INSTITUTO TECNOLÓGICO DE AERONÁUTICA



Davi Pontes Nacaratti João Pedro Maia Sadi

INFLUÊNCIA DO PROCESSAMENTO TERMOMECÂNICO NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DA LIGA DE ALUMÍNIO SUPRAL100

Trabalho de Graduação 2018

Curso de Engenharia Mecânica-Aeronáutica Davi Pontes Nacaratti João Pedro Maia Sadi

INFLUÊNCIA DO PROCESSAMENTO TERMOMECÂNICO NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DA LIGA DE ALUMÍNIO SUPRAL100

Orientador Prof. Dr. João Pedro Tosetti (ITA)

Coorientador Prof. Dr. André da Silva Antunes (ITA)

ENGENHARIA MECÂNICA-AERONÁUTICA

São José dos Campos Instituto Tecnológico de Aeronáutica

620.1

Dados Internacionais de Catalogação-na-Publicação (CIP) Divisão de Informação e Documentação

Nacaratti, Davi Pontes; Sadi, João Pedro Maia

Influência do processamento termomecânico nas propriedades mecânicas da liga de alumínio Supral 100 / Davi Pontes Nacaratti e João Pedro Maia Sadi

São José dos Campos, 2018.

55 f.

Trabalho de Graduação – Divisão de Engenharia Mecânica-Aeronáutica – Instituto Tecnológico de Aeronáutica, 2018. Orientador: Prof. Dr. João Pedro Tosetti

1. Ligas de alumínio. 2. Deformação. 3. Superplasticidade. I. Instituto Tecnológico de Aeronáutica. III. Influência do processamento termomecânico nas propriedades mecânicas da liga de alumínio Supral 100.

REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA

NACARATTI, Davi Pontes; SADI, João Pedro Maia. Influência do processamento termomecânico nas propriedades mecânicas da liga de alumínio Supral 100. 2018. 55f. Trabalho de Conclusão de Curso. (Graduação em Engenharia Mecânica-Aeronáutica) – Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos.

CESSÃO DE DIREITOS

NOME DOS AUTORES: Davi Pontes Nacaratti e João Pedro Maia Sadi TÍTULO DO TRABALHO: Influência do processamento termomecânico nas propriedades mecânicas da liga de alumínio Supral 100 TIPO DO TRABALHO/ANO: Graduação / 2018

É concedida ao Instituto Tecnológico de Aeronáutica permissão para reproduzir cópias deste trabalho de graduação e para emprestar ou vender cópias somente para propósitos acadêmicos e científicos. O autor reserva outros direitos de publicação e nenhuma parte deste trabalho de graduação pode ser reproduzida sem a autorização do autor.

x Dan Pontis Nacanatar x Juão Pedro Maia Sadi

Davi Pontes Nacaratti e João Pedro Maia Sadi Rua H8A – Campus do DCTA 12228-460, São José dos Campos, SP

INFLUÊNCIA DO PROCESSAMENTO TERMOMECÂNICO NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DA LIGA DE ALUMÍNIO SUPRAL100

Essa publicação foi aceita como Relatório Final de Trabalho de Graduação

Vontes acaratri

Davi Pontes Nacaratti

Autor

edro 1110 Yours

João Pedro Maia Sadi

Autor a Redro Prof. /Dr osetti (ITA) Orientador

Prof. Dr. André da Silva Antunes (ITA)

Coorientador Prof. Dr. Jo osetti (ITA) Coordenador do Curso de Engenharia Mecânica-Aeronáutica

Dedicamos esse trabalho aos amigos da Graduação e profissionais do departamento de Engenharia dos Materiais do ITA e nossos familiares por nos guiarem e suportarem todo esse processo.

Agradecimentos

Primeiramente gostariamos de agradecer à todo o Departamento de Materiais do ITA, em especial ao Prof. Dr. André da Silva Antunes e ao Prof. Dr. João Pedro Tosseti, pela orientação, paciência e confiança depositada na realização deste trabalho.

Agradecemos aos nossos familiares, em especial aos nossos pais, por nos oferecerem todo o suporte nesta longa jornada durante a graduação do ITA. Aos amigos iteanos mais próximos, principalmente aos integrantes da MEC-18 pelo companheirismo e auxílio em todos os momentos do desafio que é a graduação no ITA.

Nossos sinceros agradecimentos à Divisão de Materiais (AMR) do Instituto de Aeronáutica e Espaço (IAE), em especial ao João Guilherme Jacon de Salvo, que nos auxiliou nos processos de fusão da liga utilizada neste trabalho.

Agradecemos também ao técnico Ulisses Haber Canuto, pelo grande apoio e ensinamento do manuseio das máquinas utilizadas no processo de confecção dos corpos de prova utilizados neste trabalho.

"If I have seen farther than others, it is because I stood on the shoulders of giants." — SIR ISAAC NEWTON

Resumo

Com este trabalho objetivou-se fundir e solidificar rapidamente uma liga de alumínio denominada Supral 100, que possui propriedades superplásticas. Espera-se que a solidificação rápida refine os precipitados primários da liga e melhore sua superplasticidade.

O lingote, proveniente da fusão, foi submetido a diferentes tratamentos termomecânicos a fim de otimizar o desempenho de superplasticidade. Além disso, realizou-se um estudo da recristalização para identificar parâmetros de tratamento térmico de recozimento.

As amostras, após os tratamentos térmicos, foram analisadas com o auxílio ensaios mecânicos e microestruturais, com a finalidade de avaliar as propriedades superplásticas das amostras recozidas.

Abstract

The purpose of this work was to rapidly melt and solidify an aluminum alloy known as Supral 100, which has superplastic properties. The fast solidification is expected to refine the primary precipitates of the alloy and improve its superplasticity.

The ingot made from melting is subjected to different thermomechanical treatments in order to optimize the superplastic performance. In addition, a recrystallization study was done to optimize thermal annealing parameters.

The samples, after heat treatments, were carried out by mechanical and microstructural tests, to evaluate the superplastic properties of the annealed samples.

Lista de Figuras

FIGURA 2.1 –	Diagrama de fases da liga Al-Cu. (CH et al., 2015)	18
FIGURA 2.2 –	Ilustração do processo de laminação	22
FIGURA 2.3 –	Diagrama esquemático tensão-deformação mostrando comportamento elástico não-linear. (CALLISTER, 2007)	24
FIGURA 2.4 –	Regimes de deformação elástica e plástica durante aplicação de ten- são.(CALLISTER, 2007)	25
FIGURA 2.5 –	Primeiro experimento científico mostrando a superplasticidade com uma liga de Pb-Sn alongando 1950%.(LANGDON, 2009)	27
FIGURA 3.1 –	Fluxograma do processo de fabricação e teste dos corpos de prova	30
FIGURA 3.2 –	Forno à vácuo da AMR utilizado no processo de fusão	31
FIGURA 3.3 –	Ligoteira utilizada para a solidificação rápida.	32
FIGURA 3.4 –	Modelo do corpo de prova para ensaio de tração. (adaptada de ASTM 2448 International, 2015)	33
FIGURA 3.5 –	Durômetro universal marca Wolpert.	34
FIGURA 3.6 –	Máquina e forno utilizados nos Ensaios de Tração	35
FIGURA 3.7 –	Microscópio Eletrônico de Varredura	36
FIGURA 4.1 –	Gráfico da variação da dureza Vickers em relação ao tempo na tem- peratura de 400°C	39
FIGURA 4.2 –	Gráfico da Tensão Verdadeira (MPa) em função da Deformação Verdadeira obtido no ensaio em saltos para a temperatura de $480^{\rm o}{\rm C}$.	40
FIGURA 4.3 –	Gráfico da Tensão Verdadeira (MPa) em função da Deformação Verdadeira obtido no ensaio em saltos para a temperatura de 520°C $$.	41
FIGURA 4.4 –	Gráfico dos valores de m para cada taxa de deformação das amostras A1, A2 e A3 nas temperaturas de 480°C e 520°C	42

