

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS**

RECICLAGEM DE CAVACOS DE LIGAS DE ALUMÍNIO 7050-T7451
UTILIZANDO CONFORMAÇÃO POR SPRAY E TRATAMENTOS TERMO-
MECÂNICOS

Alexandre Hyodo

São Carlos
2012

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS**

**RECICLAGEM DE CAVACOS DE LIGAS DE ALUMÍNIO 7050-T7451
UTILIZANDO CONFORMAÇÃO POR SPRAY E TRATAMENTOS TERMO-
MECÂNICOS**

Alexandre Hyodo

Tese apresentada ao
Programa de Pós-Graduação em Ciência
e Engenharia de Materiais como requisito
parcial à obtenção do título de DOUTOR
EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS

Orientação: Dr. Claudemiro Bolfarini

São Carlos

2012

**Ficha catalográfica elaborada pelo DePT da
Biblioteca Comunitária/UFSCar**

H997rc Hyodo, Alexandre.
Reciclagem de cavacos de ligas de alumínio 7050-T7451 utilizando conformação por spray e tratamentos termomecânicos / Alexandre Hyodo. -- São Carlos : UFSCar, 2012.
123 f.

Tese (Doutorado) -- Universidade Federal de São Carlos, 2012.

1. Metalurgia. 2. Reciclagem. 3. Conformação por spray. 4. Processamento termomecânico. 5. Processos de extrusão. 6. Fadiga mecânica. I. Título.

CDD: 669 (20^a)

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho ao meu pai, Elcio Junya Hyodo (*in memorium*) pelo exemplo de pioneirismo e dedicação à profissão de Engenheiro à sua geração. À minha mãe Neuza Kiyoko Yoshida Hyodo, à minha esposa Professora Doutora Vivian, às minhas filhas Gabriela e Carolina por servirem de inspiração para levar esse projeto a termo, e pela compreensão da minha ausência em todos nos momentos em que debrucei sobre esse trabalho. Em especial à Professora Doutora Lucia Mercedes de Avelar, por ter me influenciado fortemente na Arte do Estudo e Saber, pelo seu exemplo de esforço e dedicação à vida em Universidade. E pela forma carinhosa que desvelou a um grupo de adolescentes “donos do mundo” a sutileza paradoxal da vida Acadêmica.

“Nós não herdamos a terra de nossos pais. Estamos tomando emprestada de nossos filhos.” Chefe Seattle.

VITAE DO CANDIDATO

2001 – 2002 Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais

PPG-CEM UFSCar

1989 – 1993: Graduado em Engenharia de Materiais pela UFSCar.

MEMBROS DA BANCA EXAMINADORA DA TESE DE DOUTORADO DE
ALEXANDRE HYODO

APRESENTADA AO PROGRAMA DE PÓS GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS, DA UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS,
EM 09 DE AGOSTO DE 2012.

BANCA EXAMINADORA:



Prof. Dr. Claudemiro Bolfarini
ORIENTADOR



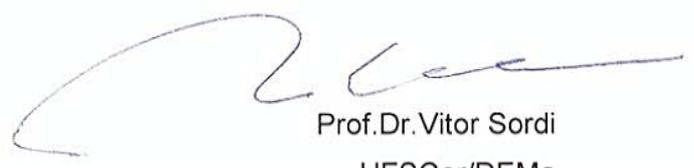
Prof. Dr. Alberto Moreira Jorge Junior
UFSCar/DEMa



Prof. Dr. Carlos de Moura Neto
ITA



Prof. Dr. Difermando Nagle Travessa
Unifesp



Prof. Dr. Vitor Sordi
UFSCar/DEMa

AGRADECIMENTOS

O autor agradece a Deus por me conceder a oportunidade de levar a termo um trabalho cujo objetivo fundamental está na preservação dos Recursos Naturais. Ao Departamento de Engenharia de Materiais da Universidade Federal de São Carlos. Ao Professor Doutor Claudemiro Bolfarini por compartilhar sua experiência e para viabilizar a execução deste trabalho de Doutorado.

A FINEP, cujos recursos disponibilizados permitiram a utilização do Laboratório de Fundição, à manutenção de todos os equipamentos de processamento e a realização dos ensaios mecânicos e de caracterização microestrutural deste projeto.

A Embraer S.A. por disponibilizar um funcionário para desenvolver este projeto de Prospecção Tecnológica dentro da UFSCar. Ao Engenheiro Mauricio Novis Botelho por ser um dos primeiros patrocinadores deste trabalho. Ao Engenheiro Roberto Becker, que em função de sua visão gerencial e corporativa permitiu a execução deste trabalho dentro de sua área. À Equipe do Desenvolvimento Tecnológico que, no âmbito de Prospecção Tecnológica, identificou o potencial de aplicação deste trabalho dentro dos conceitos de sustentabilidade Embraer. Ao Professor Doutor Alberto Moreira Jorge Júnior e Equipe do LCE pelas valiosas discussões e sugestões relacionadas à utilização das técnicas de caracterização microestrutural envolvidas no trabalho.

Ao Professor Doutor Oscar Balancin pelas discussões e sugestões relacionados aos ensaios de torção a quente envolvidos no trabalho. Ao Engenheiro Mestre Fabio Henrique Casarini Geronimo e Engenheiro Doutor Celso Braga de Mendonça pela contribuição fundamental na implementação do procedimento de modelamento da curva tensão – deformação do ensaio de torção a quente.

Aos técnicos do Edson Roberto D’Almeida, Samuel Tonnuci que recebem os méritos pela paciência, dedicação e pró – atividade demonstrada durante a realização das fusões, extrusões, preparações de amostras e tratamentos térmicos.

RESUMO

O objetivo deste trabalho é avaliar a conjugação de técnicas conhecidas de processamento para a definição de uma rota de reciclagem de cavacos de usinagem. Estes são gerados durante a manufatura de peças primárias a partir de placas da liga de alumínio 7050-T7451, adquiridas conforme AMS 4050H. Os principais processos utilizados nesta rota de reciclagem dos cavacos foram: refusão por conformação por spray, processamentos termomecânicos e tratamentos térmicos. O tratamento térmico de homogeneização antes da extrusão e a solubilização antes do envelhecimento melhorou significativamente a resposta do material ao tratamento térmico. A utilização do ensaio de torção a quente foi fundamental para definir a melhor condição de processamento para a obtenção de uma microestrutura refinada. Juntamente com os ensaios de torção a quente, uma metodologia de tratamento e análise dos dados de torção a quente foi desenvolvida. Baseado nos dados obtidos, uma nova matriz de extrusão foi projetada. O tamanho médio de grão de 4,0 μm que foi obtido apresentou boa correlação com as análises do ensaio de torção a quente, para condições semelhantes de processamento. Os resultados obtidos durante a realização dos ensaios mecânicos de tração apresentaram resultados superiores aos especificados na AMS 4050 H. Da mesma forma, os dados preliminares de fadiga do material, mostraram que os dados obtidos estão na mesma nuvem de dispersão dos dados do MMPDS-06 (antigo MIL-HDBK-5), para condições semelhantes de ensaios, e atende aos critérios de fadiga da AMS 4050 H.

ABSTRACT

RECYCLING OF MACHINING CHIPS OF ALUMINIUM 7050-T7451 alloy BY SPRAY FORMING AND THERMOMECHANICAL PROCESSING

The aim of this work is to conjugate a sort of known processing techniques in to a machining chips recycling route. These are generate during airframe primary parts from AA 7050-T7451, purchased according to AMS 4050H. The main processes assessed in this work were sprayforming, thermomechanical processes and heat treatments. According to the gathered data, the homogenization heat treatment after sprayforming has improved the investigated material properties significantly. The use of hot torsion test was fundamental in order to define the best processing route in order to define a refined microstructure. Beside the hot torsion tests survey, a methodology of experimental data treatment and analysis was developed and used accordingly. And based on these analyses, a new extrusion matrix was designed and manufactured. The new average grain size about 4.0 μm obtained has presented good correlation with the size predicted by the method developed. Tensile test data has presented higher than the values specified in AMS 4050 H. Preliminary fatigue data has showed a dispersion within the MMPDS-06 (former MIL-HDBL-5), for similar testing condition, and fulfill the AMS 4050H fatigue requirements.

PUBLICAÇÕES

1. HYODO, A.; BOLFARINI, C. Chemistry and Tensile properties of a spray formed and extruded AA7050 recycled alloy. sept 2009. SDMA. 11 pp.
2. HYODO, et ali. **Chemistry and tensile properties of a recycled AA7050 via spray forming and ECAP/E**. RQ14. Agosto 2011. Salvador, BA. 16pp.
3. HYODO, A. DT1MSO032: PROJETO RECICLAGEM ALUMÍNIO. 2012.
4. HYODO, Alexandre; BOLFARINI, Claudemiro; ISHIKAWA, Tomaz Toshimi. Chemistry and tensile properties of a recycled AA7050 via spray forming and ECAP/E. Mat. Res., São Carlos, v. 15, n. 5, out. 2012. Disponível em <http://www.scielo.br/scielo.php?script=sci_arttext&pid=S1516-14392012000500008&lng=pt&nrm=iso>. Acessos em 09 out. 2012. Epub 09-Ago-2012. <http://dx.doi.org/10.1590/S1516-14392012005000097>.

SUMÁRIO

BANCA EXAMINADORA	I
AGRADECIMENTOS	III
RESUMO	V
ABSTRACT	VII
PUBLICAÇÕES	IX
SUMÁRIO	XI
ÍNDICE DE TABELAS	XV
ÍNDICE DE FIGURAS	XVII
1 INTRODUÇÃO	1
1.1 CONTEXTO AEROESPACIAL.....	1
1.2 CONTEXTO DE SUSTENTABILIDADE	1
1.3 ALLOY RECYCLING INDEX – ARI.....	2
1.4 NÍVEL DE PRONTIDÃO TECNOLÓGICA (TRL)	3
1.5 MOTIVAÇÃO PARA A REALIZAÇÃO DO TRABALHO	3
1.5.1 Efeito da localização.....	4
1.5.2 Efeito de Escala.....	4
1.5.3 Janela de Oportunidade Tecnológica	4
1.6 ESCOPO	5
1.6.1 Refusão dos cavacos	5
1.6.2 Processamento termomecânico	6
1.6.3 Otimização de processo	6
1.7 OBJETIVO	8
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	9
2.1 LIGAS DE ALUMÍNIO	9
2.2 LIGAS DE ALUMÍNIO DA SÉRIE 7XXX.....	10
2.3 MICROESTRUTURA DA LIGA 7XXX.....	11
2.4 PROPRIEDADES MECÂNICAS.....	12
2.4.1 Resistência Mecânica.....	16

