma dureza média de 86 HV_{0,05} enquanto a liga 6082-T651 apresenta uma dureza média de 120 HV_{0,05}, tendo-se verificado boa reprodutividade nos valores de dureza medidos em ambas as ligas.

A liga 6082-T651 apresenta para todas as espessuras em estudo resistência mecânica superior à liga 5083-H111 mas menor alongamento na rotura, nos ensaios à temperatura ambiente.

O comportamento plástico à tracção das ligas é particularmente bem caracterizado através das leis de encruamento de Swift e Voce.

Para qualquer das ligas e espessuras observou-se uma redução acentuada da resistência mecânica à tracção com o aumento da temperatura. A liga 5083-H111 apresentou um aumento significativo do alongamento na rotura com o aumento de ensaio. A liga 6082-T651 apresentou algum aumento do alongamento na rotura apenas para a temperatura de 400 °C. A 320 °C esta liga apresentou mesmo alguma perda de ductilidade.

As variações de tamanho de grão observadas na microestrutura não influenciaram o comportamento mecânico dos materiais.

A liga 5083-H111 apresentou comportamento dúctil a todas as temperaturas de ensaio, mostrando mesmo a baixa temperatura fracturas com “*dimples*”. Pelo contrário, a liga 6082-T651 apresentou a baixa temperatura fracturas por “*quasi-clivagem*”.

PERSPECTIVAS DE TRABALHO FUTURO

A realização de Soldaduras por Fricção Linear nos materiais estudados de modo a otimizar a janela de parâmetros e o estabelecimento de modelos que relacionem as propriedades dos materiais estudados com os parâmetros de processo constituem um complemento natural ao trabalho realizado.

Capítulo 7 . REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] M. Hansen, A. *Cooler Weld*, Mechanical Engineering Design, (2003).
- [2] TWI (The Welding Institute). *TWI The World Center for Materials Joining Technology*, www.twi.co.uk.
- [3] Kallee, S., Nicholas, E., Thomas, W., *Friction Stir Welding: Invention, Innovations and Applications*, GKSS Workshop, Reibrührschweissen, Geesthacht, Germany, 2002.
- [4] Kallee, S., Nicholas, E., Thomas, W., *Friction Stir Welding Innovations and Applications*, 8th INALCO, International Conference on Joints in Aluminium, Munich Germany, March 2001.
- [5] Strombeck, A., dos Santos, J., Schilling, C., Heensen, N., *A preliminary Investigation on the Static Properties of Friction Stir Spot Welds*, GKSS 2000/40, Germany, 2000.
- [6] R.S. Mishra, Z.Y. Ma, *Friction Stir Welding and Processing*, Materials Science and Engineering R 50 (2005) 1-78
- [7] W.M. Thomas, E.D. Nicholas, S.D. Smith, in: S.K. Das, J.G. Kaufman, T.J. Lienert (Eds.), *Aluminum 2001-Proceedings of the TMS 2001 Aluminum Automotive and Joining Sessions*, TMS, 2001, p. 213.
- [8] W.M. Thomas, K.I. Johnson, C.S. Wiesner, *Adv. Eng. Mater.* 5 (2003) 485.
- [9] W.M. Thomas, A.B.M. Braithwaite, R. John, in: *Proceedings of the Third International Symposium on Friction Stir Welding*, Kobe, Japan, September 27–28, 2001.
- [10] W.M. Thomas, R.E. Dolby, in: S.A. David, T. DebRoy, J.C. Lippold, H.B. Smartt, J.M. Vitek (Eds.), *Proceedings of the Sixth International Conference on Trends in Welding Research*, Pine Mountain, GA, ASM International, 2003, pp.203–211.
- [11] Daves, C., Tomas, W., *Development of Improved Tool Designs for Friction Stir Welding of Aluminium*, 1st International Symposium on Friction Stir Welding, Thousand Oaks, California, USA, 1999.
- [12] Rodrigues, Dulce. *Soldadura por Fricção Linear - Textos de apoio às aulas da disciplina de Tecnologia dos Processos de Ligação*. Departamento de Eng^a Mecânica - Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra : s.n.
- [13] L.E. Murr, Y. Li, R.D. Flores, E.A. Trillo, J.C. McClure, *Mater. Res. Innovat.* 2 (1998) 150.
- [14] H. Larsson, L. Karlsson, S. Stoltz, E.L. Bergqvist, in: *Proceedings of the Second International Symposium on Friction Stir Welding*, Gothenburg, Sweden, June 26–28, 2000.