FIGURA 4.5 -	- Gráfico de Tensão Verdadeira (MPa) em função da Deformação Ver- dadeira obtido no ensaio de tração para a temperatura de 480°C e taxa de $1, 0.10^{-2}s^{-1}$	43
FIGURA 4.6 -	- Gráfico de Tensão Verdadeira (MPa) em função da Deformação Ver- dadeira obtido no ensaio de tração para a temperatura de 480°C e taxa de $5, 0.10^{-4}s^{-1}$	44
FIGURA 4.7 -	- Gráfico de Tensão Verdadeira (MPa) em função da Deformação Ver- dadeira obtido no ensaio de tração para a temperatura de 520°C e taxa de $1, 0.10^{-2}s^{-1}$	44
FIGURA 4.8 -	- Gráfico de Tensão Verdadeira (MPa) em função da Deformação Ver- dadeira obtido no ensaio de tração para a temperatura de 520°C e taxa de $5,0.10^{-4}s^{-1}$	45
FIGURA 4.9 -	- Imagens da superfície das amostra A1 recozida na temperatura de 400°C durante 15 minutos ampliadas em: 700X em a) e 5000X em b)	47
FIGURA 4.10	-Imagens da superfície das amostra A2 recozida na temperatura de 400°C durante 15 minutos ampliadas em: 700X em a) e 5000X em b)	47
FIGURA 4.11	–Imagens da superfície das amostra A3 recozida na temperatura de 400°C durante 15 minutos ampliadas em: 700X em a) e 5000X em b)	48
FIGURA 4.12	-Gráficos dos espectros para identificação dos elementos dos grãos das amostras: grãos pequenos em a), grãos maiores em b) e matriz em c)	48
FIGURA A.1	–Comparação dos corpos de prova de A1 utilizados nos ensaios de tração em saltos e tração até a ruptura na temperatura de 480°C	54
FIGURA A.2	–Comparação dos corpos de prova de A1 utilizados nos ensaios de tração em saltos e tração até a ruptura na temperatura de 520°C	55
FIGURA A.3	–Comparação dos corpos de prova de A2 utilizados nos ensaios de tração em saltos e tração até a ruptura na temperatura de $480^{\rm o}{\rm C}$.	55
FIGURA A.4	-Comparação dos corpos de prova de A2 utilizados no ensaio de tração até a ruptura na temperatura de 520°C	56
FIGURA A.5	–Comparação dos corpos de prova de A3 utilizados nos ensaios de tração em saltos e tração até a ruptura na temperatura de 480°C	56
FIGURA A.6	–Comparação dos corpos de prova de A3 utilizados nos ensaios de tração em saltos e tração até a ruptura na temperatura de $480^{\rm o}{\rm C}$.	57

Lista de Tabelas

ABELA 3.1 – Massas das anteligas usadas para a fusão do Supral 100 3	31
ABELA 3.2 – Tabela com os tratamentos térmicos das amostras	33
ABELA 3.3 – Valores das taxas de deformação utilizadas em cada salto do ensaio de tração em saltos	35
ABELA 4.1 – Controle da espessura em cada passe da laminação a quente $\stackrel{\circ}{\cdot}$	37
ABELA 4.2 – Controle da espessura em cada passe da laminação a frio	38
ABELA 4.3 – Contabilização dos corpos de prova	38
ABELA 4.4 – Valores dos coeficientes de sensibilidade à taxa de deformação para o ensaio em saltos a 480°C	11
ABELA 4.5 – Valores dos coeficientes de sensibilidade à taxa de deformação para o ensaio em saltos a 520°C	12
ABELA 4.6 – Valores de Q para a temperatura de 480°C $\ldots \ldots \ldots \ldots \ldots \ldots \ldots $	16
ABELA 4.7 – Valores de Q para a temperatura de 520°C $\ldots \ldots \ldots \ldots \ldots \ldots \ldots $	46

Lista de Abreviaturas e Siglas

GF	Grãos finos
GUF	Grãos ultrafinos
CFC	Estrutura cristalina cúbica de face centrada
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
IAE	Instituto de Aeronáutica e Espaço
LFRE	Laboratório de Fusão e Refino
ΗV	Dureza Vickers

Lista de Símbolos

- D_{lim} Diâmetro médio limite
- η Fator geométrico
- r Tamanho médio das partículas
- f Fração volumétrica das partículas
- σ Tensão
- E Módulo de elasticidade
- K Coeficiente de resistência
- *n* Coeficiente de encruamento
- T_f Temperatura de fusão
- ε Deformação verdadeira
- $\dot{\varepsilon}$ Taxa de deformação
- *m* Sensibilidade a taxa de deformação
- V Velocidade da máquina
- e Deformação de engenharia
- F Força da máquina
- A Área da seção transversal do corpo de prova
- A_0 Área da seção transversal do corpo de prova antes da aplicação de carga
- ΔL Deslocamento sofrido
- L_0 Comprimento inicial
- Q Parâmetro de comparação entre reduções de área real e teórica
- q Redução de área na falha
- q^* Redução de área teórica na falha
- e_f Deformação de engenharia na falha

Sumário

1	Intro	DUÇÃO	16
	1.1 Mo	vtivação	16
	1.2 Ob	jetivo	16
2	Revis	ão Bibliográfica	17
	2.1 Lig	as de Alumínio	17
	2.1.1	Supral 100	17
	2.1.2	Ligas de Alumínio endurecíveis por precipitação	18
	2.2 Pro	ocessos de fabricação de ligas de alumínio	19
	2.2.1	Fundição	20
	2.2.2	Laminação	21
	2.2.3	Tratamentos térmicos	22
	2.3 Pro	opriedades mecânicas	23
	2.3.1	Tensão e deformação	23
	2.3.2	Deformações elástica e plástica	25
	2.3.3	Natureza da falha	26
	2.4 Su	perplasticidade	26
	2.4.1	Superplasticidade nas ligas de alumínio	27
	2.4.2	Ensaios de tração para avaliação da superplasticidade	28
3	MATE	RIAIS E MÉTODOS	30
	3.1 Fus	são	30
	3.2 Tra	atamento térmico	32
	22 I.a.	ninação	33

3.4	Estudo de Recristalização	33
3.5	Ensaio de Tração	34
3.6	Análise metalográfica	35
4 RI	ESULTADOS E DISCUSSÕES	37
4.1	Laminação	37
4.2	Ensaios de Recristalização	39
4.3	Propriedades Mecânicas	40
4.4	Avaliação Microestrutural	47
5 Co	DNCLUSÕES	50
Refer	RÊNCIAS	52
ANEX	d A – Fotos de resultados	54
A.1	Fotos dos Resultados dos Ensaios de Tração	54

1 Introdução

1.1 Motivação

A Ciência dos Materiais estuda a correlação entre a microestrutura dos materiais e suas propriedades macroscópicas. Além disso, envolve a investigação de parâmetros que determinam as propriedades de um material durante sua vida útil. As relações entre os elementos estruturais dos materiais e suas propriedades é um fato relativamente recente e diversos desafios do ponto de vista científico e tecnológico são enfrentados atualmente devido às limitações ainda existentes neste ramo.

Alguns materiais policristalinos, diante de certas condições, apresentam um desempenho de superplasticidade, que pode ser entendido como a capacidade do material de adquirir deformações muito elevadas (TOKUDA M, 2001). Em condições específicas de tamanho de grão, temperatura e taxa de deformação é possível observar grandes deformações sem empescoçamento em determinados materiais, podendo a deformação exceder 5000% (HIGASHI K., 1985).

A compreensão dessa propriedade é de grande importância para o desenvolvimento de peças de geometria complexa através de processos de conformação que são impossíveis em outros casos sem excesso de soldagens. Portanto, a motivação para a elaboração deste trabalho parte da notória relevância deste estudo para a indústria, em especial a aeronáutica e aeroespacial, devido a necessidade de produção de peças altamente especializadas.

1.2 Objetivo

Com este trabalho de graduação, procurou-se avaliar as propriedades superplásticas da liga de alumínio Supral 100, obtida a partir de fusão e solidificação rápida, através de ensaios mecânicos e microestruturais. A fim de gerar uma base de dados, realizouse diferentes tratamentos termomecânicos nas amostras, tornando possível uma análise comparativa dos desempenhos nos ensaios de tração.

2 Revisão Bibliográfica

2.1 Ligas de Alumínio

As ligas de alumínio são caracterizadas por alta resistência à corrosão, baixa densidade em comparação com o aço e condutividades elétrica e térmica elevadas. Além disso, devido a sua estrutura cristalina cúbica de faces centradas (CFC), ligas de alumínio também usualmente apresentam alta ductilidade e podem ser conformadas facilmente até mesmo em temperaturas reduzidas. Por outro lado, a baixa temperatura de fusão do alumínio (em torno de $660^{\circ}C$) faz com que este material possua limitações em sua utilização. (CALLISTER, 2007)

As propriedades de resistência mecânica do alumínio podem ser modificadas adicionando elementos de liga, realizando tratamentos térmicos ou deformação plástica a frio. Alguns dos elementos de liga geralmente utilizados com o alumínio são o cobre, o zinco, o magnésio, o silício e o manganês. Em ligas termicamente tratáveis pode-se obter aumento de resistência por precipitação de elementos de liga. Em ligas que não são termicamente tratáveis obtém-se o endurecimento por solução sólida, por precipitação e encruamento.

2.1.1 Supral 100

O Supral 100 é uma liga de alumínio, cobre e zircônio que possui propriedades superplásticas quando tratada termicamente. A conformação superplástica é uma tecnologia de processamento que diminui drasticamente os custos de fabricação e montagem. Isso é devido a significativa redução em número de peças e requisitos de montagem ao eliminar a necessidade de fixadores em peças de geometria complexa. Algumas das aplicações mais comuns de ligas de alumínio superplátiscas incluem peças das indústrias aeronáutica, aeroespacial, automobilística e de embalagens.

O principal avanço para as ligas superplásticas de Al-Cu ocorreu em 1969, quando, a partir do refinamento da estrutura de grãos pela adição de um terceiro elemento de liga, proporcionou-se o surgimento da primeira liga de alumínio diluída (Al - 6%Cu - 0,5%Zr) com desempenho de superplasticidade (BARNES *et al.*, 2010). A Figura 2.1 mostra o

diagrama de fases da liga Al-Cu.