2.4.2	Propriedades Mecânicas Dinâmicas	17
2.5	TRATAMENTO TÉRMICO	18
2.6	CONFORMAÇÃO POR SPRAY	20
2.7	PROCESSO DE EXTRUSÃO	22
2.7.1	Técnica e Parâmetros de Processo	22
2.7.2	Extrusão Direta e Indireta:	25
2.7.3	Defeito de Extrusão:.....	27
2.7.4	Lubrificação:.....	27
2.8	EXTRUSÃO EM CANAL ANGULAR (ECAP)	28
2.9	ENSAIOS DE TORÇÃO A QUENTE	31
3	MATERIAIS E MÉTODOS	35
3.1	MATERIAL	35
3.2	METODOLOGIA PROPOSTA PARA RECICLAGEM DOS CAVACOS DE 7050-T7451 36	
3.3	PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	38
3.3.1	Refusão.....	38
3.3.2	Processamento termomecânico.....	39
3.3.2.1	Ciclos Termomecânicos	40
3.3.2.2	Ensaio de Extrusão e ECAP	42
3.3.2.3	Ensaio de Torção a Quente	44
3.3.3	Tratamento dos dados do ensaio de torção a quente	47
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES	51
4.1	CONFORMAÇÃO POR SPRAY	51
4.1.1	Depósito de Conformação por Spray	51
4.1.2	Análise de Composição Química	53
4.2	CICLO TERMOMECÂNICO 1 – CT1	54
4.2.1	Extrusão – Matriz 01	55
4.2.2	Ensaio de Tração na condição ‘como-extrudado’	56
4.2.3	Propriedades Mecânicas do Extrudado após homogeneização e envelhecimento artificial	58
4.2.4	Análise no microscópio óptico - MO.....	60

4.2.4.1	Extrusão	60
4.2.4.2	ECAP	61
4.2.5	Análise no Microscópio Eletrônico de Varredura – MEV	64
4.2.5.1	Extrusão	64
4.2.5.2	ECAP	66
4.2.6	Tratamento térmico.....	67
4.3	CICLO TERMOMECÂNICO 2 – CT2.....	69
4.3.1	Análise MO	71
4.4	CICLO TERMOMECÂNICO 3 – CT3.....	73
4.4.1	Análise ao Microscópio Optico.....	77
4.5	CICLO TERMOMECANICO 4 – CT4.....	80
4.5.1	Ensaio de tração.....	90
4.5.2	Ensaio de Fadiga.....	92
5	CONCLUSÕES.....	97
6	SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS.....	99
7	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	101
8	APÊNDICES	111
8.1	APÊNDICE 1: ESTIMATIVA DE RELAÇÃO GÁS-METAL (GMR).....	111
8.2	APÊNDICE 2: CERTIFICADO DO FABRICANTE DE PLACAS.....	113
8.3	APÊNDICE 3: MATRIZ DE ENSAIOS DE TORÇÃO A QUENTE.....	115
8.4	APÊNDICE 3: ENSAIO DE COMPRESSÃO.....	117
8.5	APÊNDICE 4: DIMENSIONAMENTO DA MATRIZ DE EXTRUSÃO	119
8.6	APÊNDICE 5: ENSAIOS DE TORÇÃO A QUENTE	121
8.7	APÊNDICE 6: TEST PROPOSAL ENSAIO DE FADIGA	123
	SUMMARY.....	4
	LIST OF FIGURES	8
	LIST OF TABLES	9
1.	ABSTRACT	10
9	SCOPE	10
10	DEVELOPMENT	10
1.1.	TEST SUMMARY.....	10

11	TEST PROCEDURE.....	11
12	TEST RESULTS.....	11
13	REFERENCES	11
14	ANNEX	12
1.	COUPONS DETAILS – (CDP).....	12
	A. TENSILE TEST COUPON (ASTM E8-M) – SMALL SIZE SPECIMENS	
	PROPORTIONAL TO STANDARD - SPECIMEN 3.....	12
	B. FATIGUE TEST COUPONS DETAILS (ASTM E466)	13

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 1 - Variação admissível de elementos de liga.....	9
Tabela 2 – Composição Química AMS 4050H.....	35
Tabela 3 – Composição química após sprayforming.	54
Tabela 4 – Resumo dos tamanhos de grãos obtidos para os ensaios de torção a quente a 450°C.....	75
Tabela 5: Comparação das reduções de extrusão.....	80
Tabela 6 – Critério de vida em fadiga conforme AMS 4050 H.	96

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1 – Diagrama de Ashby de Resistência versus Densidade. [52].....	13
Figura 2 – Ligas aplicadas em extrudor para aeronaves de grande porte de 1919 a 1994. [53].....	15
Figura 3 – Diagrama de fases Al-Cu parcial. [55].....	18
Figura 4 - Diagrama do processo de conformação por spray com os parâmetros do processo v_{gi} , M , ΔT e z . [63].....	22
Figura 5 - Processos de extrusão direta (a) e inversa (b). [39]	24
Figura 6 - Pressão de extrusão em função do deslocamento do punção. [39]	26
Figura 7 – Princípio do ECAP onde ϕ é o ângulo de intersecção dos dois canais e Y é o ângulo formado pelo arco no ponto de intersecção (a) $\Psi=0$, (b) $\Psi=\pi-\Phi$, (c) Ψ está entre $\Psi=0$ e $\Psi=\pi-\Phi$. [33].....	29
Essas tres condições foram consideradas em análise anterior [68] mas os cálculos foram baseados em uma matriz de seção quadrada, como na Figura 8 (a), e eles associaram o ângulo Ψ com a ordem de grandeza do atrito na parede do canal da matriz. Neste mesmo trabalho demonstrou-se que a deformação acumulada em cada passagem pela matriz, deformação após N ciclos, ϵ_N , pode ser calculada por:	29
Figura 9 – Ilustração esquemática do processo de ECAP: os planos X, Y e Z denotam o plano transversal e o plano do fluxo e o plano longitudinal, respectivamente. [68].....	31
Figura 10 – o princípio do ECAP mostrando o plano de cisalhamento dentro da matriz: os elementos numerados 1 e 2 estão transpostos por cisalhamento como indicado na parte inferior da ilustração. [68].....	31
Figura 11 – Diagrama com a visão macro da proposta tecnológica para a reciclagem de cavacos de 7050-T7451.	37
Figura 12 – Refusão.....	38
Figura 13 – Câmara de Sprayforming.	39
Figura 14 – Ciclo Termomecânico 1.	40
Figura 15 – Ciclo Termomecânico 2	40
Figura 16 – Ciclo Termomecânico 3.	41
Figura 17 – Relação do ensaio de torção a quente com a extrusão.	42

Figura 18 – Conjunto Matriz 1: matriz e punção (a). EMIC + forno (b).	43
Figura 19 – Matriz de ECAP com sistema de aquecimento.....	43
Figura 20 – Corpos de Prova de ECAP.....	44
Figura 21 – (a) Máquina de Ensaio de Torção a Quente. (b) sistema de aquecimento.....	44
Figura 22 – Corpo de prova para o ensaio de torção a quente com dimensões em milímetros.....	45
Figura 23 – Visão geral do processamento termomecânico do trabalho.....	46
Figura 24 – Tratamento dos dados experimentais tensão x deformação através de filtro de Spencer.	49
Figura 25 – Ajuste de um polinômio de 10 ^o ordem à curva tensão x deformação experimental (após aplicação do filtro de Spencer) até a região de tensão máxima.....	50
Figura 26 – (a) Depósito de sprayforming típico. (b) Seção Diametral.	51
Figura 27 – Microscopia ótica: microestrutura apresentando grãos equiaxiais com segregação de segunda fase nos contornos de grão e precipitação no interior dos mesmos. Qualitativamente observa-se que existe uma maior quantidade de fases precipitadas no interior dos grãos do que fases segregadas durante a solidificação nos contornos, consequência da solidificação rápida do processo de conformação por spray, que leva à supersaturação da matriz de alumínio. Ataque Keller.	52
Figura 28 – Microestrutura do depósito via SEM/BSE(a) mostrando poros e a segregação nos contornos de grão. Vista em maior ampliação de um vazio mostrando a estrutura tridimensional com os grãos e a segregação nos contornos: fase clara rica em cobre. (b). Ataque: Keller.....	53
Figura 29 – Evolução das etapas do CT1 em função dos ciclos térmicos.....	54
Figura 30 – Curvas tensão x tempo para a liga 7050 extrudada a 360°C e 400°C.	55
Figura 31 – Comparação das propriedades em tração do material na condição como extrudado em quatro temperaturas distintas com a AMS 4050 H. ..	56
Figura 32 – Limite de escoamento médio e o desvio-padrão para as quatro temperaturas de extrusão.....	57

Figura 33 – Alongamento médio e o desvio-padrão para as quatro temperaturas de extrusão.	58
Figura 34 – Para cada temperatura de extrusão: relação do limite de escoamento e alongamento do material reciclado e extrudado com os respectivos valores (limite de escoamento e alongamento) da AMS 4050H.	58
Figura 35 – Tensile properties for three different ram speeds (9, 18, and 24 mm/min) and 24h artificial aging at 121°C.	59
Figura 36 – Análise ao MO da seção longitudinal do depósito apresentando a microestrutura material reciclado antes e depois do ensaio de extrusão a 300°C e 6mm/min. (a) tarugo deformado antes da redução. (b) tarugo após a extrusão. Ataque: Keller.	60
Figura 37 – Análise ao MO da seção transversal do depósito após extrusão com 10 horas (a) e 20 horas (b) de envelhecimento artificial. Ataque: Keller.	61
Figura 38 – Análise ao MO da microestrutura após ECAP (a) e após homogeneização (b). Ataque: Keller.	62
Figura 39 – Análise ao MO da microestrutura após ECAP, homogeneização e envelhecimento artificial após 2 horas de tratamento (a) e após 24 horas (b). Ataque: Keller.	63
Figura 40 – Análise ao MEV da microestrutura da seção longitudinal do material na condição ‘como extrudado’ com ERE (a) e análise de EDS na matriz de Al (b).	64
Figura 41 – Análise ao MEV da microestrutura da seção transversal do material na condição ‘como extrudado’ com ERE (a) e detalhe do destaque em (b).	65
Figura 42 – Análise ao MEV da microestrutura da superfície de fratura do corpo de prova de tração do material na condição ‘como extrudado’ com SE (a) e detalhe do destaque em (b).	66
Figura 43 – Análise ao MEV via ERE da seção transversal do depósito de conformação por spray seguido por ECAP via rota B _C apresentando uma microestrutura homogênea e contornos de grãos com pouca segregação	