- [15] R.J. Lederich, J.A. Baumann, P.A. Oelgoetz, in: K.V. Jata, M.W. Mahoney, R.S. Mishra, S.L. Semiatin, D.P. Field (Eds.), *Friction Stir Welding and Processing*, TMS, Warrendale, PA, USA, 2001, p. 71.
- [16] Vilaça, P., *Fundamentos do Processo de Soldadura por Fricção Linear – Análise Experimental e Modelação Analítica*. Tese de Doutoramento. Instituto Superior Técnico: Universidade Técnica de Lisboa, 2003.
- [17] C.G. Rhodes, M.W. Mahoney, W.H. Bingel, R.A. Spurling, C.C. Bampton, *Scripta Mater.* 36 (1997) 69.
- [18] G. Liu, L.E. Murr, C.S. Niou, J.C. McClure, F.R. Vega, *Scripta Mater.* 37 (1997) 355.
- [19] L.E. Murr, G. Liu, J.C. McClure, *J. Mater. Sci.* 33 (1998) 1243.
- [20] M.W. Mahoney, C.G. Rhodes, J.G. Flintoff, R.A. Spurling, W.H. Bingel, *Metall. Mater. Trans. A* 29 (1998) 1955.
- [21] Y.S. Sato, H. Kokawa, M. Enmoto, S. Jogan, *Metall. Mater. Trans. A* 30 (1999) 2429.
- [22] W. Tang, X. Guo, J.C. McClure, L.E. Murr, *J. Mater. Process. Manufact. Sci.* 7 (1998) 163.
- [23] Y.J. Kwon, N. Saito, I. Shigematsu, *J. Mater. Sci. Lett.* 21 (2002) 1473.
- [24] W.J. Arbegast, P.J. Hartley, in: *Proceedings of the Fifth International Conference on Trends in Welding Research*, Pine Mountain, GA, USA, June 1–5, 1998, p. 541.
- [25] O. Frigaad, O. Grong, O.T. Midling, *Metall. Mater. Trans. A* 32 (2001) 1189.
- [26] T. Hashimoto, S. Jyogan, K. Nakata, Y.G. Kim, M. Ushio, in: *Proceedings of the First International Symposium on Friction Stir Welding*, Thousand Oaks, CA, USA, June 14–16, 1999.
- [27] H. Schmidt, J. Hattel, J. Wert, *Model. Simul. Mater. Sci. Eng.* 12 (2004) 143.
- [28] S.R. Sharma, R.S. Mishra, *Unpublished research*, 2005.
- [29] Reynolds, A., Lockwood, W. and Seidel, T., *Processing-Property Correlation in Friction Stir Welds*, Materials Science Forum, Vol.331-337, 2000, pp. 1719-1724.
- [30] Murr, L., Li, Y., Trillo, E., Flores, R., McClure, J., *Microstructures in Friction-Stir Welded Metals*, Journal of Materials Processing and Manufacturing Science, Vol.7 (10), 1998, pp.145-161.
- [31] Sutton, M., Yang, B., Reynolds, A., Taylor, R., *Microstructural Studies of Friction Stir Welds in 2024-T3 Aluminum*, Materials Science and Engineering A323, 2002, pp. 160-166.
- [32] Frigaard, O., Grong, O., Hjelen, H., Gulbrandsen-Dahl, S., Midling, O.T., *Characterisation of the Subgrain Structure in Friction Stir Welded Aluminium Alloys using*

the SEM-EBSD Technique, 1st International Symposium on Friction Stir Welding, Thousand Oaks, California, USA, 1999.