FIGURA 2.1 – Diagrama de fases da liga Al-Cu. (CH et al., 2015)

Esta mudança proposta levantou outra questão crítica: com o nível de cobre reduzido, provavelmente não haveria partículas de Al₂Cu suficientes à temperatura alvo de 450 °C para evitar o crescimento maciço de grãos. Portanto, alguns outros meios de estabilização dos grãos tornaram-se necessários.(BARNES *et al.*, 2010)

Nos primeiros trabalhos com esse material, demonstrou-se que a temperatura de recristalização do alumínio fundido pode ser significativamente aumentada pela adição de zircônio. Isto conduziu aos primeiros experimentos de deformação com o (Al - 6%Cu -0,5%Zr), que produziu um alongamento até a falha de 200%. Nesta época já havia conhecimento suficiente de que essa fundição deveria ser realizada a 900 °C para garantir que o zircônio fosse incorporado a solução. (BARNES *et al.*, 2010)

No prosseguimento com os trabalhos, mostrou-se que partículas extremamente finas contendo zircônio são produzidas por tratamento térmico. Com isso, tratou-se termicamente uma liga por aproximadamente 16 horas a 320°C antes da laminação a quente e obteve-se um alongamento superplástico até a falha de 800%. (BARNES *et al.*, 2010)

Alguns refinamentos adicionais foram feitos, incluindo diferentes formas de encruamento do material para refinar o grão, tratamentos térmicos de precipitação, solubilização e estudos de recristalização do material. Isso levou a resultados mais consistentes que contribuíram para o processo de fabricação atual. (BARNES *et al.*, 2010)

2.1.2 Ligas de Alumínio endurecíveis por precipitação

As propriedades de resistência e dureza de algumas ligas podem ser melhoradas significativamente pela formação de partículas pequenas e uniformemente dispersas no interior da matriz de fase original. Este processo é conhecido como endurecimento por precipitação ou envelhecimento, sendo obtido por meio de tratamentos térmicos adequados.

Nas ligas de alumínio superplásticas, elementos de ligas de metais de transição, tais como cromo, zircônio e níquel são adicionados para formarem partículas de segunda fase que inibem o crescimento de grão. Este fenômeno é denominado ancoramento de contornos de grão.

A liga utilizada neste trabalho foi constituída com zircônio como elemento de liga. A adição de zircônio seguido de tratamento térmico adequado permite que se formem partículas finas de Al₃Zr, que contribuem para o ancoramento do crescimento de grão. Devido a essas partículas, o crescimento do grão evolui até que atinja um diâmetro médio limite, D_{lim} , conforme a seguinte equação:

$$D_{lim} = \frac{\eta r}{f} \tag{2.1}$$

onde η é um fator geométrico, r é o tamanho médio das partículas e f a fração volumétrica das partículas. (FUNATANI K., 2000)

Desta forma, quanto menor for o tamanho das partículas do precipitado e maior for sua fração volumétrica, menor será o tamanho do grão limite. De uma maneira geral, estas partículas de segunda fase são formadas durante o processo de solidificação e uma vez precipitadas, não são afetadas por tratamentos térmicos posteriores.

O tamanho das partículas está relacionado com a taxa de solidificação, de forma que quanto maior for a taxa de solidificação, menor é o tamanho das partículas. Além disso, as partículas de segunda fase favorecem a perda de coesão entre os grãos, gerando um tipo de defeito comum em ligas superplásticas denominado vazios de cavitação. Quanto maiores essas partículas, maior o número de vazios de cavitação que se formam. Esse fenômeno não é desejado em materiais superplásticos pois fratura pode ocorrer através desses vazios de cavitação. (PILLING; RIDLEY, 1988)

2.2 Processos de fabricação de ligas de alumínio

Os processos de fabricação de ligas são variados e dependem de diversas características da peça, como forma final, material e propriedades desejadas. Para as amostras fabricadas, os mais relevantes foram a fundição, a laminação e os tratamentos térmicos. (CALLISTER, 2007)

2.2.1 Fundição

A fundição é um processo de fabricação no qual a liga é levada a uma temperatura acima da temperatura de fusão dos elementos de liga e vazada em um molde para solidificação, fazendo com que o material resultante assuma a forma da cavidade escolhida. A fundição é geralmente empregada em três situações: a forma da peça final e grande ou complicada suficiente para que outros processos de fabricação não possam ser aplicados; a liga fabricada possui maleabilidade tão baixa que outros processos de conformação não podem ser aplicados ou a fundição é mais econômica que outros processos que poderiam ser aplicados.

Neste trabalho, os corpos de prova foram confeccionados pelo processos de lingotagem, que consiste na fundição do metal e sua solidificação em uma molde que facilite seu manuseio, geralmente em forma de barra ou cilindro.

Existem diversas outras técnicas de fundição. Podem ser citadas como exemplo:

- Fundição em molde de areia: Nessa técnica, um molde é formado através da compactação de areia comum em torno de outro molde com o formato da peça final. Um sistema de canais de alimentação é incorporado no molde para que o metal fundido possa escorrer para dentro da cavidade com o mínimo de defeitos internos de fundição.
- Fundição com matriz: Nesse tipo de fundição, utiliza-se um molde permanente de aço em duas peças, que quando unidas costituem a forma da peça desejada. O metal fundido é forçado para dentro do molde sob pressão e velocidade elevadas, e a solidificação é feita sob manutenção da pressão. Após o fim da solidificação, a peça fundida é ejetada com a abertura do molde. Esse processo permite taxas altas de fundição e reaproveitamento do molde, tornando-o economicamente vantajoso. Por outro lado, ele só é bem utilizado com peças pequenas e para materiais com baixo ponto de fusão, como alumínio, zinco e magnésio.
- Fundição de precisão: A fundição de precisão o modelo padrão utilizado é feito de cera ou plástico devido a seu baixo ponto de fusão. O molde é feito derramando-se lama fluida em volta do modelo, que se estabelece e forma uma espécie de revestimento. Posteriormente aquecido, o modelo padrão funde deixando para trás o molde desejado. Essa técnica é necessária alta precisão dimensional, como no caso de pás de turbinas a gás.
- Fundição contínua: A fundição contínua pode ser usada para substituir processos sequenciais de fundição e laminação. A técnica consiste na moldagem do metal fundido na forma de um fio contínuo com seção reta retangular e circular, e posteriormente solidificação na em uma matriz na forma desejada. Esse processo gera um

metal com propriedades mecânicas mais uniformes e é mais automatizada e eficiente que a fundição de lingotes.

2.2.2 Laminação

A laminação é um processo de conformação mecânica que tem o objetivo de alterar a seção transversal de um material. O método consiste em fazer passar o metal entre dois cilindros em movimento de rotação em sentidos opostos, em torno de eixos paralelos e afastados entre si de uma distância menor que a espessura da peça que vai sofrer trabalho mecânico. A Figura 2.2 ilustra esse processo.

Durante o processo, a placa metálica sofre fortes tensões de compressão dos cilindros durante a prensagem realizada para redução de área, e altas tensões cisalhantes devido ao contato com os rolos compressores. A elevada redução de espessura com apenas uma passagem da placa metálica entre os cilindros é possível com metais muito dúcteis, enquanto que são necessárias várias passagens e recozimento para materiais pouco dúcteis para atingir a mesma diminuição da espessura.

A laminação à temperatura ambiente é uma das formas de se deformar plasticamente um metal a frio e elevar sua dureza, processo conhecido por encruamento. O aumento de dureza ocorre devido à formação de novas discordâncias, diminuindo sua distância média relativa. Com a existência de mais defeitos em um mesmo volume de material, a movimentação das discordâncias se torna mais difícil, aumentando a resistência do material.

Após entrar no regime de deformação plástica, o material acumula deformações residuais depois que a carga é liberada. Assim, quando houver uma nova tensão aplicada no material, a deformação iniciará do ponto de deformação, seguindo uma reta paralela à reta da Lei de Hooke, até atingir o novo limite de proporcionalidade do material. Assim, a cada vez que entra em regime de deformação plástica, o material adquire um novo limite de proporcionalidade maior que o anterior. O aumento de resistência a cada nova deformação plástica caracteriza o processo de encruamento.

Em geral, o efeito do encruamento pode ser revertido através de tratamento térmico de recozimento, que rearranja os defeitos cristalinos e, consequentemente, diminui a dureza do material, alivia tensões existentes, melhora a usinabilidade e atinge características específicas desejadas.



FIGURA 2.2 – Ilustração do processo de laminação.

2.2.3 Tratamentos térmicos

Tratamentos térmicos são utilizados em ligas de diversos metais para modificar suas propriedades mecânicas. Os tratamentos térmicos utilizados nesse trabalho foram o recozimento, o envelhecimento e a solubilização amostras.