de segunda fase nos contornos de grão (a) e detalhe apresentando o interior do grão uniforme em (b).	66
Figura 44 – Evolução TG e HB durante o processo de reciclagem.	67
Figura 45 – CT1 Envelhecimento Artificial Extrusão e ECAP	68
Figura 46 - Evolução das etapas do CT2 em função dos ciclos térmicos.	70
Figura 47 – Comparação de curva de envelhecimento artificial de CT2 com CT1.....	70
Figura 48 – Análise ao MO conforme CT2 na condição como-extrudado. (a) Seção Longitudinal – 100x. (b) Seção Transversal - 100x. Ataque Keller.	71
Figura 49 – CT2. (a) Após a solubilização Long. (b) AA 2h Long. (c) 14h. (d) 17h. (e) 22h. (f) 24h. 100x. Ataque Keller.....	73
Figura 50 – Evolução do tamanho de grão durante as etapas do CT2.	73
Figura 51 Curvas Tensão verdadeira x deformação verdadeira para ensaios realizados a 450°C a $\varepsilon = 0,1; 0,25; 0,5$ e $1,0 \text{ s}^{-1}$	76
Figura 52 CDP 15 450°C 10^{-1} s^{-1} 100x. (a) Ombro. (b) Parte útil.	78
Figura 53 - CDP 15 450°C 10^{-1} s^{-1} . Parte útil. (a) 200x. (b) 500x.	79
Figura 54 – (a) Seção Longitudinal da redução projetada. (b) Conjunto Matriz de Extrusão.	79
Figura 55 Condição como-extrudado $T=450^\circ\text{C}$, $\varepsilon = 0,08 \text{ s}^{-1}$ Aumento 100x. (a) Seção Longitudinal. (b) Seção Transversal.....	81
Figura 56 Condição como-extrudado à 450°C $\varepsilon= 0.1 \text{ s}^{-1}$ na extremidade da barra dentro da matriz de extrusão.(a) 100x. (b) 200x.	82
Figura 57 – Tamanho médio de grãos obtidos no ensaio de torção a quente à 450°C em diversas taxas de deformação (ε) comparado com os valores obtidos na extrusão com a matriz nova no corpo do extrudado e na redução para um $\varepsilon= 0,08 \text{ s}^{-1}$	84
Figura 58 – Análise ao MO material extrudado com a matriz nova (CT4) a 450°C e $\dot{\varepsilon}= 0.1 \text{ s}^{-1}$. Após homogeneização ('as-quenched') 100x. Seção Longitudinal (a) e Seção Transversal. (b). Reagente Keller.....	85
Figura 59 - Análise ao MO material extrudado segundo CT4 com envelhecimento artificial de 0,5 h (a) e 1,0h (b). Reagente Keller.	86

Figura 60 - Análise ao MO material extrudado segundo CT4 com envelhecimento artificial de 2,0 h (a) e 24,0h (b). Reagente Keller.....	86
Figura 61 – MEV de amostra com 2h de envelhecimento artificial – SEI. (a) Formação de grãos novos. (b) Detalhe de (a).	87
Figura 62 – Comparação de CT4 e CT2: evolução do tamanho médio de grão ao longo do processamento de termomecânico.	88
Figura 63 – Curva de envelhecimento artificial após a implementação das melhorias de processo obtidas no ensaio de torção a quente.	90
Figura 64 – Comparação de limite de escoamento do material reciclado com os dados de placa (AMS 4050H).....	91
Figura 65 – (a) Tensile stress fracture surface. (b) detail from tensile stress fracture surface.	92
Figura 66 – (a) Sítio de início de trinca por fadiga em um poro MEV-SE. (b) Mesma imagem MEV-ERE (BEC na foto).....	93
Figura 67 – Estrias de propagação de trinca por fadiga. (a) SEI. (b) BEC.....	94
Figura 68 – Medidas preliminares das estrias de propagação de trinca por fadiga por MEV via SEI. (a) 5000x. (b) 8000x.....	94
Na região de propagação estática da trinca por fadiga, a superfície da fratura se apresenta homogênea caracterizada pela presença predominante de dimples - Figura 70 (a) - assim como partículas finas de segunda fase no fundo, evidenciadas pelo BSE na Figura 70 (b). No entanto, estes dimples são menos pronunciados do que os apresentados na Figura 69. Observa-se também a presença de trincas secundárias em planos normais ao da propagação da trinca por fadiga.	94
Figura 70 – Dimples na região de propagação estática da trinca por fadiga. (a) dimples (SEI). (b) partículas de segunda fase no fundo dos dimples (BSE).	95
Figura 71 – Diagrama S x N apresentando os ensaios de fadiga obtidos com a rota de reciclagem CT4 e comparando com os dados do MMPDS-6.	96
Figura 72 – Ensaio de Compressão. (a) Corpo de Prova. (b) Início do ensaio. (c) Execução do ensaio. (d) Corpos de prova ensaiados.	117

Figura 73 – Curva dos ensaios de compressão no depósito de sprayforming.	118
Figura 74 – Ensaio de torção à quente a 174°C.....	121
Figura 75 - Ensaio de torção à quente a 300°C.....	121
Figura 76 - Ensaio de torção à quente a 450°C.....	122

1 INTRODUÇÃO

1.1 Contexto aeroespacial

A contribuição das ligas de alumínio na construção de uma estrutura aeronáutica é extensa. Chapas (revestidas ou não), forjados (matriz aberta, matriz fechada ou forjado de precisão)[1], fundidos de precisão, perfis extrudados[2] e placas laminadas[3,4,5] são as tecnologias mais comuns disponíveis.

Considerando o peso total de uma aeronave, a relação global *buy-to-fly* é aproximadamente dois, que é a relação entre a quantidade de material necessária para se fabricar uma estrutura e o seu peso final. No entanto, se for feita uma análise mais detalhada por tecnologia, essa razão pode aumentar significativamente, como é o caso do processo de usinagem.

Apesar da disponibilidade de várias tecnologias utilizadas para a fabricação de partes de estruturas [6] e novas ligas de alumínio superarem novas exigências restritivas [7], o processo de usinagem é notavelmente utilizado devido à sua flexibilidade (por exemplo, de simulação e de programação CNC), o custo relativamente baixo (por exemplo, processo e ferramentas) e robustez. Mas, a partir deste ponto de vista, a eficiência de usinagem é baixa quando se considera a quantidade de material necessário para a produção de uma única peça, que é de cerca de 10 por cento em peso, resultando em uma razão *buy-to-fly* em torno de nove [8].

1.2 Contexto de Sustentabilidade

O ciclo de vida do alumínio (LCA) ou fluxo de alumínio começa com a mineração da bauxita até a fundição de alumina para obter o alumínio primário, que é conformada nas várias geometrias, que serão tratadas como semi-acabados, e depois transformados em produtos acabados. Os descartes de fabricação de produtos acabados são geralmente reciclados e chamados de sucata nova [9]. Desta forma, o desdobramento direto do final do ciclo de ligas primárias é o impacto ambiental causado pela sucata nova, cavacos de usinagem e sua necessidade de descarte.

O processo de conversão de sucata de alumínio em produtos semi-acabados é referido como processo de alumínio secundário [10]. Comparado com o processo de alumínio primário, a produção de uma tonelada a partir de materiais reciclados requer aproximadamente 5% da energia requerida para refinar a mesma quantidade a partir da bauxita [11, 12]. Em 1990, a produção total de alumínio era cerca de 28 milhões de toneladas (com 29% de reciclados de sucata) e atualmente está em torno de 56 milhões de toneladas (com 32% de reciclados a partir de sucata). Hoje, aproximadamente 50% da sucata é originada de sucata velha (i.e., sucata originada a partir do descarte do produto no final da vida útil) [13,14,15]. Apesar da necessidade do aumento da participação do alumínio secundário na quantidade total de alumínio disponível para a fabricação de bens de consumo, deveria haver um modelamento preciso para o processo de tomada de decisão para custos e previsão de demanda, além de um indicador relacionado ao desempenho ambiental do material [16, 17]. Outra abordagem é a de reciclagem no final de vida do produto, que, juntamente com a anterior é de encorajar fabricantes, órgãos-regulamentadores e outros tomadores de decisões para avaliar o desempenho real dos materiais e melhorar o projeto e gerenciamento dos produtos, incluindo assim o descarte e a reciclagem [18, 19]. Esse tipo de visão do futuro suporta o desenvolvimento sustentável.

1.3 Alloy recycling index – ARI

No mercado aeroespacial, o envelhecimento e a obsolescência da frota de aeronaves representa uma “mina urbana de alumínio” e o reuso abaixaria significativamente o fator carbono. Com o intuito de ser bem sucedido, um índice de reciclagem de liga, que representa a máxima energia armazenada investida na liga, Fator Carbono (Quantitativo); e o Índice de Produção da Liga Reciclada foi desenvolvido, que representa quão fácil é a produção a partir da reciclados (Qualitativo). Ligas de alumínio da série 2XXX e 7XXX são as utilizadas na indústria aeronáutica com mais frequência. Mas como as últimas possuem uma relação elevada de Cu/Zn, a reciclagem conjunta é relativamente difícil. Portanto, recomenda-se que a sucata deva ser previamente segregada por ligas da série 2XXX e 7XXX, e o controle de impurezas como Ag, Be, Bi,

Pb, Li e refinadores de grão Cr, Zr, V [20] podem viabilizar o processo de reciclagem.

1.4 Nível de Prontidão Tecnológica (TRL)

Ao tratar de um assunto de reciclagem vários conceitos e tecnologias conhecidas são revisitados com a expectativa de se obter respostas com o mesmo nível de eficiência. Os níveis de prontidão tecnológica (do inglês *Technology Readiness Level* - TRL) compõem um sistema de medidas que auxiliam na avaliação da maturidade de uma determinada tecnologia e a consistência de comparação da maturidade entre dois tipos diferentes de tecnologia. As tecnologias são classificadas de TRL 1 a 10, que podem ser agrupadas em cinco grupos principais que devem incluir: (a) pesquisa 'básica' em novas tecnologias e conceitos, (b) focadas no desenvolvimento tecnológico objetivando tecnologias específicas para uma ou mais aplicações identificadas, (c) desenvolvimento tecnológico e demonstração para cada aplicação específica antes de iniciar o desenvolvimento completo de determinada tecnologia daquela aplicação, (d) desenvolvimento do sistema (através da fabricação da primeira unidade) e (e) lançamento do sistema e entrada em serviço [21].

Uma decorrência dessa abordagem é que permite perceber que uma determinada tecnologia conhecida, ao ser aplicado em um novo cenário, pode retornar a um nível mais fundamental do seu desenvolvimento, mas talvez com menor risco.

1.5 Motivação para a realização do trabalho

Apesar de já ter mencionado as vantagens do processo de usinagem, o que motivou quebrar a inércia na direção de uma solução para o descarte do cavaco em uma planta de usinagem foi o relativo desconforto de conviver com um processo de baixa eficiência, do ponto de vista de aproveitamento de material, conforme já exposto anteriormente.

A seguir serão apresentadas algumas variáveis que acabaram por direcionar a solução do problema para a rota apresentada.