[33] Friction Stir Welding – Superior weld quality, www.twi.co.uk

[34] Heinz, B., Skrotzki, B., *Characterization of friction stir welded aluminium alloy 6013*, Metall. Mater. Trans. B, Vol. 33B (2002), 489-498.

[35] Y.J. Chao, X. Qi: Paper presented at the Int. Symp. on Friction Stir Welding, Thousands Oaks, CA, June 1999.

[36] Zhou, C., Yang, X., Luan, G., *Investigation of microstructures and fatigue properties of friction stir welded Al-Mg alloy*, Materials Chemistry and Physics 98 (2006), 285-290.

[37] L. Cederqvist, A. P. Reynolds, *Factors affecting the properties of friction stir welded aluminum lap joints*, Welding Journal, 80 (12), 281s-287s, (2001).

[38] W-B. Lee, Y-M. Yeon, S-B. Jung, *The joint properties of dissimilar formed Al alloys by friction stir welding according to the fixed location of materials*, Scripta Materialia 49, pp 423-428, (2003).

[39] W-B. Lee, Y-M. Yeon, S-B. Jung, *The improvement of mechanical of friction-stir-welded A356 Al alloy*, Materials Science and Engineering A355, pp. 154-159 (2003).

[40] M. Peel, A. Steuwer, M. Preuss, P. J. Withers, *Microstructure, mechanical properties and residual stress as a function of welding speed in aluminum AA5083 friction stir welds*, Acta Materialia 51, pp. 4791-4801, (2003).

[41] W. D. Lockwood, A. P. Reynolds, *Simulation of the global response of a friction stir weld using local constitutive behavior*, Materials Science and Engineering A339, pp. 35-42 (2003).

[42] R. Nandan, G.G. Roy, T.J. Lienert and T. DebRoy, *Numerical modeling of 3D plastic flow and heat transfer during friction stir welding of stainless steel*, Science and Technology of Welding and Joining, Vol.11(5), 2006.

[43] Judy Schneider, Ronald Beshears, Arthur C. Nunes Jr, *Interfacial sticking and slipping in the friction stir welding process*, Materials Science and Engineering A435-436, (2006) 297-304.

[44] Ying Chun Chen, Huijie Liu and Jicai Feng, *Friction stir welding Characteristics of different heat treated state 2219 aluminium alloy plates*, Materials Science and Engineering A420, (2006), 21-25.

[45] Y. H. Zhao, S.B. Lin, Z.Q. He and L. Wu, *Microhardness prediction in friction stir welding of 2014 aluminium alloy*, Science and Technology of Welding and Joining, Vol. 11(2), (2000) 178-182.