2.2.3.1 Recozimento

O recozimento é um tratamento térmico no qual o metal é aquecido a alta temperatura por um período prolongado e depois resfriado lentamente. Esse processo pode alterar as propriedades mecânicas do material, e é utilizado com três objetivos: aliviar tensões, tornar o material mais mole, dúctil ou tenaz e/ou produzir uma microestrutura específica.

O processo de recozimento consiste em três partes: aquecimento até a temperatura alvo, manutenção da temperatura e resfriamento. Dois dos parâmetros mais importantes na técnica são o tempo e a temperatura. O tempo real de recozimento deve ser grande o suficiente para permitir que todas as transformações necessárias aconteçam. Já o aumento de temperatura acelera o processo; no entanto, altos gradientes de temperatura no material durante o aquecimento e o resfriamento podem levar a trincamento ou empenamento da peça. Portanto, a temperatura deve ser escolhida balanceando os dois efeitos mencionados.

2.2.3.2 Envelhecimento

O envelhecimento ou endurecimento por precipitação é o processo de formação de partículas pequenas e dispersas uniformemente no interior da fase original de determinada liga, o que aumenta a resistência e a dureza do material. O termo envelhecimento é usado pois a resistência da peça evolui ao longo do tempo. O fenômeno pode ocorrer tanto a temperatura ambiente, caso chamado de envelhecimento natural; ou mediante um tratamento térmico, chamado de envelhecimento artificial. Existem dois requisitos para que se possa envelhecer uma liga: os materiais utilizados na liga devem ser consideravelmente solúveis um no outro, e o limite de solubilidade dos elementos de liga no componente principal deve diminuir rapidamente com a redução da temperatura.

O envelhecimento pode ser obtido através do aquecimento da liga a altas temperaturas, a fim de solubilizar completamente o soluto e favorecer sua difusão; seguido de têmpera do material. Isso torna a liga supersaturada em seus elementos e promove a presença de partículas de outras fases no elemento base.

2.2.3.3 Solubilização

A solubilização é o tratamento térmico que consiste em aquecer um liga até uma temperatura muito próxima de sua temperatura de fusão por um certo período de tempo e depois resfriamento. Esse processo permite que fases secundárias se solubilizem completamente na liga. Isso foi utilizado em uma das amostras para avaliar a influência de uma segunda fase de Cu nas propriedades superplásticas da liga.

2.3 Propriedades mecânicas

2.3.1 Tensão e deformação

Durante o serviço, peças de metal são constantemente submetidas a cargas e forças de variadas intensidades. Dessa forma é necessário conhecer as características do material para projetá-los de forma que não ocorra deformação excessiva ou fratura durante sua operação. O comportamento mecânico do material é a relação que existe entre aplicação de carga ou força e sua resposta ou deformação. Propriedades mecânicas importantes para entender esse processo são a tenacidade, dureza, rigidez e ductilidade.

Essas propriedades são verificadas através de ensaios controlados executados em laboratório. Para cargas estáticas e suficientemente constantes no tempo aplicadas de maneira uniforme na superfície, o comportamento mecânico pode ser verificado com a execução de ensaios de tração-deformação. São três as maneiras que a carga pode ser aplicada nesses experimentos: tração, compressão e torção. Neste trabalho, foram utilizados ensaios de tração para verificar a as propriedades superplásticas dos corpos de prova.

Existem dois tipos de deformação e tensão: primeiro, as de engenharia, que são calculadas utilizando a área inicial da peça como base; e segundo as verdadeiras, que utilizam a área instantânea como base de cálculo. A tensão de engenharia S medida nos ensaios pode ser definida por

$$S = \frac{F}{A_0} \tag{2.2}$$

onde F é a carga instantânea aplicada e A_0 a área antes da aplicação de força. A deformação de engenharia e pode ser definida por

$$e = \frac{\Delta L}{L_0} \tag{2.3}$$

onde ΔL é a variação de comprimento e L_0 o comprimento inicial da peça. (CALLIS-TER, 2007)

Já a deformação verdadeira (ε) pode ser calculada pela Equação 2.4.

$$\varepsilon = ln(\frac{L_0 + \Delta L}{L_0}) \tag{2.4}$$

e a tensão verdadeira por

$$\sigma = S(1+e) \tag{2.5}$$

A Figura 2.3 ilustra a relação tensão-deformação verdadeira de uma liga com comportamento não linear.



FIGURA 2.3 – Diagrama esquemático tensão-deformação mostrando comportamento elástico não-linear. (CALLISTER, 2007)

2.3.2 Deformações elástica e plástica

Em geral, os materiais submetidos a tensão apresentam dois tipos de deformação antes de falhar: a elástica e a plástica. A deformação elástica ocorre primeiro durante a aplicação de tensão, sendo ela reversível se força não for mais aplicada. Esse regime ocorre em pequenas deformações em metais, cerâmicas e na maioria dos cristais, e pode ser descrito pela lei de Hooke:

$$\sigma = E\varepsilon \tag{2.6}$$

onde σ é a tensão aplicada, ε a deformação e E o módulo de elasticidade. Já a deformação plástica é irreversível e ocorre após o regime elástico. Essa fase é caracterizada por encruamento e empescoçamento, e por fim ruptura. Esse regime é descrito pela seguinte equação:

$$\sigma = K\varepsilon^n \tag{2.7}$$

onde é K o coeficiente de resistência do material e n o coeficiente de encruamento. A figura 2.4 mostra a relação tensão-deformação de engenharia nos diferentes regimes de tensão e suas características visuais.



FIGURA 2.4 – Regimes de deformação elástica e plástica durante aplicação de tensão.(CALLISTER, 2007)

2.3.3 Natureza da falha

Segundo (KULAS *et al.*, 2006), para quantificar a concentração de discordâncias em relação a influência de vazios de cavitação associados com a falha do material, pode-se definir os parâmetros $Q \in q^*$, de acordo com as Equações 2.8 e 2.9.

$$q^* = \left(1 - \frac{1}{1 + e_f}\right) \tag{2.8}$$

$$Q = \frac{q - q^*}{q^*} \tag{2.9}$$

onde e_f é a deformação de engenharia de falha e q a redução de área real na falha.

O parâmetro q^* é uma medida teórica da redução de área sem concentração de discordâncias. Já o parâmetro Q é uma comparação entre as reduções de área teórica e real. Valores positivos de Q indicam concentração de discordâncias e, consequentemente, maior empescoçamento da peça antes da falha. Valores negativos de Q indicam predominância de cavitação, pois o volume não foi conservado durante a deformação.

2.4 Superplasticidade

A superplasticidade é a capacidade que um material policristalino tem de exibir altas deformações isotropicamente antes de sofrer falha. Nesse caso, a deformação da peça se dá pelo escorregamento de contorno de grãos, ao contrário do mais usual deslocamento de discordâncias.(LANGDON, 2009) Portanto, são três os requerimentos para o fenômeno ser observado:

- Tamanho de grão pequeno: Os grãos que compõe o material devem possuir diâmetro menor que 10 μm, ou seja, devem ser grãos finos (GF) ou grãos ultrafinos (GUF). Quanto menor o tamanho de grão, menor são as temperaturas e maiores as taxas de deformação aceitáveis.
- Alta temperatura: A temperatura do material deve exceder 40% de sua temperatura de fusão $T_{\rm f}$.
- Baixa taxa de deformação: A deformação do material deve ocorrer em pequenas taxas, geralmente entre 10⁻⁴ s⁻¹ e 10⁻¹ s⁻¹.

A superplasticidade acontece em altas temperaturas e por períodos prolongados, o que pode aumentar o tamanho de grão do material, afetando o desenvolvimento do fenômeno. Para controlar esse efeito, técnicas de ancoramento de grãos são utilizadas, como por exemplo pela dispersão de finas partículas em outra fase no material, limitando o diâmetro do grão como descrito na equação (2.1). Entretanto, as partículas adicionadas podem favorecer a perda de coesão da fase principal, consequentemente facilitando a formação de vazios de cavitação, que por sua vez promovem a fatura do material. Para minimizar esse efeito podem ser utilizadas partículas coerentes, que geram menos concentração de tensões que as incoerentes, e aplicação de contrapressão na peça durante o processo de *blow-forming*, o que altera as direções de escorregamento dos grãos e fecha os vazios de cavitação.

A curva de tensão deformação no regime superplástico é descrita pela equação

$$\sigma = K\dot{\varepsilon}^m \tag{2.10}$$

onde σ é a tensão aplicada, $\dot{\varepsilon}$ a taxa de deformação e K e m constantes relacionadas ao material e temperatura do processo. A Figura 2.5 ilustra o comportamento superplástico observado em uma liga de Pb-Sn.