1.5.1 Efeito da localização

A Embraer S.A. possui uma destacada presença no mercado aeronáutico em seus diversos segmentos [22]. Das grandes empresas do mercado a Embraer é a única que concentra a maior parte das atividades de manufatura no Brasil, hemisfério Sul. As demais estão relativamente próximas dos seus potenciais fornecedores de matéria-prima, todas no hemisfério Norte. A Boeing Company [23] nos EUA e a Bombardier no Canadá [24], próximo da Alcoa [25], Kaiser Aluminum [26] e Alcan na América do Norte [27]. EADS [28] na Europa próximo da Aleris (Alemanha) [29] e Alcan (França) [30]. Do ponto de vista de logística torna-se um grande diferencial para as demais plantas de laminadores de alumínio aeronáutico para estabelecer uma rotina de reciclagem, como o programa Constellium da Alcan [31], com os fabricantes de estruturas aeronáuticas. De tal forma que se estabelece um fluxo continuado de entrega de placas de matéria-prima (e.g., placas e extrudados). E retira-se do fabricante aeronáutico retalhos e cavacos para reciclagem, agora na rota de alumínio secundário.

1.5.2 Efeito de Escala

A quantidade de cavaco gerado pela cadeia produtiva da Embraer é relativamente pequena quando comparado com empresas como Airbus e Boeing, bem como se comparado com as quantidades mínimas necessárias para atingir o break-even da operação de uma planta de laminação.

No entanto, o impacto do *buy-to-fly* em aviões regionais como os fabricados pela Embraer é significativamente maior do que o dos *wide-bodies* em função dos pesos operacionais envolvidos, contribuindo assim para um olhar mais atento para essa oportunidade.

1.5.3 Janela de Oportunidade Tecnológica

Atualmente a solução de descarte para os cavacos é colocá-los para aquisição pelo mercado. No entanto, há uma oportunidade tecnológica para ser explorada que idealmente seria a sua reincorporação na cadeia produtiva. Desde que respeitados os requisitos definidos pela especificação técnica do material, limitados pela disponibilidade tecnológica, escala de produção,

eficiência de processo e custo final. Que permita ainda assim ser competitivo frente aos produtos de alumínio primário.

Em geral, o preço de aquisição da placa é o maior sendo geralmente por USD/kg e o preço de venda até 20% do valor inicial de aquisição. Existe, portanto um intervalo entre o preço médio de venda do cavaco (sucata de alumínio) e o preço médio de aquisição da placa de matéria-prima, direcionados primariamente pela cotação da London Metal Exchange (LME), que configuraria uma 'janela de oportunidade' para o desenvolvimento dessa rota tecnológica.

Além do exposto acima, assumindo que os argumentos apresentados não estejam muito distantes da realidade do cenário operacional, e considerando que há, de fato, a escassez de informação relativa à reciclagem de liga de alumínio da série 7XXX, este trabalho configura-se uma oportunidade tecnológica a ser avaliada.

1.6 Escopo

Trata-se da avaliação de uma rota tecnológica, baseada em uma combinação adequada de processos que possibilite, conceitualmente, uma maneira enxuta de reincorporar os cavacos de usinagem de placas de ligas de alumínio, ao fluxo principal de um fabricante de estruturas aeronáuticas. Dessa forma, este trabalho compreende a refusão dos cavacos em condições bem definidas. Seguido do processamento termomecânico do material refundido visando obter propriedades mecânicas compatíveis às iniciais da placa, sem lançar mão de correção de composição química. Podendo ser necessário o uso de tratamentos térmicos intermediários para viabilizar os processamentos subsequentes.

1.6.1 Refusão dos cavacos

Este projeto adotou a refusão como primeiro passo para a reciclagem dos cavacos de usinagem. E o processo de conformação por spray é utilizado para a fusão dos cavacos. Será tratada em maiores detalhes adiante, mas resumidamente, para compor o fluxograma do processo, pode-se dizer que carga é fundida em um forno de indução, em seguida é vazada em um cadinho

pré-aquecido, que chega à câmara de atomização através de um capilar de quartzo. Onde a delgada coluna de metal líquido é decomposta em gotas por um arranjo anular de saídas de fluxo de gás inerte (N_2), e essas gotas prosseguem a queda, agora sendo aceleradas pelo fluxo de gás inerte na direção do substrato. O processo é ajustado de tal forma que as gotas atinjam o substrato em uma condição tal que possibilite uma aderência entre as partículas depositadas para a formação de um depósito ao final do processo.

1.6.2 Processamento termomecânico

Na condição como-depositado, a microestrutura do depósito de conformação por spray é muito porosa e do comportamento relativamente frágil, quando comparado com a ductilidade do material inicial. Dessa forma, com o objetivo de mudar a microestrutura, o processo de extrusão foi o adotado em função dos esforços compressivos e da simetria axial envolvida, flexibilidade de parâmetros de processo e ferramental de custo relativamente baixo. Parece que essa configuração de processo nos auxiliará a lidar com a fragilidade do depósito e promover a evolução microestrutural em um processo de praticamente um passo.

Sharma et ali [32] desenvolveram com sucesso um trabalho semelhante com o propósito de avaliar os mecanismos de endurecimento em ligas Al-Zn-Mg-Cu conformadas por spray com adições de cromo, zinco e escândio. Os passos adotados foram os mesmos, utilizando uma máquina de conformação por spray modificada para obter um depósito, seguido de processamento termomecânico e tratamento térmico, mas não em um contexto de reciclagem.

1.6.3 Otimização de processo

Para contornar a limitação do equipamento de conformação por spray em fazer depósitos com cargas maiores que quatro quilos e do ferramental de extrusão não permitir a obtenção de um diâmetro maior que 11 mm foram adotadas duas abordagens: uma mantendo constante a seção transversal do corpo de prova e variar as condições de deformação; e outra trabalhar na variação de parâmetros como temperatura, deformação total e taxa de deformação. Em

ambas as abordagens o objetivo era a busca de uma condição otimizada de evolução microestrutural e resposta a tratamento térmico.

A primeira abordagem seguiu no caminho de trabalhar com a extrusão em canal angular (ECAP/E) como uma opção para melhorar as propriedades do depósito. Pois há um potencial de redução de tamanho de grão, segundo os resultados obtidos nos diversos trabalhos disponíveis na literatura [33, 34] que desenvolveram o conceito de ECAP/E desde então têm explorado suas potencialidades a partir de matérias primas, incluindo AA 7050 [35]. Para este trabalho, há um interesse para esse processo relacionado à quantidade de deformações sem mudança na área de seção transversal e possibilidade de redução de grão, em particular para a rota de processamento B_C proporciona a melhor evolução microestrutural [36].

Outra abordagem está relacionada ao fato que nos processos de conformação plástica, existe uma relação canônica entre as propriedades desejadas do material, a sua microestrutura, a sua composição química, assim como os parâmetros de processo, atrito e a geometria de deformação [37,38,39]. No entanto, o projeto de processamento de um determinado material pode ser otimizado através de modelos constitutivos onde alguns parâmetros relevantes podem ser adequadamente escolhidos para serem avaliados [40,41]. Esse potencial pode ser explorado através da utilização de ensaios de torção à quente [42,43]. Onde o modo de deformação é cisalhamento puro, o qual, à rotação constante, produz uma deformação verdadeira constante e uma taxa de deformação que diminui linearmente da superfície da amostra para o seu centro. Este gradiente pode ser corrigido matematicamente para o cálculo destes valores. As deformações podem ser aplicadas à amostra sem implicações de atrito ou instabilidade geométrica antes que a fratura ocorra [44].

Por se tratar de um trabalho de desenvolvimento tecnológico, o escopo deste trabalho corrobora com os conceitos de sustentabilidade praticados pela Embraer e pretende colaborar com a visão de que “a Embraer empreende as suas atividades industriais e comerciais de maneira ambientalmente sustentável, inteiramente segura e promotora da saúde” [45]. Bem como os

princípios de responsabilidade sócio-ambiental, destacando-se para este trabalho: “Aperfeiçoamento contínuo do seu desempenho ambiental, a segurança e a saúde no trabalho, por meio da ação combinada de práticas preventivas e ações corretivas, assim como através da implementação de soluções inovadoras e eficazes, com este objetivo; e Preservação dos recursos naturais, evitando danos ao meio ambiente”.

Além disso, outros trabalhos [46,47], têm sido apontados como direcionadores no que diz respeito ao projeto de novas ligas para aplicação tecnológica a partir de ligas recicladas de alumínio, e se configuram como alguns direcionadores que suportam essa iniciativa que já é realidade no hemisfério norte. O próximo passo é a regulamentação e normatização.

1.7 Objetivo

Realizar um estudo de viabilidade tecnológica de uma rota de processos para a reutilização de cavacos de usinagem da liga 7050-T7451 com o menor número de etapas possíveis em escala de laboratório.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Ligas de Alumínio

Segundo a *American National Standard Alloy and Temper Designation Systems for Aluminum* desenvolvida pela “*The Aluminum Association*” [72], no grupo de ligas de ligas da série 2xxx à 8xxx, os dois últimos dos quatro dígitos na designação da liga não possui um significado especial, mas, serve somente para identificar as diferentes ligas no grupo. O segundo dígito na designação da liga indica as modificações da liga. Se o segundo dígito na designação for zero, isso indica que é a liga original; inteiros de 1 a 9, que são atribuídos consecutivamente, indicam modificações da liga. Uma modificação da liga original é limitada a uma ou qualquer combinação das condições seguintes:

(a) Mudança de não mais do que as quantidades a seguir em médias aritméticas dos limites para um determinado elemento de liga ou combinação dos elementos expressos como um elemento de liga ou ambos.

Tabela 1 - Variação admissível de elementos de liga.

Média Aritmética dos limites para os elementos de liga na liga original	Variação Máxima
até 1,0 por cento	0,15
Acima de 1.0 até 2.0 por cento	0,20
Acima de 2.0 até 3.0 por cento	0,25
Acima de 3.0 até 4.0 por cento	0,30
Acima de 4.0 até 5.0 por cento	0,35

Para determinar a adequação quando o máximo e o mínimo estão especificados para uma combinação de dois ou mais elementos em uma composição de liga, a média aritmética de tal composição é comparado à soma dos valores médios dos mesmos elementos individualmente, ou qualquer combinação destes, em outra composição de liga.

(b) Adição ou remoção de não mais do que um elemento ligante com limites tendo uma média aritmética de não mais do que 0,30 por cento ou adição ou remoção de não mais do que uma combinação dos elementos expressos como elementos de liga com limites tendo uma média aritmética combinada de não mais do que 0,40 por cento.

(c) Substituição de um elemento ligante por outro elemento servindo ao mesmo propósito.

(d) Definição da mudança nos limites admissíveis de impurezas, individualmente ou como uma combinação.

(e) Mudanças nos limites de elementos refinadores de grão.

(f) Limites de máximo teor de ferro ou silício de 0,12 por cento e 0,10 por cento, ou menos, respectivamente, refletindo uso de metal de alta pureza.

Uma liga não deveria ser registrada como uma modificação se esta respeita os requisitos para uma variação nacional.