- [46] A. P. Reynolds, W. Tang¹, Z. Khandkar¹, J. A. Khan¹ and K. Lindner, *Relationships between weld parameters, hardness distribution and temperature history in alloy 7050 friction stir welds*, Science and Technology of Welding and Joining, Vol. 2, (2005) 190-199.
- [47] H. J. Liu, H. Fuji, M. Maeda and K. Nogi, *Mechanical properties of friction stir welded joints of 1050-H24 aluminium alloy*, Science and Technology of Welding and Joining, Vol. 8, (2003), 450-454.
- [48] K. Elangovan and V. Balasubramanian, *Influences of pin profile and rotational speed of the tool on the formation of friction stir processing zone in AA2219 aluminium alloy*, Journal of Materials Science Engineering – A.
- [49] K. Elangovan and V. Balasubramanian, *Effect of tool pin profile and axial force on the formation of friction stir processing zone in AA6061 aluminium alloy*, International Journal of Advanced Manufacturing Technology.
- [50] A. Barcellona., G. Buffa., L. Fratini, D. Palmeri, *On microstructural phenomena occurring in friction stir welding of aluminium alloys*, Materials Processing Technology, Vol. 177, (2006), pp.340-343.
- [51] Won Bae Lee, *Mechanical properties related to microstructural variation of 6061 Al alloy joints by friction stir welding*, Material Transactions, Vol. 45(5), (2004), 1700-1705.
- [52] V. Balasubramanian, *Relationship between base metal properties and friction stir welding process parameters*, Materials Science & Engineering A (2007), doi: 10.1016/j.msea.2007.07.048.
- [53] Tony Anderson, *Understanding Aluminum Alloys*, Welding Journal, April pp. 77-80, (2002).
- [54] Alloy and Temper Designation System for Aluminium (ANSI/ASC H35.1-1993).
- [55] Alcan, “*Manual de Soldagem*”.
- [56] Smith, W. F., *Princípios de Ciências e Engenharia de Materiais*, 3ª Edição McGraw-Hill de Portugal, 1998, pp.524-541.
- [57] Sanders, H. L., *Welding Aluminium: Theory and Practice*, 2nd edition by The Aluminium Association, 1991.
- [58] Norma ASTM E 112 – 96, Standard Test Methods for Determining Average Grain Size. Annual Book of ASTM Standards, Vol. 03.01 (1999).
- [59] <http://aluminium.matter.org.uk>
- [60] B. Chaparro, *Comportamento plástico de materiais metálicos: identificação e optimização de parâmetros*. Tese de Doutoramento. Faculdade de Ciências e Tecnologias: Universidade de Coimbra, 2007.

[61] Metals Handbook[®], *Fractography*, American Society for Metals (ASM), 9th edition, Vol. 12, 1987.

ANEXO A

A lista de provetes e as respectivas dimensões para os ensaios de tracção às diversas temperaturas, para análise metalográfica e dureza está presente na Tabela A-1.

Tabela A-1 – Lista de provetes testados e respectivas dimensões.

Liga	z	Le [mm]	v [mm/min]	e [mm]	Temperatura [°C]
AA5083-H111 4 mm	1	8,59	5	4,10	Amb.
	2	8,72		4,11	
	3	8,67		4,14	
	4	8,64		4,1	
	5	8,632		4,13	
	6	8,62	500	3,98	240
	7	8,67		3,99	
	8	8,63		3,98	
	9	8,66	10	4,01	400
	10	8,55		4,03	
	11	8,54		4,04	
	12	-----	-----	-----	Análise metalográfica e Dureza
	13	8,65	10	4,13	320
	14	8,59		4,08	

	15	8,57		4,1	400
AA5083- H111 6 mm	1	8,84	5	5,97	Amb.
	2	8,8		5,97	
	3	8,82		5,98	
	4	8,8	500	5,93	
	5	8,82		5,97	
	6	8,59		5,85	
	7	8,76	10	5,94	240
	8	8,7		5,93	
	9	8,8		5,97	400
	10	-----	-----	-----	Análise metalográfica e Dureza
	11	8,66	10	5,95	320
	12	8,86		5,96	
	13	8,83		5,94	400
AA5083- H111 8 mm	1	8,79	5	8,17	Amb.
	2	8,87		8,16	
	3	8,55		8,15	
	4	8,82		8,14	
	5	8,88	500	8,17	
	6	8,6		7,95	

	7	8,61		7,97		
	8	8,45		8,06		
	9	8,73	10	8,11	400	
	10	8,82	5	8,18	240	
	11	8,83	10	8,17		
	12	-----	-----	-----	Análise metalográfica e Dureza	
	13	8,62	10	8,14	320	
	14	8,77		8,12		
	15	8,8		8,18	400	
	AA6082-T651 3 mm	1	8,78	5	3,02	Amb.
		2	8,77		3,06	
		3	8,82		3	
		4	8,81		3	
		5	8,83		3,01	
		6	8,67	500	2,91	
7		8,66	2,9			
8		8,67	2,92			
9		8,94	2,99		240	
10		8,94	10	2,98	400	
11		8,83		3,01	240	