FIGURA 2.5 – Primeiro experimento científico mostrando a superplasticidade com uma liga de Pb-Sn alongando 1950%.(LANGDON, 2009)

2.4.1 Superplasticidade nas ligas de alumínio

Ligas de alumínio superplásticas tem diversas aplicações comerciais. Enquanto deformações de 200% são geralmente observadas, ligas de alumínio superplásticas podem chegar a até 1200% de deformação. Isso, combinado com a capacidade de produção de peças leves, resistentes e de geometria complexa, fez com que essa ligas fossem largamente usadas nas indústrias aeronáuticas e automobilísticas por mais de 50 anos. (CARUNCHIO *et al.*, 2018)

Na industria aeronáutica, as principais aplicações para ligas de alumínio superplásticas são peças não estruturais ou que são submetidas a pouca carga, como portas, extremidades de asa e proteções de equipamentos. Recentemente, mais de 40% da produção de aeronaves utilizam peças com propriedades superplásticas. O Al5083 é a liga superplástica mais procurada comercialmente, sendo várias toneladas do material utilizadas por ano. (PEREIRA *et al.*, 2016)

2.4.2 Ensaios de tração para avaliação da superplasticidade

O estudo de propriedades superplásticas de metais é feito através de dois ensaios mecânicos são fundamentais: ensaio de tração a quente e ensaio em saltos. O ensaio de tração realizado neste trabalho foi baseado na norma ASTM E 2448, no qual a deformação é medida pelo deslocamento da própria máquina com o auxílio de um software capaz de manter uma taxa de deformação verdadeira quase constante.

Para a realização do ensaio de tração, há um forno que deve manter constante a temperatura do corpo de prova durante todo o teste. Antes de se iniciar o teste, o forno deve ser aquecido até a temperatura desejada e essa deve ser mantida estável, devendo a amostra ser protegida durante o processo de dilatação dos dispositivos.

Os corpos de prova são presos em suportes que fornecem a tração para deformação do corpo de prova. A fim de se manter a taxa de deformação verdadeira constante, a velocidade da máquina, V, foi controlada de acordo com a Equação :

$$V = \varepsilon [L_0(1+e)] \tag{2.11}$$

Nessa equação, ε é a deformação verdadeira, L_0 é o comprimento inicial e e é a deformação de engenharia do corpo de prova. A partir da força aplicada da máquina, F, e do deslocamento por ela sofrido, ΔL , obteve-se os valores de tensão e deformação verdadeiras, de acordo com as Equações (2.5) e (2.4).

O Ensaio em Saltos tem o objetivo de analisar as propriedades resultantes da superplasticidade. Da mesma forma que o no ensaio de tração, deve haver um controle da temperatura do forno a fim de manter constante a temperatura do corpo de prova durante todo o teste. Além disso, a velocidade é controlada da mesma forma que no ensaio de tração, de acordo com a Equação (2.11). O objetivo desse teste é a determinação do coeficiente de sensibilidade à taxa de deformação do material, m. Para dois degraus adjacentes, a taxas $\dot{\varepsilon_1} \in \dot{\varepsilon_2}$, o valor de m é determinado pela Equação (2.12).

$$m = \frac{\log(\frac{\sigma_1}{\sigma_2})}{\log(\frac{\dot{\varepsilon}_1}{\dot{\varepsilon}_2})} \tag{2.12}$$

Onde σ_1 e σ_2 são as tensões médias dos dez últimos valores do primeiro degrau e dos dez primeiros valores do segundo degrau, respectivamente.

3 Materiais e métodos

O material utilizado neste trabalho foi a liga de alumínio Supral 100 (Al- 6%Cu-0,5%Zr), que foi confeccionada e tratada termicamente utilizando-se diferentes parâmetros. As amostras foram obtidas através da fusão dos materiais nas proporções correspondentes em um forno a vácuo e solidificadas rapidamente. Na Figura 3.1 estão detalhados em ordem de execução os procedimentos experimentais utilizados ao longo deste trabalho.



FIGURA 3.1 – Fluxograma do processo de fabricação e teste dos corpos de prova.

3.1 Fusão

Para a confecção deste trabalho foram realizadas duas etapas de fusão no forno à vácuo no Laboratório de Fusão e Refino (LFRE) da Divisão de Materiais (AMR) do Instituto de Aeronáutica e Espaço (IAE), mostrado na Figura 3.2, no qual seguiu-se os seguintes procedimentos de fusão com solidificação rápida, também detalhados na Tabela 3.1:

(F1) Refusão de uma barra de Supral 100 com a seguinte composição: 401,8g de Alumínio 1050 em formato de moedas; 130,2g de uma anteliga de Alumínio e Zircônio (2,5% Zr) em formato de placas e 122,8g de uma anteliga de Alumínio e Cobre (32% Cu).

(F2) Fusão de 129,8g de Alumínio 1050 em formato de moedas; 43,1g de uma anteliga de Alumínio e Zircônio (2,5% Zr) em formato de placas e 37,1g de uma anteliga de Alumínio e Cobre (32% Cu).

Fusão	Al 1050 (g)	Al-2,5%Zr (g)	Al-32%Cu (g)	Massa total (g)
1	401,8	130,2	122,8	654,8
2	129,8	43,1	37,1	210

TABELA 3.1 – Massas das anteligas usadas para a fusão do Supral 100.

A temperatura dos banhos foram de 1100°C para que todos os componentes estivessem homogeneamente distribuídos, e após a homogeneização, resfriou-se até a temperatura de 850° C (temperatura de vazamento) (BARNES *et al.*, 2010). O processo de solidificação foi ocorrido de forma rápida em uma lingoteira de cobre de formato cilíndrico com 26mm de diâmetro, conforme apresentado na Figura 3.3, e a atmosfera do banho era de Argônio com pressão variando de 5.10^{-1} a 8.10^{-1} Torr.



FIGURA 3.2 – Forno à vácuo da AMR utilizado no processo de fusão.



FIGURA 3.3 – Ligoteira utilizada para a solidificação rápida.

3.2 Tratamento térmico

Após a preparação da liga foi realizado o processo de precipitação. Este processo permite que se formem partículas finas de Al_3Zr , que contribuem para o ancoramento do crescimento de grão, permitindo que o desempenho superplástico do material seja observado para taxas maiores de deformação.

Com o intuito de observar a influência deste processo nas propriedades finais da peça, foram realizados dois tipos de precipitação: a barra obtida através da refusão (F1) foi colocada no forno à 450°C durante 8 horas e aquela obtida através da fusão (F2) foi levada ao forno à 320°C durante 16 horas.

Após esse processo, as amostras foram laminadas à quente e separadas 3 amostras descritas abaixo e representadas na Tabela 3.2:

(A1) Amostra obtida a partir do processo de refusão (F1) com tratamento térmico de precipitação no forno a 450°C por 8 horas;

(A2) Amostra obtida a partir do processo de fusão (F2), precipitação de 16 horas à 320°C e solubilização de 24 horas à 520°C;

(A3) Amostra obtida a partir do processo de fusão (F2) e precipitação de 16 horas à 320°C não solubilizada;

Amostro	Tratamento Térmico			
Amostra	Precipitação	Solubilização		
A1	$450^{\circ}\mathrm{C/8h}$	_		
A2	$320^{\circ}\mathrm{C}/16\mathrm{h}$	$520^{\circ}\mathrm{C}/24\mathrm{h}$		
A3	$320^{\circ}\mathrm{C}/16\mathrm{h}$	_		

TABELA 3.2 – Tabela com os tratamentos térmicos das amostras

3.3 Laminação

Após o tratamento térmico de precipitação, realizou-se a laminação a quente, utilizandose um laminador da marca Fenn e o auxilio de um forno a 450°C, onde a amostra era levada durante 15 minutos entre cada passe. Em seguida, foi realizada a laminação à frio utilizando o mesmo laminador com o objetivo de redução da espessura em torno de 90%.

As lâminas provenientes do processo de laminação foram usinadas em formato padrão de corpo de prova para serem utilizadas no teste de tração a quente.



FIGURA 3.4 – Modelo do corpo de prova para ensaio de tração. (adaptada de ASTM 2448 International, 2015)

3.4 Estudo de Recristalização

O passo seguinte foi o ensaio de recristalização das amostras. Realizou-se ensaios com a temperatura de 400°C variando os intervalos de tempo. A partir deste ensaio foi possível definir o tempo necessário para que os corpos de prova fossem recristalizados antes de iniciar o ensaios mecânicos.

Nesta fase da análise, foram realizados ensaios mecânicos de dureza, no qual as amostras foram ensaiadas pelo método de dureza Vickers em um durômetro universal de marca Wolpert, modelo Dia Testor 2Rc, mostrado na Figura 3.5, com força de aplicação de 20kgf durante 20 segundos.



FIGURA 3.5 – Durômetro universal marca Wolpert.

3.5 Ensaio de Tração

Os corpos de prova foram analisados por meio de ensaios mecânicos em saltos e ensaios de tração a quente até a ruptura em uma máquina universal de ensaios mecânicos de marca Instron, modelo 5500R, com forno de aquecimento, mostrado na Figura 3.6.

Para o ensaio em saltos, os corpos de prova foram estudados nas temperaturas de 480°C e 520°C com taxas de deformação de acordo com a Tabela 3.3. No ensaio de tração, as amostras foram avaliadas até ruptura nas temperaturas de 480°C e 520°C.