2.2 Ligas de alumínio da série 7XXX

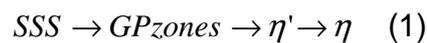
As ligas de alumínio da série 7XXX são as que possuem a melhor resposta ao envelhecimento artificial e são baseadas no sistema Al-Zn-Mg. Nesta classe de ligas da série 7XXX o zinco (Zn) é o elemento principal e quando combinado com pequenas quantidades de magnésio resulta em ligas tratáveis termicamente de elevada resistência. Geralmente, outros elementos como cobre e cromo são também adicionados em pequenas quantidades. Os dígitos após a letra que designa cada uma das ligas, mostra a seqüência específica de tratamentos termomecânicos básicos que o material é submetido para chegar a um determinada condição de fornecimento. No caso, o T7 significa que o material foi solubilizado e superenvelhecido / estabilizado. Os dígitos adicionais como T51 significam que, no caso de placa, ela passou por um processo de alívio de tensão por estiramento com uma deformação plástica permanente de 1 a 3 %. No caso deste trabalho a liga escolhida foi a 7050-T7451 [35] em função de sua extensa aplicação em uma estrutura aeronáutica devido a combinação de propriedades mecânicas estáticas, dinâmicas e de resistência à corrosão. A sua especificação AMS 4050H fornece detalhes de faixa

admissível de composição química, propriedades mecânicas, corrosão e espessuras de fornecimento.

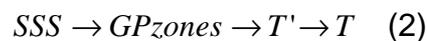
2.3 Microestrutura da liga 7XXX

A notável combinação de baixa densidade e elevada resistência mecânica, interessante para a indústria de transporte, só se torna compreensível se for considerada não somente composição química como também rotas de processamento e evolução da microestrutura do material.

As ligas de interesse comercial formam zonas GP esféricas após o resfriamento rápido e durante o envelhecimento artificial a partir da temperatura ambiente até aproximadamente 435K (162°C). Tratamentos de envelhecimento de liga com elevada relação Zn:Mg produz o precipitado de transição η' , precursor da fase de equilíbrio η .



Para valores baixos da relação Zn:Mg, a fase T, $Al_2Zn_3Mg_3$, pode formar.



Adições de cobre aumentam consideravelmente a resistência, quando em concentrações maiores do que um por cento, em peso, o cobre participa no processo de precipitação durante o processo de envelhecimento e diminui a coerência dos precipitados quando envelhecido ao pico de resistência. No caso da liga 7050, a faixa admissível de cobre varia de 2,0 a 2,6% [35].

Originalmente o cromo foi adicionado nas ligas Al-Zn-Mg utilizados para a produção de chapas para melhorar as propriedades de corrosão sob tensão. Os dispersóides de $Al_{12}Mg_2Cr$ auxiliam na retenção da estrutura direcional gerada durante o processamento de produtos laminados e também previne o crescimento excessivo dos grãos recristalizados que formam durante os tratamentos térmicos subsequentes. Esses dispersóides incoerentes aumentam a sensibilidade ao resfriamento em ligas Al-Zn-Mg com teor elevado de cobre dado que eles atuam como agentes nucleadores para precipitados ricos em solutos durante o resfriamento rápido. Esse processo impede a participação de cobre e magnésio de participar do mecanismo de envelhecimento à baixa temperatura, e isso leva a uma resistência menor que

a prevista a partir das considerações da composição química somente. O zircônio também parece ser a adição mais efetiva para a inibição da recristalização. As fases de equilíbrio, que diminuem a tenacidade à fratura e a capacidade de envelhecer artificialmente, não nucleiam nos dispersóides de zircônio durante o resfriamento como eles o fazem no dispersóides de cromo. Dessa forma, durante o resfriamento os átomos de soluto permanecem em solução e estão disponíveis para formar precipitados de endurecimento durante o envelhecimento artificial.

Embora as ligas da série 7XXX respondam ao envelhecimento natural, normalmente elas não são utilizadas nessa condição, pois elas envelhecem indefinidamente e, portanto são instáveis. A maior parte das ligas da série 7XXX é usada na condição T6 ou T7, dado que as zonas GP que formam durante o envelhecimento das ligas Al-Zn-Mg e Al-Zn-Mg-Cu possuem baixa coerência em deformação, de tal forma que deformações antes do tratamento não possuem efetividade no processo de precipitação. O pico de resistência ocorre em até 24 horas de tratamento isotérmico, a temperaturas variando de 388K (115°C) à 403K (130°C). A condição superenvelhecida (overaged) T73 e T76 são utilizadas primariamente para aplicações que requeiram uma elevada resistência à corrosão sob tensão e esfoliação, respectivamente. No entanto, essas condições superenvelhecidas levam a um sacrifício na resistência. Muitas variáveis afetam a resposta ao envelhecimento das ligas da série 7XXX, que incluem a composição, taxa de resfriamento, tempo entre o resfriamento rápido e o envelhecimento; e o tempo de reaquecimento à temperatura de envelhecimento [48,49,50,51].

2.4 Propriedades Mecânicas

A liga em estudo neste trabalho teve como cenário a década de 70 quando a necessidade era o desenvolvimento de produtos (placas) de alta resistência e espessas, boa resistência à corrosão por esfoliação, corrosão sob tensão, além tenacidade à fratura e vida em fadiga adequadas à aplicação.

Uma condição marcante dos materiais de aplicação aeronáutica que os diferencia dos materiais aplicação em construção mecânica geral está relacionada à necessidade de relação de resistência / densidade do material

elevada. O diagrama de Ashby é uma forma sintetizada que permite observar várias propriedades dos materiais [52]. A Figura 1 apresenta o diagrama de resistência mecânica versus densidade do material.

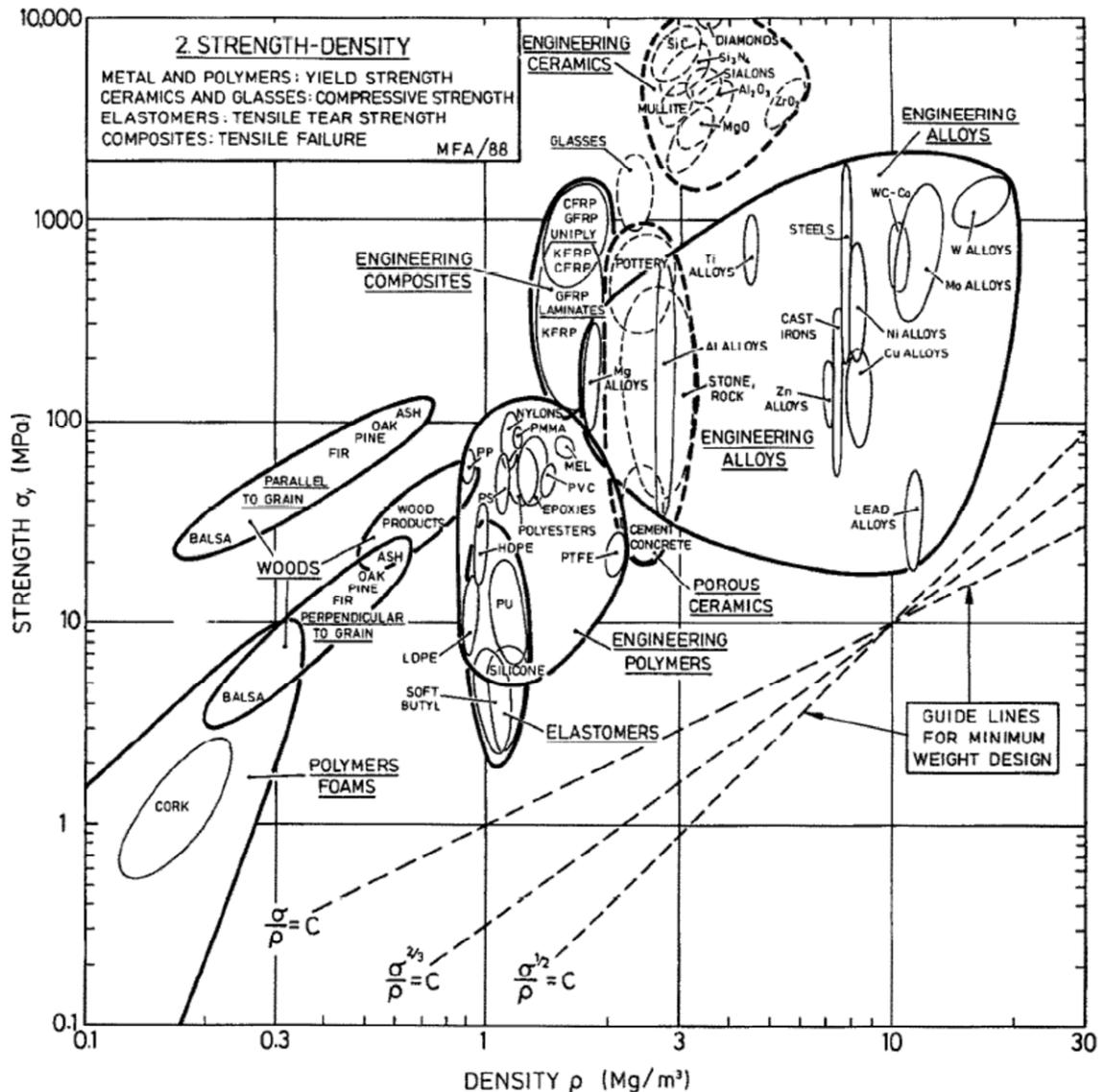


Figura 1 – Diagrama de Ashby de Resistência versus Densidade. [52]

Neste diagrama, os critérios de falha estão colocados da forma mais conservativa dado que os valores considerados para cerâmicas de engenharia são em compressão e para os campos, destacados em linha contínua grossa, de ligas de engenharia e compósitos de engenharia, em tração, e estão sendo considerados os valores de limite de escoamento (σ_y). Para uma determinada classe de ligas de engenharia, a amplitude no eixo σ_y está diretamente relacionada à sua capacidade de incorporação de elementos de liga,

encruamento, tamanho de grão, porosidade e assim por diante. Assim pode-se observar amplitude de variação não somente em σ_y , mas também em ρ .

A razão da ampla variação da resistência mecânica está relacionada ao conceito de resistência da rede cristalina ou tensão de Peierls: resistência intrínseca da rede ao cisalhamento. Os metais são dúcteis e as cerâmicas frágeis devido a característica das ligações metálicas serem não-localizadas e oferecerem baixa resistência ao movimento das discordâncias, ao passo que as ligações covalentes e iônicas das cerâmicas (as quais devem ser rompidas e religadas quando a estrutura é cisalhada) travam as discordâncias na rede.

No caso dos metais, quando essa resistência da rede é baixa, o material pode ter essa resistência aumentada pela introdução de obstáculos ao escorregamento, pela adição de elementos de liga, partículas, contornos de grão e ainda mesmo outras discordâncias (encruamento).