	12	-----	-----	-----	Análise metalográfica e Dureza	
	13	8,76	10	3,03	320	
	14	8,76		2,99		
	15	8,8		3,04		
	16	8,77		2,98	400	
AA6082-T651 6 mm	1	8,58	5	5,93	Amb.	
	2	8,59		5,93		
	3	8,64		5,92		
	4	8,65	500	5,92		
	5	8,56		5,92		
	6	8,4		5,846667		
	7	8,49	10	5,92	240	
	8	8,65		5,96	400	
	9	8,73		5,93	240	
		10	-----	-----	-----	Análise metalográfica e Dureza
		11	8,65	10	5,93	320
		12	8,65		5,91	
		13	8,65		5,94	
		14	8,59		5,89	400

AA6082- T651 8 mm	1	8,85	5	8,15	Amb.
	2	8,79		8,14	
	3	8,78		8,14	
	4	8,78	500	8,16	
	5	8,8		8,17	
	6	8,48		8,05	
	7	8,6	10	8,1	240
	8	8,67	5	8,09	
	9	8,49	10	8,14	400
	10	-----	-----	-----	Análise metalográfica e Dureza
	11	8,6	10	8,1	320
	12	8,62		8,13	
	13	8,67		8,16	400
	14	8,67		8,08	

As medições efectuadas nos provetes de tracção mostram uma largura útil média de 8,7 mm. As espessuras registadas nos provetes de 3 mm apresentam um desvio dimensional inferior a 0,05 mm, para os de 4 mm de 0,08 mm, para os de 6 mm de 0,08 mm e, finalmente para os de 8 mm um desvio de 0,13 mm. A diferença dos desvios dimensionais médios é apresentada pela Figura A-1.

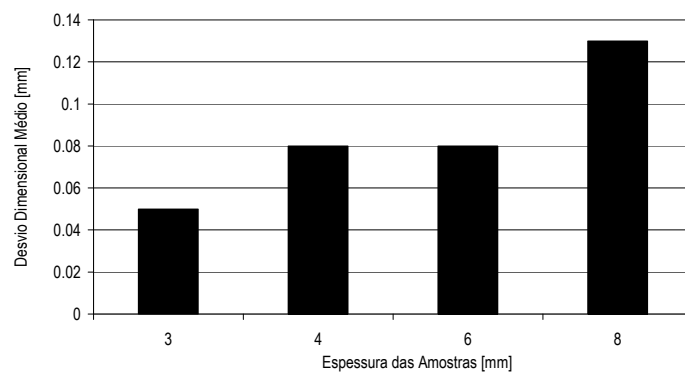


Figura A-1 – Comparação dos desvios dimensionais médios.

ANEXO B

Na Tabela B-1 estão presentes os valores da tensão máxima (σ_{\max}), tensão limite de elasticidade (σ_{elast}), deformação na carga máxima (ε) e deformação de rotura (ε_r). Estes valores foram determinados após a realização dos ensaios de tracção e os respectivos gráficos de tensão deformação. Nesta tabela está também indicado a velocidade de ensaio (v), a existência de rotura do provete durante o ensaio, o número de ordem (z) e espessura do provete (e).

Tabela B-1 – Valores da tensão máxima, tensão limite de elasticidade, deformação na carga máxima e deformação de rotura nos provetes ensaiados.