Salto	Taxa de deformação (s^{-1})
1	$1, 0.10^{-4}$
2	$5, 0.10^{-4}$
3	$1, 0.10^{-3}$
4	$5, 0.10^{-3}$
5	$1, 0.10^{-2}$

TABELA 3.3 – Valores das taxas de deformação utilizadas em cada salto do ensaio de tração em saltos

O forno era mantido ligado, fechado e com o corpo de prova em posição durante 1 hora entre cada ensaio. Este período era necessário para a realização de um equilíbrio térmico dos elementos da máquina que ficavam dentro do forno.



FIGURA 3.6 – Máquina e forno utilizados nos Ensaios de Tração.

3.6 Análise metalográfica

Após a análise dos gráficos resultantes do ensaio de recristalização, foi possível identificar o tempo necessário para que os corpos de prova fossem recristalizados. As amostras do teste de recristalização foram embutidas para a análise microscópica no Microscópio Eletrônico de Varredura de marca TESCAN, modelo Vega3 XMU, mostrado na Figura 3.7.

CAPÍTULO 3. MATERIAIS E MÉTODOS



FIGURA 3.7 – Microscópio Eletrônico de Varredura.

4 Resultados e discussões

4.1 Laminação

O início do processo de laminação visou modificar a forma circular da seção transversal do lingote, obtendo-se uma forma retangular com espessura de 19,4mm. Realizou-se 5 passagens pelo laminador obtendo-se uma espessura de 8,7mm. A intenção era uma redução de 15% a 20% em cada passe e estes valores encontram-se na Tabela 4.1.

Passe	Valor esperado (mm)	Valor real (mm)
1	19,4	19,4
2	16,5	16,4
3	13,1	13,1
4	11,1	11,1
5	8,9	8,7

TABELA 4.1 – Controle da espessura em cada passe da laminação a quente

Após esse processo, foram separadas 3 amostras conforme descrito na Tabela 3.2 e realizada a solubilização da amostra A2 durante 24 horas no forno à 520°C.

Em seguida, foi realizada a laminação à frio utilizando o mesmo laminador. Foram feitos corpos de prova com espessuras finais de aproximadamente 2,2 mm e 1,5 mm, obtendo-se uma redução aproximada de 88% e 92%, respectivamente. Os valores obtidos no processo de laminação a frio encontram-se na Tabela 4.2. A partir das amostras laminadas foram obtidas tanto amostras padrão para o teste de tração quanto amostras para o estudo de recozimento e metalografia.

Deccor	Valen espende (mm)	Valor Real (mm)		
r asses	valor esperado (mm)	A1	A2	A3
1	8,5	8,3	8,5	8,5
2	7,2	7,4	7,3	7,3
3	6,2	6,4	6,2	6,2
4	$5,\!3$	5,5	5,3	$5,\!3$
5	4,5	4,8	4,5	4,5
6	3,8	3,9	3,7	3,7
7	3,1	3,4	3,3	3,3
8	2,8	3,1	2,8	2,8
9	2,4	2,6	2,5	2,5
10	2,1	2,3	2,2	2,2
11	1,7	-	1,7	1,7
12	1,5	-	1,5	1,5

TABELA 4.2 – Controle da espessura em cada passe da laminação a frio

Observa-se a partir da Tabela 4.2 que a amostra A1 foi laminada a frio até atingir a espessura final de 2,3 mm, enquanto as amostras A2 e A3 foram laminadas até a espessura final de 1,5 mm. Os corpos de prova A2 e A3, além de servirem como objeto de comparação para a amostra A1, também foram utilizados para comparação com outros trabalhos do mesmo material com processos de fundição e tratamentos térmicos distintos realizados por outras equipes.

A quantidade de corpos de prova depende diretamente do sucesso no processo de laminação. No processo de laminação a frio, quanto menor era a espessura do lingote, maior era a probabilidade de aparecer trincas que comprometem a confecção de corpos de prova nas condições sugeridas pela norma ASTM 2448, mostrado na Figura 3.4.

As trincas que apareciam nos lingotes durante cada passe eram analisadas e quando as trincas se propagavam para o centro do lingote eram retiradas utilizando-se o processo de lixamento. A contabilização final dos corpos de prova resultantes encontram-se na Tabela 4.3.

Corpos de Prova	Espessura (mm)	Quantidade (un)
A1	$2,\!3$	6
A2	1,5	5
A3	1,5	6

TABELA 4.3 – Contabilização dos corpos de prova

4.2 Ensaios de Recristalização

O primeiro ensaio realizado foi o ensaio de recristalização, cujo objetivo é designar os parâmetros de tempo e temperatura ideais para o tratamento térmico dos corpos de prova a fim de garantir que estes estejam recristalizados por ocasião do ensaio de tração a quente.

Considerou-se a temperatura de 400°C como a temperatura de recristalização do material e as amostras foram submetidas a uma nova análise para verificar o tempo necessário para ocorrer esta recristalização.

As amostras A1, A2 e A3, conforme definidas na seção de materiais e métodos foram colocadas no forno com a temperatura de 400°C nos intervalos de tempo de 2, 5, 10, 15, 30, 60 e 90 minutos. Os valores das durezas para cada intervalo de tempo encontram-se representados no gráfico da Figura 4.1.



FIGURA 4.1 – Gráfico da variação da dureza Vickers em relação ao tempo na temperatura de 400°C

Nota-se a partir da Figura 4.1 que a recristalização na temperatura de 400°C para todas as amostras ocorrem nos primeiros minutos, sendo representado por uma queda brusca no valor da dureza. Desta forma, determinou-se como sendo os parâmetros para a recristalização dos corpos de prova a temperatura de 400°C durante 15 min.

4.3 Propriedades Mecânicas

Os corpos de prova foram devidamente tratados com os parâmetros encontrados no ensaio de recristalização e analisados por meio de ensaios mecânicos em saltos e ensaios de tração a quente até a ruptura.

O principal objetivo do ensaio em saltos é a investigação da taxa de deformação mais adequada para que o material obtenha um melhor desempenho de superplasticidade. Foram ensaiados os corpos de prova das amostras A1, A2 e A3 na temperaturas de 480°C e das amostras A1 e A3 na temperatura de 520°C com os valores das taxas de acordo com a Tabela 3.3 e os resultados encontram-se representados na Figuras 4.2 e 4.3, respectivamente.



FIGURA 4.2 – Gráfico da Tensão Verdadeira (MPa) em função da Deformação Verdadeira obtido no ensaio em saltos para a temperatura de 480° C



FIGURA 4.3 – Gráfico da Tensão Verdadeira (MPa) em função da Deformação Verdadeira obtido no ensaio em saltos para a temperatura de $520^{\rm o}{\rm C}$

De acordo com os valores encontrados nos ensaios em saltos, foi possível calcular o valor do coeficiente de sensibilidade à taxa de deformação utilizando a Equação 2.12. Os resultados encontrados estão apresentados na Tabela 4.4 para a temperatura de 480°C e Tabela 4.5 para a temperatura de 520°C.

TABELA 4.4 – Valores dos coeficientes de sensibilidade à taxa de deformação para o ensaio em saltos a $480^{\rm o}{\rm C}$

Salta Ta	Taxa de deformação (s^{-1})	Valor de m		
Salto		A1	$\mathbf{A2}$	A3
1	$1, 0.10^{-4}$	$0,\!53$	0,25	$0,\!56$
2	$5, 0.10^{-4}$	0,26	0,24	0,30
3	$1, 0.10^{-3}$	0,20	0,19	0,23
4	$5, 0.10^{-3}$	0,15	0,17	0,16
5	$1, 0.10^{-2}$	0,13	0,15	0,13

Salta	Salto Taxa de deformação	Valores de m		
Salto		A1	A3	
1	$1, 0.10^{-4}$	0,27	$0,\!85$	
2	$5, 0.10^{-4}$	0,22	$0,\!55$	
3	$1, 0.10^{-3}$	0,21	$0,\!36$	
4	$5, 0.10^{-3}$	0,19	0,18	
5	$1, 0.10^{-2}$	0,18	$0,\!17$	

TABELA 4.5 – Valores dos coeficientes de sensibilidade à taxa de deformação para o ensaio em saltos a $520^{\rm o}{\rm C}$

A partir dos valores das Tabelas 4.4 e 4.5, foi possível construir um gráfico do coeficiente de sensibilidade à taxa de deformação (m) em função da taxa de deformação ($\dot{\varepsilon}$) para as amostras A1, A2 e A3 na temperatura de 480°C, e das amostras A1 e A3 na temperatura de 520°C conforme apresentado na Figura 4.4.



FIGURA 4.4 – Gráfico dos valores de m
 para cada taxa de deformação das amostras A1, A2 e A3 nas temperaturas de 480°C
e $520^{\circ}\mathrm{C}$

Segundo (PADMANABHAN; DAVIES, 1980), quanto maior o valor do coeficiente (m), maior será a capacidade de distribuir a deformação ao longo no corpo de prova, e consequentemente, maior a probabilidade de ocorrer o desempenho de superplasticidade no material.

A análise do gráfico da Figura 4.4 permite concluir que para todas as condições de amostras deste trabalho, quanto maior a taxa de deformação, menor é o coeficiente se sensibilidade. No entanto, a escolha da melhor taxa para realizar o ensaio de tração foi baseada, tanto nos resultados obtidos ao longo deste trabalho, quanto em resultados anteriores para esta mesma liga.