Ainda a análise desse diagrama apresenta linhas de auxílio ao projeto de elementos estruturais (tais como σ_y/ρ , $\sigma_y^{1/2}/\rho$, $\sigma_y^{2/3}/\rho$) com o critério de menor peso dentro do campo elástico para barras, colunas, vigas e placas. Em alguns casos, flexão de placas ($\sigma_y^{2/3}/\rho$), mostra que os materiais encontrados *in-natura* são os mais adaptados para um determinado critério de carregamento, como a classe das madeiras em relação às ligas de engenharia.

Se for considerada a evolução das ligas de alumínio, do ponto de vista de limite de escoamento (σ_y), ao longo do século XX e a sua aplicação em aeronaves de grande porte podemos observar que as ligas desenvolvidas até a década de 30 não passaram de 350 MPa para a liga 2024-T3. Seguido de um salto tecnológico para as ligas 7xxx, com a chegada da liga 7075-T7651 somente no final de 1943 - Figura 2. [53]

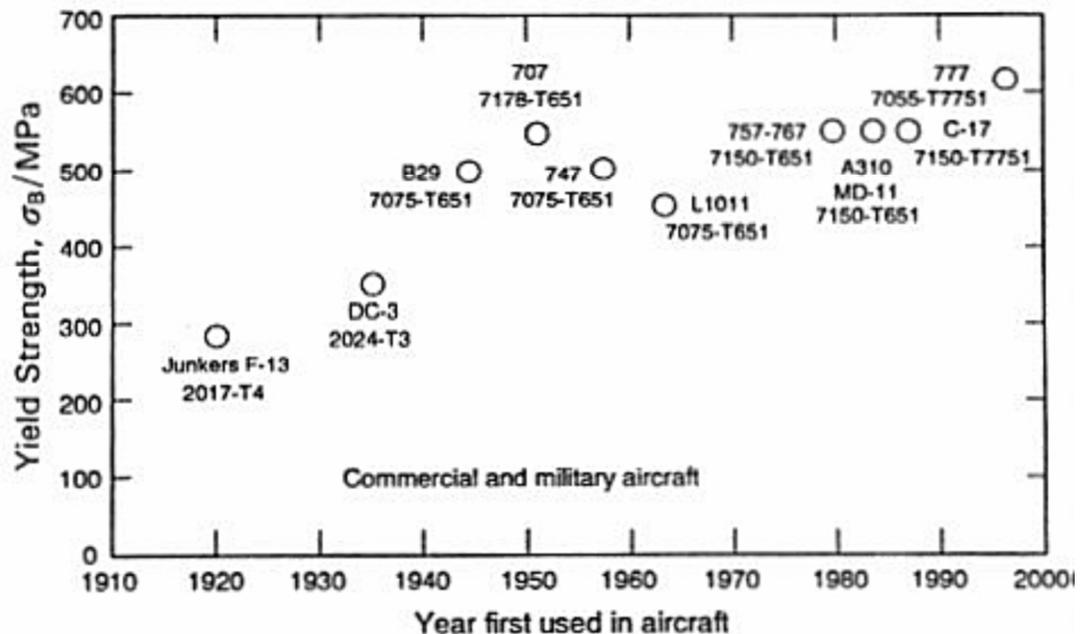


Figura 2 – Ligas aplicadas em extradorso para aeronaves de grande porte de 1919 a 1994. [53]

A escassez de material neste intervalo de limite de escoamento foi uma oportunidade tecnológica para a utilização de materiais mais adequados àquela condição de carregamento.

Tomando como exemplo painéis de asa, e simplificando a análise para painéis em flexão, tem-se que na Figura 1 o critério de projeto com menor peso e dentro do campo elástico que permite a comparação de classes de materiais é a reta $\sigma_y^{2/3}/\rho$. Remontando o cenário do início da década de 40, além da escassez de material com limite de escoamento maior que 300 MPa, não havia materiais industrializados que atendessem tal critério de projeto. Assim a classe das madeiras entrou para preencher com sucesso essa lacuna. Naturalmente elas se distribuem segundo esse critério e um exemplo prático de aplicação com sucesso dessa solução foram os bombardeiros leves Mosquito De Havilland, com construção estrutural integralmente em madeira, que entrou em operação em 1941.

A liga 7050 em estudo no presente trabalho pertence ao subgrupo de ligas de alumínio das ligas de engenharia, destacado em linha contínua fina, próximo da densidade (ρ) próxima de 3 Mg/m³.

2.4.1 Resistência Mecânica

Como pode ser visto no exemplo citado, no que tange a definição de um determinado componente de projeto, em geral, a resistência à tração e limite de escoamento são os critérios primários (macroscópicos). Existem relações quantitativas que consideram as correlações entre resistência, partículas de precipitados, tamanhos de grãos e sub-grãos, e textura ^[49]. Para ligas endurecíveis por precipitação, a resistência é controlada primariamente pela fração de volume, tamanho e espaçamento dos precipitados na matriz. Assim o limite superior deste mecanismo de aumento de resistência é descrito pela equação de Orowan:

$$\Delta\sigma_p \approx Gb\sqrt{f/d} \quad (3)$$

onde $\Delta\sigma_p$ é a contribuição das partículas para limite de escoamento da liga, G é o módulo de cisalhamento, b é o vetor de Burgers das discordâncias da matriz, f é fração volumétrica das partículas e d é o diâmetro da partícula. Por decorrência, deseja-se que haja uma elevada fração volumétrica de partículas muito pequenas e duras, mas isso é difícil de se obter em sistemas endurecíveis por envelhecimento (precipitação). Geralmente, nessas ligas, a precipitação da fase de equilíbrio é precedida pela formação de clusters de átomos de soluto (Zonas GP) e/ou precipitados intermediários que podem ser cisalhados pelas discordâncias. Quando o cisalhamento ocorre a resistência associada com as partículas pode ser descrita por uma equação na forma:

$$\Delta\sigma_p \approx cf^m d^n \quad (4)$$

onde c é uma constante da liga que depende das propriedades das partículas, m e n são expoentes positivos, ao contrário ao caso descrito pela equação de Orowan, a resistência aumenta com o tamanho da partícula. Durante o envelhecimento, os clusters de GP e/ou precipitados intermediários crescem e a resistência aumenta. Em algum ponto o modo de deformação muda de cisalhamento das partículas para o mecanismo de Orowan (*looping* e *bypassing*) e então a resistência diminui à medida que as partículas crescem, i.e., superenvelhecimento ocorre [48,49,50,51].

A resistência mecânica de uma liga endurecível por precipitação pode ser otimizada através da concentração daqueles elementos que participam do sequenciamento de envelhecimento e que pode ser levada a temperatura de solubilização. Que deve ser realizada com controle para não exceder a solubilidade dos elementos formando partículas grosseiras que não aumentam significativamente a resistência mecânica e possuem efeitos indesejáveis para a tenacidade à fratura.

A distribuição e o tamanho dos precipitados endurecedores afetam significativamente os níveis de resistência mecânicas atingíveis e podem ser controlados pela temperatura e tempo de envelhecimento, e em alguns casos pela deformação pré-existente no material antes do envelhecimento.

Em função das interações entre discordâncias e precipitados ocorrerem em uma escala mais fina do que as que ocorrem entre discordâncias e contornos de grãos e sub-grãos, o grau de recristalização, *per se*, e tamanhos de grãos recristalizados tem pouco efeito na resistência mecânica de ligas aeronáuticas. No entanto, o grau de recristalização normalmente afeta a textura cristalográfica, que por sua vez realmente afeta resistência mecânica e a anisotropia das propriedades dos produtos de liga de alumínio.

2.4.2 Propriedades Mecânicas Dinâmicas

As trincas por fadiga podem iniciar na superfície ou em sítios internos do material. O evento de iniciação pode estar associado com uma falha na superfície, defeitos, etc. que concentram tensão. Qualquer característica microestrutural, por exemplo, partículas de constituintes, PFZs, porosidade que tanto podem concentrar tensões como localizar uma deformação terá um efeito adverso na resistência de iniciação de trinca por fadiga. Consequentemente, uma microestrutura com mecanismos de resistência por partículas duras e não cisalháveis, livres de fases constituintes (intermetálicos) e porosidade, e tendo uma estrutura granular finamente recristalizada ou não-recristalizada, é preferível para uma boa resistência a iniciação de trinca por fadiga.

Uma vez estabelecidas as condições ambientais e de carregamento, a microestrutura é a principal variável independente que pode ser utilizada para controlar a velocidade de propagação de trinca (FCGR – *Fatigue Crack Growth*

Rate). Os principais fatores que afetam a velocidade intrínseca de propagação de trinca são a distribuição da deformação, tamanho da zona plástica, caminho da trinca, propriedades e morfologia dos constituintes de ligas multifásicas e ambiente [54]. Cada um desses fatores é afetado tanto pela composição da liga quanto pela microestrutura.

2.5 Tratamento Térmico

Como já mencionado anteriormente, o controle adequado da temperatura é fundamental para se atingir os resultados desejados no que diz respeito ao tratamento térmico das ligas de alumínio tratáveis termicamente. Isso se dá em função da resposta da liga ao processo de endurecimento por precipitação. Nas ligas tratáveis termicamente, como as ligas 2XXX, 6XXX e 7XXX, os elementos de liga possuem maior solubilidade em temperaturas mais elevadas do que a temperatura ambiente - Figura 3.

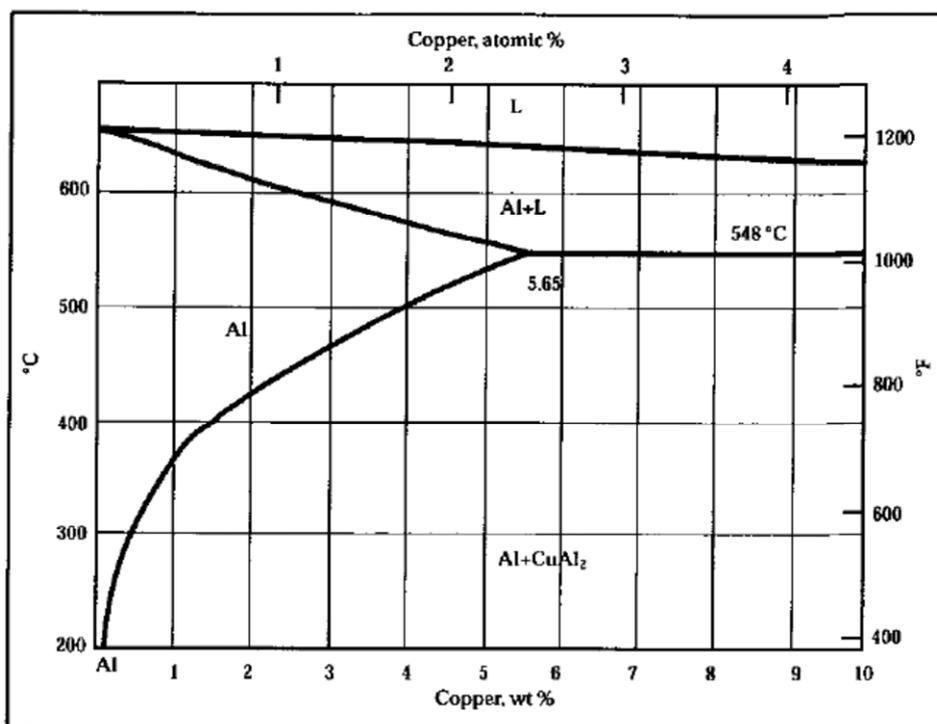


Figura 3 – Diagrama de fases Al-Cu parcial. [55]

A homogeneização é um tratamento térmico precursor aplicado aos tarugos antes do trabalho a quente, que visam a redução dos gradientes de composição química, por difusão, além de promover a redução das tensões

térmicas geradas no processo de solidificação. Como consequência, um dos efeitos naturais é a melhoria da conformabilidade.