Liga	z	e [mm]	v [mm/min]	σ_{elast} [MPa]	σ_{\max} [MPa]	ε [%]	ε_r [%]	Rotura
AA5083-H111 4 mm	1	4,1	5	147,97	377,45	20,37	22,89	Sim
	2(*)	4,11		-----	-----	-----	-----	-----
	3	4,14		148,31	370,99	18,41	21,09	Sim
	4	4,1		149,74	378,17	19,79	21,95	Sim
	5	4,13		148,04	370,73	18,74	21,28	Sim
	6	3,98	500	153,15	370,23	17,82	18	Sim
	7	3,99		151,76	381,08	19,62	21,65	Sim
	8	3,98		156,45	367,99	16,42	18,32	Sim
	9	4,01	10	79,34	281,17	32,26	41,54	Sim
	10	4,03		95,47	253,71	32,15	45,89	Sim
	11	4,04		57,83	76,18	2,49	63,91	Não
	13	4,13		68,34	130,62	15,07	63,22	Não

	14	4,08		78,15	111,78	8,93	62,52	Não
	15	4,10		70,02	77,02	0,89	62,46	Não
AA5083- H111 6 mm	1	5,97	5	128,11	371,2	21,49	25,29	Sim
	2	5,97		139,6	371,31	21,1	24,21	Sim
	3	5,98		135,54	366,74	19,49	23,46	Sim
	4	5,93	500	132,46	360,38	22,53	25,10	Sim
	5	5,97		144,14	390	23,24	26,55	Sim
	6	5,85		139,42	379,19	23,23	25,88	Sim
	7	5,94	10	132,35	377,45	20,37	22,88	Sim
	8	5,93		48,54	241,18	34,48	46,19	Sim
	9	5,97		54,21	71,67	1,58	64,74	Não
	11	5,95		50,15	145,84	19,66	63,51	Sim
	12	5,96		52,30	133,31	18,16	62,99	Não
	13	5,94		58,53	71,39	1,23	62	Não
	AA5083- H111 8 mm	1		8,17	5	192,45	367,09	17,54
2		8,16	195,86	373,84		19,89	19,89	Não
3		8,15	181,56	372,25		20,62	20,71	Não
4		8,14	192,63	379,95		21,92	25,11	Sim
5		8,17	500	187,45	347,62	17,41	21,14	Sim
6		7,95		197,94	374,36	20,77	20,77	Não
7		7,97		190,1	373,62	21,32	26,28	Sim
8		8,06		188,77	370,92	21,08	25,42	Sim

	9	8,11	10	40,37	63,98	6,35	50,39	Não
	10	8,18	5	37,57	289,85	28,78	37,75	Sim
	11	8,17	10	51,95	267,57	33,06	42,27	Sim
	13	8,14		57,47	149,01	21,3	57,5	Sim
	14	8,12		43,94	180,40	25,95	62,46	Sim
	15	8,18		53,45	67,26	56,86	62,6	Não
AA6082- T651 3 mm	1	3,02	5	264,26	383,39	16,14	17,56	Sim
	2	3,06		252,96	376,62	15,3	16,72	Sim
	3	3		267,56	389,14	16,7	18,02	Sim
	4	3		251,98	368,25	15,52	16,06	Sim
	5	3,01		267,68	385,8	15,75	16,89	Sim
	6	2,91	500	282,5	397,32	13,93	15,80	Sim
	7	2,9		275,56	402,5	14,8	16,39	Sim
	8	2,92		283,43	400,21	15,02	16,37	Sim
	9	3	10	68,74	238,77	13,9	18,08	Sim
	10	2,98		52,16	60,23	3,74	19,75	Sim
	11	3,01		102,79	243,72	14,02	20,46	Sim
	13	3,03		53,99	189,01	6,09	16,06	Sim
	14(*)	3		-----	-----	-----	-----	-----
	15	3,04		91,56	170,02	2,97	11,2	Sim
	16	2,98		52,88	58,92	3,47	27,68	Sim
AA6082-	1	5,93	5	286,61	379,98	14,29	18,04	Sim