De acordo com (LANGDON *et al.*, 2001), para a temperatura de 450°C a uma taxa de $1, 0.10^{-2}s^{-1}$ utilizando um material com as mesmas características do material estudado, foi possível obter um alongamento maior que 1000% no corpo de prova com as mesmas características das amostras utilizadas neste trabalho.

Desta forma, optou-se por utilizar as taxas de $1, 0.10^{-2}s^{-1}$ e $5, 0.10^{-4}s^{-1}$ com as temperaturas de 480°C e 520°C para a realização dos ensaio de tração a quente até a ruptura. Os resultados dos ensaios estão apresentados nas Figuras 4.5, 4.6, 4.7 e 4.8.



FIGURA 4.5 – Gráfico de Tensão Verdadeira (MPa) em função da Deformação Verdadeira obtido no ensaio de tração para a temperatura de 480°C e taxa de $1, 0.10^{-2}s^{-1}$



FIGURA 4.6 – Gráfico de Tensão Verdadeira (MPa) em função da Deformação Verdadeira obtido no ensaio de tração para a temperatura de $480^{\rm o}{\rm C}$ e taxa de $5,0.10^{-4}s^{-1}$



FIGURA 4.7 – Gráfico de Tensão Verdadeira (MPa) em função da Deformação Verdadeira obtido no ensaio de tração para a temperatura de 520°C e taxa de $1, 0.10^{-2}s^{-1}$



FIGURA 4.8 – Gráfico de Tensão Verdadeira (MPa) em função da Deformação Verdadeira obtido no ensaio de tração para a temperatura de 520° C e taxa de $5, 0.10^{-4}s^{-1}$

A partir dos gráficos mostrados nas Figuras 4.5, 4.6, 4.7 e 4.8 foi possível observar que as amostras apresentaram maior desempenho de superlpasticidade para a temperatura de 520°C para as duas taxas de deformação utilizadas. As imagens dos corpos de prova encontram-se no Anexo A de acordo com as Figuras A.1, A.2, A.3, A.4, A.5 e A.6.

A amostra A1 (precipitada em alta temperatura), respondeu com um alto desempenho de superplasticidade, em torno de 1,5 de deformação verdadeira para a taxa de 5, $0.10^{-4}s^{-1}$ na temperatura de 520°C, que corresponde a uma deformação percentual em torno de 370%. De acordo com a Figura A.2, é possível comparar os corpos de prova resultantes dos ensaios mecânicos.

Observou-se que a amostra solubilizada A2 apresentou maior deformação verdadeira em relação à A1 e A3 para a taxa de $1, 0.10^{-2}s^{-1}$, enquanto que para taxa de $5, 0.10^{-4}s^{-1}$ apresentou uma menor deformação. Pode-se afirmar, portanto, que o tratamento térmico de solubilização é eficiente para altas taxas.

A análise do gráfico na Figura 4.4, mostra que para a taxa de $5, 0.10^{-4}s^{-1}$ o maior valor do coeficiente de sensibilidade (m) obtido é o da amostra A3 à 520°C. Para a taxa de $1, 0.10^{-2}s^{-1}$ a amostra A1 à 520°C apresenta um maior valor de m. No entanto, os resultados obtidos através do ensaio de tração mostraram um maior desempenho de superplasticidade para a amostra A1 à 520°C na taxa de $5, 0.10^{-4}s^{-1}$ e A2 à 520°C na taxa de $1, 0.10^{-2}s^{-1}$ com as deformações verdadeiras de 1, 5 e 1, respectivamente.

Este fenômeno nos sugere que uma melhor distribuição da deformação ao longo do corpo de prova não é um parâmetro suficiente para determinar a propriedade superplástica do material. Existem outros fenômenos que interferem diretamente para a ruptura do material, tal como a cavitação.

A cavitação é um fenômeno que ocorre nos materiais devido a perda de coesão entre os grãos, causado principalmente pelas partículas de segunda fase. Se por um lado essas partículas auxiliam no processo de ancoramento de grão, do outro, provocam defeitos durante a deformação superplástica chamados vazios de cavitação.

Segundo (PILLING; RIDLEY, 1988), a fratura nos materiais superplásticos acontece devido a coalescência desses vazios. Desta maneira, as partículas de segunda fase podem limitar a ductilidade do material. Uma forma de minimizar os efeitos dos vazios de cavitação é a aplicação de contrapressão nas superfícies. Isso altera as direções de escorregamento do grão e faz com que os vazios se fechem.

Uma outra maneira de avaliar o desempenho de superplasticidade dos materiais, é analisando a estrutura do corpo de prova no ponto de ruptura. De acordo com as Equações 2.8 e 2.9, foi possível calcular os valores de Q para os corpos de prova após a ruptura. Os valores encontram-se na Tabela 4.6 e 4.7.

Amostro	Taxa		
Amostra	$1, 0.10^{-2}s^{-1}$	$5, 0.10^{-4} s^{-1}$	
A1	0,83	0,20	
A2	0,72	0,44	
A3	0,77	0,22	

TABELA 4.6 – Valores de Q para a temperatura de 480°C

Amostro	Taxa		
Amostra	$1, 0.10^{-2} s^{-1}$	$5, 0.10^{-4} s^{-1}$	
A1	$0,\!62$	0,09	
A2	$0,\!47$	0,06	
A3	0,77	0,06	

De acordo com (KULAS *et al.*, 2006), os valores de Q representados nas Tabelas acima indicam que ocorreu um menor empescoçamento do corpo de prova no ponto de ruptura para as amostras na taxa de $5, 0.10^{-4}s^{-1}$ e temperatura de 520° C. Pode ser observado o nível de empescoçamento do material a partir das Figuras dos corpos de prova que encontram-se no Anexo A1.

4.4 Avaliação Microestrutural

As amostras recozidas a 400°C durante 15 minutos (parâmetros obtidos no ensaio de recristalização) foram submetidas a uma análise no MEV com o intuito de verificar a microestrutura das amostras após a recristalização. Foram feitas imagens aumentadas em 700 e 5000 vezes, conforme mostradas nas Figuras 4.9,4.10 e 4.11.



FIGURA 4.9 – Imagens da superfície das amostra A1 recozida na temperatura de 400°C durante 15 minutos ampliadas em: 700X em a) e 5000X em b)



FIGURA 4.10 – Imagens da superfície das amostra A2 recozida na temperatura de 400°C durante 15 minutos ampliadas em: 700X em a) e 5000X em b)



FIGURA 4.11 – Imagens da superfície das amostra A3 recozida na temperatura de 400°C durante 15 minutos ampliadas em: 700X em a) e 5000X em b)

A análise das figuras obtidas pelo microscópio de varredura eletrônicas são fundamentais para a melhor compreensão dos fenômenos ocorridos durante os ensaios de tração. Acredita-se que a causa principal do rompimento dos corpos de prova nos ensaios de tração tenham sido relacionados aos vazios de cavitação causados pelas partículas de segunda fase (Al_3Zr). De acordo com (KULAS, 2005), quanto maior for o tamanho das partículas de segunda fase, maior será a quantidade dos vazios de cavitação.

A partir do EDS, foi possível analisar a composição química das imagens das Figuras 4.9, 4.10 e 4.11 através de uma varredura, tendo como resultado os espectros mostrados na Figura 4.12.



FIGURA 4.12 – Gráficos dos espectros para identificação dos elementos dos grãos das amostras: grãos pequenos em a), grãos maiores em b) e matriz em c)

De acordo com os espectros, a porcentagem de Zr contido na análise dessas pertículas

menores na Figura 4.12 a), nos sugere que as partículas menores observados nas análises microestruturais possivelmente poderiam ser do precipitado de segunda fase. Para que se tenha certeza é necessário realizar outros tipos de análise da microestrutura.

5 Conclusões

O objetivo principal deste trabalho foi avaliar a influência de processamentos termomecânicos nas propriedades mecânicas da liga Supral 100 no desempenho da superplasticidade. A base teórica apresentada na revisão bibliográfica contribuiu sobremaneira para a melhor compreensão do comportamento desta liga, além de auxiliar na justificativa dos resultados encontrados nos testes de tração.

De acordo com (FUNATANI K., 2000) acredita-se que o tamanho da partícula de segunda fase esteja diretamente relacionado à taxa de solidificação de forma que quanto maior for esta taxa, menor será o tamanho de grão do precipitado. Além disso, a solidificação rápida auxilia que o elemento de liga seja mantido em solução sólida, possibilitando o controle da precipitação e do tamanho de grão dessas partículas.

Considerou-se que a taxa de solidificação em ambas as fundições foram aproximadamente iguais devido as mesmas condições de temperatura, pressão e tempo utilizadas durante o banho. Portanto, o fato da estrutura microscópica das superfícies das amostras serem diferentes deve-se exclusivamente ao fato de terem sido tratadas termicamente de formas distintas.