A solubilização, realizada acima da temperatura *solvus* para uma determinada composição visa obter uma solução sólida de constituintes de liga, que seguido de resfriamento rápido permite a obtenção de uma solução sólida supersaturada (SSSS) à temperatura ambiente, condição precursora do tratamento de envelhecimento artificial.

Após o resfriamento rápido no final da solubilização, a maior parte das ligas de alumínio aeronáutico é envelhecida artificialmente (ou endurecidas por precipitação). Trata-se do mecanismo pelo qual a dureza, limite de escoamento, resistência à tração aumentam rapidamente com o tempo durante tratamentos isotérmicos.

Este fenômeno foi descoberto por Wilm [56], que percebeu a variação de dureza no tempo em ligas de alumínio com quantidades mínimas de cobre, magnésio, silício e ferro após serem resfriadas rapidamente a partir de temperaturas próximas do ponto de fusão. Em geral, a sequência de precipitação ocorre pelo nucleação de vacâncias, formação de zonas GP, nucleação de precipitados coerentes, precipitação de precipitados incoerentes e crescimento dos precipitados.

O endurecimento por precipitação envolve o aquecimento da liga de alumínio a uma temperatura entre 93°C e 230 C. Nesta temperatura, a solução sólida supersaturada obtida no resfriamento rápido começa a se decompor. Inicialmente há um acúmulo de átomos de soluto próximos de vacâncias. A partir do momento que uma quantidade suficiente de átomos ocupou esses acúmulos de vacâncias por difusão, precipitados coerentes se formam. À medida que novos átomos de solutos difundem para esses clusters, eventualmente a matriz não consegue acomodar todos os átomos em rede ocasionando uma perda de coerência com a matriz e precipitados semi-coerentes se formam.

Do ponto de vista tecnológico, as melhores práticas de tratamento térmico para ligas de alumínio de uso aeronáutico estão detalhados na AMS 2772E [57].

2.6 Conformação por spray

Em geral, uma carga de metal é carregada em um cadinho e aquecida até a sua fusão, em forno ao ar ou em atmosfera inerte, a uma temperatura acima de temperatura liquidus (T_{Liquidus}). Após o metal líquido atingir o superaquecimento desejado o mesmo é transferido ao topo do atomizador iniciando o processo de atomização propriamente dito. O fluxo de metal líquido é conduzido ao bocal do atomizador e em seguida é envolvido pelo fluxo de gás inerte e acelerado ao substrato. Em alguns casos o conjunto do atomizador possui controle de atmosfera que permite o controle de pressão de gás na superfície livre do metal líquido ou como no caso deste trabalho, o fluxo de metal líquido é controlado pela pressão metalostática. O processo é cessado quando o fluxo de metal líquido é esgotado [58].

O processo CS é subdividido em três sub-processos: (i) atomização; (ii) comportamento térmico e dinâmico da gota no spray bifásico; e (iii) deposição da gota e solidificação final da pré-forma [59].

As técnicas de atomização foram amplamente elaboradas em aplicações de metalurgia do pó, no entanto, para uso em CS a atomização centrífuga e a atomização gasosa são mais utilizadas em função do fluxo de metal.

Fundamentalmente do ponto de vista metalúrgico, a atomização é a desintegração do fluxo de metal ou liga metálica fundida em um espectro de gotas, as quais podem solidificar posteriormente na forma de pó [60].

O mecanismo da ruptura do fluxo de metal líquido é constituído três estágios. Alteração da pressão dinâmica do fluxo de gás inerte em função da interação com o fluxo de metal líquido fazendo com que a superfície do metal flua em um modo senoidal de alta frequência ou ondas de amplitudes variadas. Separação do material perturbado do fluxo de metal líquido nos picos de onda como ligamentos e grandes gotas. A estabilidade dessas gotas e ligamentos é determinada pela razão das forças inerciais e tensão superficial. O segundo estágio consiste na transformação das gotas grandes em menores através dos mecanismos de atomização a seguir: (i) as gotas são vibradas pelo fluxo de gás com amplitude crescente até que sejam fragmentados; (ii) o líquido é separado da superfície das gotas; (iii) as gotas achatam, são infladas à medida

que o gás é forçado para dentro delas e finalmente colapsam em várias gotas menores. Portanto a distribuição de tamanho das gotas pode compreender gotas formadas diretamente do fluxo de metal pelo primeiro estágio de atomização e as menores formadas pelo segundo estágio de atomização das gotas maiores. O terceiro estágio da atomização é o próprio processo de solidificação. [61,62,63]

A Figura 4 apresenta um diagrama do processo de conformação. Nele pode-se observar o fluxo de metal líquido (\dot{M}) com um determinado superaquecimento (ΔT) na parte superior do diagrama, no bocal de atomização do tipo queda livre. Na saída do bocal localizam-se as saídas do gás inerte (N_2). Logo após a saída, na convergência do fluxo de metal líquido com o de gás inerte encontra-se a região de atomização, seguido do spray de gotas de metal em processo de solidificação e próximo ao substrato observa-se a formação do depósito. A distância entre o local onde as gotas se formam e o substrato denomina-se distância de vôo (z). Neste ponto o tempo (t) é considerado início e a temperatura (T_0) a qual está a certo superaquecimento (ΔT) acima da T_L . A gota resfria ainda no estado líquido e é projetada do ponto de atomização pelo próprio gás de atomização, até atingir T_L quando a gota inicia a solidificação (assumindo não haver super-resfriamento). Assim a gota semi-sólida continua a sua solidificação e se resfria no sentido da temperatura eutética da liga (T_E). Se um substrato é colocado a uma distância axial z para interromper a trajetória da gota, então a gota se deposita sobre o substrato a uma temperatura T correspondendo a uma fração sólida f . Para um spray formado por gotas compreendendo um espectro de diâmetros de gotas e, portanto um espectro de histórias térmicas, o calor total removido do spray por unidade de massa é a soma dos calores de cada uma das gotas do spray ponderada pela massa de cada gota.

Após a atomização, o comportamento dinâmico e térmico das gotas e o fluxo do gás de atomização estão intrinsecamente acoplados pela troca de *momentum* e calor. É importante controlar: (i) as trajetórias das gotas para minimizar as perdas por overspray; e (ii) histórico de variação de temperatura das gotas para controle da temperatura de deposição e da fração sólida [59].

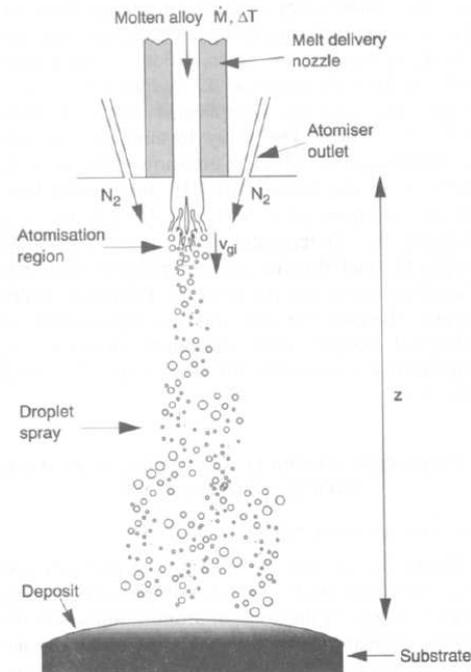


Figura 4 - Diagrama do processo de conformação por spray com os parâmetros do processo v_{gi} , \dot{M} , ΔT e z . [63]

As gotas que chegam à superfície da preforma podem estar totalmente líquidas, semi-sólidas ou totalmente sólidas e a superfície do substrato também pode estar totalmente líquida, semi-sólida ou sólida. A combinação da fração sólida da gota e da preforma determina a maneira como as gotas irão ricochetear ou ser incorporadas. Assim a fração sólida na superfície superior é determinada pelas velocidades de troca de calor que chega e que sai do topo da superfície da preforma. A taxa de saída de calor é determinada pelas condições de resfriamento convectivas, condutividade térmica da preforma e gradientes térmicos. O balanço entre taxas de entrada e saída de calor e o subsequente fluxo de calor macroscópico da preforma controla a evolução da porosidade e da microestrutura obtida por CS.

2.7 Processo de Extrusão

2.7.1 Técnica e Parâmetros de Processo

A Extrusão é um processo de conformação mecânica que consiste em forçar a passagem de um bloco de matéria-prima (tarugo) através do orifício de uma

matriz mediante aplicação de uma força adequada. Devido à magnitude das forças envolvidas, as ligas metálicas são extrudadas a quente em condições onde, em geral, a resistência à deformação do metal é relativamente baixa. As forças de tarugo com as paredes da matriz lateral e da matriz de redução resultam em tensões compressivas elevadas, as quais são efetivas na redução da probabilidade de formação de trincas no tarugo durante a execução do processo. A extrusão apresenta ainda, uma tensão média de compressão em relação às outras técnicas de processamento. Esses dois fatores apresentados são importantes no uso da extrusão para a transformação mecânica dos metais de difícil conformação, como os aços inoxidáveis, as ligas a base de níquel e materiais conformados em temperaturas relativamente baixas [37].

Tradicionalmente a extrusão é muito empregada para obter barras e tubos, podendo ser também utilizada para a produção de seções de formas complexas, especialmente em materiais de fácil processamento como o alumínio. Nesses materiais obtêm-se formas finais com excelentes tolerâncias dimensionais e qualidade superficial. É também apropriada para quebrar a estrutura primária de fundição em metais, deformando-a em tamanhos menores e promovendo seu refinamento microestrutural [38].

Existem dois tipos fundamentais de extrusão: a extrusão direta e a extrusão inversa, ambos esquematizados na Figura 5. Na extrusão direta o metal a ser processado é colocado em um cilindro e empurrado contra a matriz através de um pistão acionado por uma haste. Na extrusão inversa, emprega-se uma haste oca que empurra a matriz contra o metal a extrudar, o qual sai da matriz em sentido oposto ao movimento da haste. O outro extremo do cilindro encontra-se fechado por uma placa.