T651 6 mm	2	5,93		290,26	384,32	14,35	17,58	Sim
	3	5,92		286,28	378,56	13,24	15,76	Sim
	4	5,92	500	290,32	383,53	13,59	19,49	Sim
	5	5,92		289,04	379,12	13,3	16,91	Sim
	6	5,85		302,75	393,78	13,7	17,38	Sim
	7	5,92	10	94,64	288,13	12,32	19,03	Sim
	8	5,96		53,23	63,29	3,59	24,58	Sim
	9	5,93		57,09	271,94	12,21	16,9	Sim
	11	5,93		61,62	179,27	2,25	9,28	Sim
	12(*)	5,91		-----	-----	-----	-----	-----
	13	5,94		69,46	184,72	2,3	9,38	Sim
	14	5,89	44,27	46,35	3,88	31,48	Sim	
AA6082- T651 8 mm	1	8,15	5	313,39	387,19	12,99	16,35	Sim
	2	8,14		315	384,24	12,02	16,39	Sim
	3	8,14		303,23	387,4	13,44	16,18	Sim
	4	8,16	500	313,87	389,41	12,77	17,42	Sim
	5	8,17		314,63	390,45	12,89	16,61	Sim
	6	8,05		328,32	402,57	12,17	16,42	Sim
	7	8,1	10	80,60	296,64	10,83	16,78	Sim
	8	8,09	5	79,36	293,70	11,73	18,06	Sim
	9	8,14	10	36,75	140,39	4,52	15,39	Sim
	11	8,1		49,05	157,16	4,69	15,15	Sim

	12	8,13		45,97	152,21	4,39	15,3	Sim
	13	8,16		32,68	34,44	7,63	37,25	Sim
	14	8,08		37,66	40,46	5,79	34,70	Sim

(*) Ensaio não valido.

ANEXO C

Na Figura C-1 pode ver-se uma representação esquemática da evolução da superfície limite de elasticidade, no plano $(\sigma_1; \sigma_2)$, considerando o encruamento isotrópico. Para o encruamento cinemático vai corresponder uma translação rígida da superfície, como se pode visualizar na Figura C-2. O encruamento é bem traduzido nos materiais utilizados em estampagem, pela combinação das componentes isotrópica e cinemática Figura C-3.

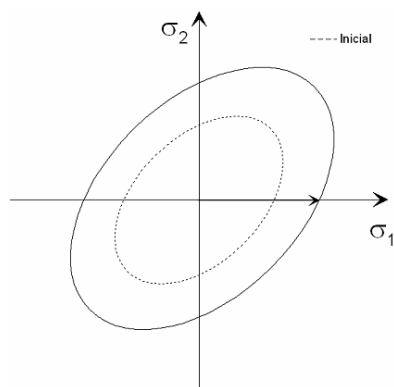


Figura C-1 – Evolução isotrópica da superfície limite de elasticidade no plano $(\sigma_1; \sigma_2)$
[60].

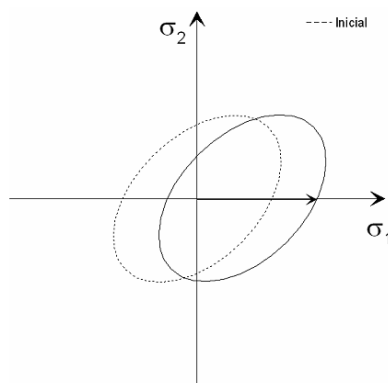


Figura C-2 – Evolução cinemática da superfície limite de elasticidade no plano $(\sigma_1; \sigma_2)$
[60].

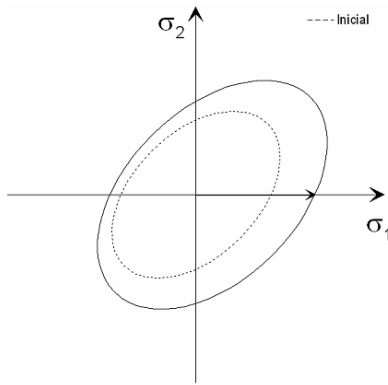


Figura C-3 – Evolução isotrópica e cinemática da superfície limite de elasticidade no plano $(\sigma_1; \sigma_2)$ [60].