Durante o processo de laminação houve uma grande dificuldade devido ao tamanho e geometria do lingote proveniente da fusão do material. A lingoteira utilizada, conforme a Figura 3.3, possuía o formato cilíndrico com aproximadamente 26cm de diâmetro. Desta forma, exigiu-se que os primeiros passes da laminação transformassem a área da seção transversal na forma retangular. Acredita-se que utilizando-se uma lingoteira com diâmetro maior, ou geometria retangular, facilitaria processo laminação.

Os resultados obtidos através dos ensaios de tração até a ruptura permitiram concluir que para a temperatura de 520°C, o desempenho de superplasticidade nas nas ligas apresentou um resultado melhor do que para a temperatura de 480°C. Além disso, conclui-se que a solubilização da liga, conforme realizado na amostra A2, permitiu que esta apresentasse um melhor desempenho para taxas menores de deformação.

Pode-se concluir que dentre os processos termomecânicos que foram realizados nas amostras, aquele que apresentou um melhor desempenho de superplasticidade foi a precipitação na temperatura de 450°C durante 8 horas, que foi feita na amostra A1. Esta amostra apresentou uma deformação em torno de 370% do tamanho inicial do corpo de prova.

A análise das rupturas dos corpos de prova nos permitiram concluir que para taxas maiores, o empescoçamento da seção de ruptura é bem mais expressivo do que para taxas lentas. O empescoçamento caracteriza uma falha na distribuição da deformação ao longo do corpo de prova. Este fato nos sugere que para taxas de deformação mais lentas predomina a deformação por deslizamentos dos contornos de grãos, característico da deformação superplástica, enquanto que para taxa de deformação mais rápidas, existe a predominância de escorregamento de discordâncias, característicos da deformação plástica.

Portanto, pode-se concluir que o objetivo do trabalho de avaliar as propriedades superplásticas da liga de alumínio Supral 100 foi concluída com êxito. Com os resultados deste trabalho foi possível gerar uma base de dados, para a melhor compreensão do comportamento mecânico desta liga. Além disso, foi possível obter um resultado dentro do esperado apenas para a amostra A1, de acordo com a literatura, em relação ao desempenho de superplasticidade do material.

Para a sugestão de trabalhos futuros, acredita-se que o desempenho de superplasticidade da liga poderia ser consideravelmente elevada utilizando diferentes processos de laminação, tal como a laminação criogênica com o intuito de diminuir o tamanho do grão. Além disso, a análise dos vazios de cavitação nos corpos de prova rompidos poderiam auxiliar na compreensão dos efeitos causados na superfície da fratura do corpo de prova.

Referências

BARNES, A.; STOWELL, M.; GRIMES, R.; LAYCOCK, D.; WATTS, B. Forty years since the invention of supral alloys and look where we are now. **Key Engineering** Materials, v. 433, p. 11–30, mar. 2010.

CALLISTER, W. D. Materials Science and Engineering: An Introduction. 7th. ed. New York: John Wiley Sons, Inc., 2007.

CARUNCHIO, A. F.; PEREIR, D. A.; BATALHA, M. H. F.; RESENDE, H. B.; ANTUNES, A. da S. The effectiveness of back pressure in superplastic blow forming of aluminum alloy aa 5083 performed at very favorable conditions for cavitation growth. jun 2018.

CH, V. R.; REDDY, G. M.; RAO, K. S. Influence of tool pin profile on microstructure and corrosion behaviour of aa2219 al-cu alloy friction stir weld nuggets. **Metalirgical and Mterials Transactions**, mar. 2015.

FUNATANI K., T. G. E. Superplasticity, superplastic forming and diffusion bonding of aluminum alloys. In: 20TH ASM HEAT TREATING SOCIETY CONFERENCE PROCEEDINGS, 2000, St. Louis, Missouri. [S.l.], 2000. p. 155–164.

HIGASHI K., O. T. N. Y. Superplastic behavior of commercial aluminum bronze. Scripta Metallurgica, v. 19, p. 821–823, abr. 1985.

KULAS, M. Deformation mechanisms in superplastic aa5083 materials. Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science, v. 36, n. 5, p. 1249–1261, 2005. Disponível em: <hr/><http://dx.doi.org/10.1007/s11661-005-0217- x>.

KULAS, M.; GREEN, P.; TALEFF, E.; KRAJEWSKI, P.; MCNELLEY, T. Failure mechanisms in superplastic aa5083 materials. **Metalirgical and Mterials Transactions**, v. 37A, p. 645–655, mar. 2006.

LANGDON, G. T.; XU, C.; LEE, S. An investigation of cavity development in a superplastic aluminium alloy prepared by equal-channel angular pressing. **Trans Tech Publications**, v. 357-359, p. 521–526, 2001.

LANGDON, T. G. Seventy-five years of superplasticity: Historic developments and new opportunities. Journal of Materials Science, v. 44, n. 22, p. 5998–6010, ago. 2009.

PADMANABHAN, K. A.; DAVIES, G. J. Superplasticy. v. 1, 1980.

PEREIRA, D. A.; BATALHA, M. H. F.; CARUNCHIO, A. F.; RESENDE, H. B. Analysis of superplastic forming process applied to aerospace industry: Case study of al 5083 alloy. oct 2016.

PILLING, J.; RIDLEY, N. Cavitation in superplastic alloys and the effect of hydrostatic pressure. **Res mechanica**, v. 23, n. 1, p. 31–63, 1988.

TOKUDA M, e. a. Discussions on constitutive equations of superplastic 5083 aluminum alloy. **International Journal of Mechanical Sciences**, v. 43, n. 9, p. 2035–2046, jan. 2001.

Anexo A - Fotos de resultados

A.1 Fotos dos Resultados dos Ensaios de Tração



FIGURA A.1 – Comparação dos corpos de prova de A1 utilizados nos ensaios de tração em saltos e tração até a ruptura na temperatura de $480^{\rm o}{\rm C}$



FIGURA A.2 – Comparação dos corpos de prova de A1 utilizados nos ensaios de tração em saltos e tração até a ruptura na temperatura de 520° C



FIGURA A.3 – Comparação dos corpos de prova de A2 utilizados nos ensaios de tração em saltos e tração até a ruptura na temperatura de $480^{\circ}{\rm C}$



FIGURA A.4 – Comparação dos corpos de prova de A2 utilizados no ensaio de tração até a ruptura na temperatura de $520^{\rm o}{\rm C}$



FIGURA A.5 – Comparação dos corpos de prova de A3 utilizados nos ensaios de tração em saltos e tração até a ruptura na temperatura de $480^{\rm o}{\rm C}$



FIGURA A.6 – Comparação dos corpos de prova de A3 utilizados nos ensaios de tração em saltos e tração até a ruptura na temperatura de $480^{\rm o}{\rm C}$

^{1.} CLASSIFICAÇÃO/TIPO ^{2.} DATA ^{3.} REGISTRO N° ^{4.} N° DE PÁGINAS TC 22 de novembro de 2018 DCTA/ITA/TC-116/2018 57
TC 22 de novembro de 2018 DCTA/ITA/TC-116/2018 57
^{5.} TÍTULO E SUBTÍTULO:
A influência do processamento termomecânico nas propriedades mecânicas da liga de alumínio supral 10
Davi Pontos Nagaratti: Loão Padro Maja Sadi
7. INSTITUIÇÃO(ÕES)/ÓRGÃO(S) INTERNO(S)/DIVISÃO(ÕES):
Instituto Tecnológico de Aeronáutica – ITA
$\mathbf{P}_{\mathbf{A}} = \mathbf{P}_{\mathbf{A}} + $
Ligas de aluminio, Superplasticidade, Solidificação rapida, Engenharia mecanica, Ensaios de materia Ensaios mecânicos, Engenharia de materiais, Metalurgia. 9.PALAVRAS-CHAVE RESULTANTES DE INDEXAÇÃO:
Ligas de alumínio; Propriedades mecânicas; Ensaios de materiais; Termoplasticidade; Ensaios mecânicos Engenharia de materiais.
^{10.} APRESENTAÇÃO: X Nacional Internacional
ITA, São José dos Campos. Curso de Graduação em Engenharia Mecânica e Aeronáutica. Orientado Prof. Dr. João Pedro Valls Tosetti; coorientador: Prof. Dr. Andre da Silva Antunes. Publicado em 2018.
THE RESUMO:
Com este trabalho objetivou-se fundir e solidificar rapidamente uma liga de alumínio denominada Supi
100, que possui propriedades superplásticas. Espera-se que a solidificação rápida refine os precipitad
primários da liga e melhore sua superplasticidade. O lingote, proveniente da fusão, foi submetido
diferentes tratamentos termomecânicos a fim de otimizar o desempenho de superplasticidade. Além diss
realizou-se um estudo da recristalização para identificar parâmetros de tratamento térmico de recoziment
As amostras, após os tratamentos térmicos, foram analisadas com o auxílio ensaios mecânicos
microestruturais, com a finalidade de avaliar as propriedades superplásticas das amostras recozidas.
^{12.} GRAU DE SIGILO
(X) OSTENSIVO () RESERVADO () SECRETO