Uma das vantagens de metais conformados mecanicamente por extrusão é a eliminação da porosidade presente em lingotes fundidos. Esse processo, proveniente da elevada deformação e consequente compactação, tem um efeito benéfico nas propriedades mecânicas como a melhoria da tenacidade à fratura.

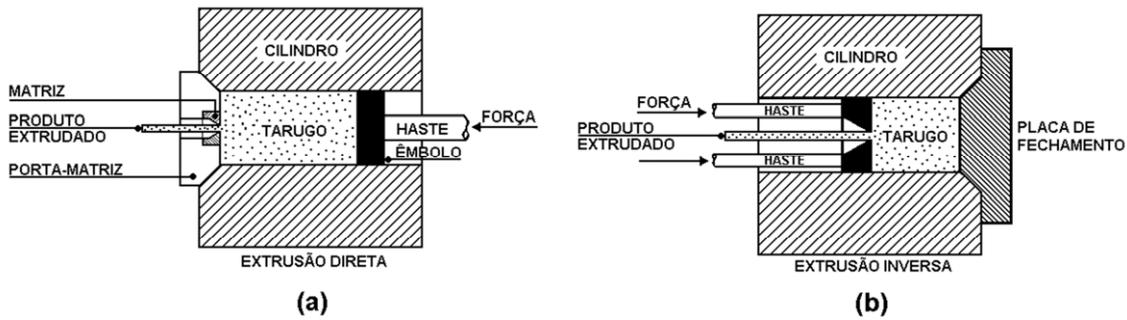


Figura 5 - Processos de extrusão direta (a) e inversa (b). [39]

Para o desenvolvimento de estrutura e propriedades em um processo, deve-se ter um controle adequado dos parâmetros de processo, que neste caso são a razão de extrusão, temperatura de trabalho e velocidade de deformação. Parâmetros que direcionam o comportamento do material durante a extrusão e que condicionam a microestrutura e propriedades do produto final.

A razão de extrusão (RE) está representada em (5) e é a relação da área inicial (A_0) com a área final (A_f) da seção transversal do tarugo. As razões de extrusão podem ser tão maiores quando maior a capacidade de deformação do material.

$$RE = \frac{A_0}{A_f} = \frac{1}{(1-p)} \quad (5)$$

onde p é a porcentagem de redução de área dada por:

$$p = 1 - \frac{A_f}{A_0} \quad (6)$$

onde A_0 a área inicial; e A_f , área final.

Se estudarmos o fenômeno em regime estacionário, i.e., fluxo de massa através da matriz constante, a velocidade de obtenção do produto extrudado ($v_{\text{Extrudado}}$) é dada por:

$$v_{\text{Extrudado}} = z \times RE = z \times \frac{A_0}{A_f} = z \times \frac{1}{1-p} = \frac{z}{1-p} \quad (7)$$

onde z é a velocidade de punção. Assim, para um dado z , e.g. mm/min, a velocidade de saída do material ao final da extrusão será diretamente proporcional a RE.

Para determinadas condições de extrusão, e.g., limite de escoamento do material, da temperatura, do atrito e da taxa de deformação pode-se relacionar a pressão de extrusão ($P_{\text{Extrusão}}$) diretamente com o logaritmo natural da RE, de tal forma que ela pode ser dada por

$$P_{\text{Extrusão}} = k \cdot A_0 \cdot \ln\left(\frac{A_0}{A_f}\right) \quad (8)$$

onde k é uma constante de extrusão e com uma constante de extrusão k [64] que engloba a limite de escoamento, atrito e trabalho redundante em um único parâmetro.

A correlação entre a temperatura, a taxa, e a razão de extrusão auxilia de forma determinante na obtenção de um produto extrudado com homogeneidade microestrutural e de propriedades mecânicas intrínsecas do processo.

O aumento da velocidade do êmbolo produz maiores pressões de extrusão e favorecem o aquecimento adiabático do tarugo, podendo gerar problemas com fragilidade a quente.

A seleção adequada da velocidade de extrusão e da temperatura pode ser determinada empiricamente para se estimar a interdependência desses fatores. Assim, para uma mesma pressão de extrusão, a razão de extrusão aumenta com o aumento da temperatura. Da mesma forma, para uma dada temperatura, a pressão de extrusão será maior quanto maior a razão de extrusão. A temperatura máxima para processamento do tarugo, admitindo-se que não haja limitações de resistência da matriz e ferramentas, é determinada pela fusão incipiente ou fragilidade a quente durante a extrusão.

2.7.2 Extrusão Direta e Indireta:

A resposta do tarugo à pressão exercida pelo punção prescreve o comportamento do material durante a extrusão envolvendo algumas etapas. Como mostrado na Figura 6, inicialmente o punção entra em contato com o tarugo, o qual interage através de uma pequena resistência mecânica que aumenta de maneira proporcional. Esse aumento rápido e constante na

pressão ocorre devido à compressão inicial do tarugo para preencher a matriz de extrusão.

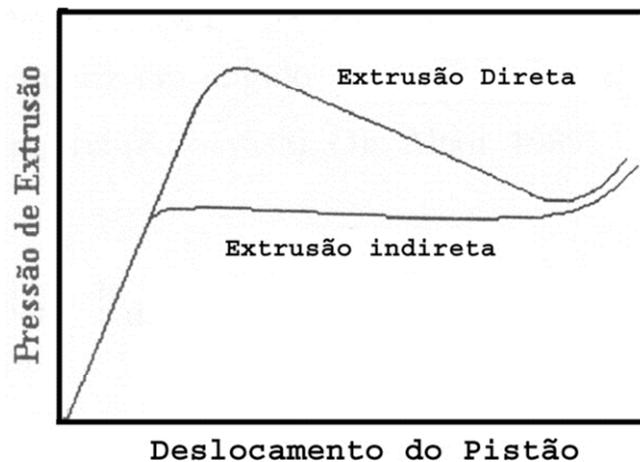


Figura 6 - Pressão de extrusão em função do deslocamento do punção. [39]

Para a descrição da segunda etapa deve-se fazer distinção entre o comportamento para a extrusão direta e para a extrusão indireta. Na extrusão direta o metal começa a escoar através da matriz a partir de um valor máximo de pressão. Conforme o tarugo é extrudado através da matriz, a pressão necessária para manter o escoamento diminui devido à redução do comprimento do tarugo no interior da matriz. Já na extrusão reversa não há movimento relativo entre o tarugo e as paredes da matriz. Além disso, a pressão de extrusão é aproximadamente constante com o aumento do percurso do êmbolo e representa a tensão necessária para deformar o metal através da matriz. Porém, embora a extrusão reversa pareça um processo mais atrativo de início, na prática é limitado pela necessidade de se utilizar um êmbolo vazado que cria limitações quanto ao tamanho da peça extrudada e à pressão de extrusão máxima que pode ser atingida. A maioria das extrusões a quente são feitas pelo processo de extrusão direta.

A terceira etapa se caracteriza por ocorrer um crescimento rápido da pressão devido ao término do tarugo, uma vez que a força aplicada pelo êmbolo passa a agir diretamente sob a face da matriz de redução. Nesse momento interrompe-se a extrusão, restando apenas um pequeno refugo do tarugo

quase sempre contendo defeitos que são indesejáveis no produto.

2.7.3 Defeito de Extrusão:

O processo de extrusão promove um defeito interno característico no material processado. Como o núcleo do material a ser extrudado se move através da matriz mais rapidamente que a periferia, quando o processo de extrusão atinge a fase final começa a ser formada uma cavidade no centro da superfície do material em contato com o pistão. Essa cavidade cresce gradualmente em diâmetro e profundidade pelo interior do material, transformando a barra emergente em um tubo, sendo necessário que essa porção seja descartada. O aspecto desse defeito é semelhante a um rechupe interno e pode representar uma perda importante de material.

Outro defeito característico é a formação de estrias no material extrudado devido ao atrito provocado durante a passagem desse material pelo orifício da matriz. Nesse caso, primariamente os parâmetros de processo devem ser ajustados de maneira a corrigir esse defeito ou, se necessário e viável, o material poderá passar por operações complementares para corrigir essa característica do processo.

2.7.4 Lubrificação:

As condições de lubrificação agem na interação tarugo-matriz e influem na maneira com que o material escoar pela matriz, sendo também que uma boa lubrificação reduz a pressão de extrusão.

Certos defeitos que podem ocorrer na extrusão estão diretamente relacionados com o modo pelo qual o material se deforma durante a extrusão. Um lubrificante efetivo para a extrusão a quente deve ter uma resistência ao cisalhamento baixa e ser ainda estável o suficiente para evitar a decomposição em temperaturas elevadas. O filme de lubrificante para produzir os efeitos desejados deve ser completo e contínuo. Falhas no filme servem para iniciar zonas de cisalhamento que podem desenvolver superfícies trincadas. O filme lubrificante pode ser também levado para o interior da extrusão ao longo de bandas de cisalhamento, aparecendo estrias longitudinais no produto final.

A probabilidade de ocorrência de defeitos de extrusão aumenta quando há

diferença de temperatura entre tarugo e a matriz, dessa forma pode haver comportamento diferencial entre o núcleo do tarugo e a sua superfície, gerando assim tensões de cisalhamento não previstas e deletérias ao produto extrudado.

O uso de temperaturas elevadas em um processo onde estão envolvidas tensões compressivas tem a vantagem de reduzir a chance de ocorrência de trincas no material.

2.8 Extrusão em Canal Angular (ECAP)

Entre os anos 70 e 80 em Minsk (Russia), durante o desenvolvimento deste processo, o principal objetivo era o desenvolvimento de um processo onde elevadas deformações pudessem ser introduzidas em billets de metais por cisalhamento puro [65]. No entanto, apesar do objetivo ter sido atingido, esse processo só começou a chamar a atenção da comunidade científica e tecnológica nos anos 90 ao serem reportados a obtenção de materiais com tamanhos de grãos ultra-finos (Ultra-fined grain) via ECAP [66]. O ECAP impõe grande quantidade de deformação plástica em barras, através de um estado de cisalhamento puro, sem alteração da seção transversal da barra deformada. Em função dessa característica, torna-se possível efetuar deformações sucessivas no material [67].

Uma ilustração esquemática do princípio do ECAP está na Figura 7 [68], onde dois canais de mesma seção transversal se interceptam em um canal com um ângulo oblíquo Φ . No que diz respeito à intersecção entre os canais oblíquos e o projeto da matriz, o processo pode ocorrer utilizando um ferramental com uma configuração de matriz como na Figura 7 (a) ou com arco de concordância ligando os dois canais como nas Figura 7(b) e (c). Definindo Ψ como o ângulo entre o arco externo de concordância entre os dois canais, as Figura 7(a) e (b) correspondem às condições limitantes de $\Psi=0$ e $\Psi=\pi-\Phi$, e a Figura 7 (c) corresponde a uma situação intermediária onde Ψ fica em um ângulo intermediário entre $\Psi=0$ e $\Psi=\pi-\Phi$.

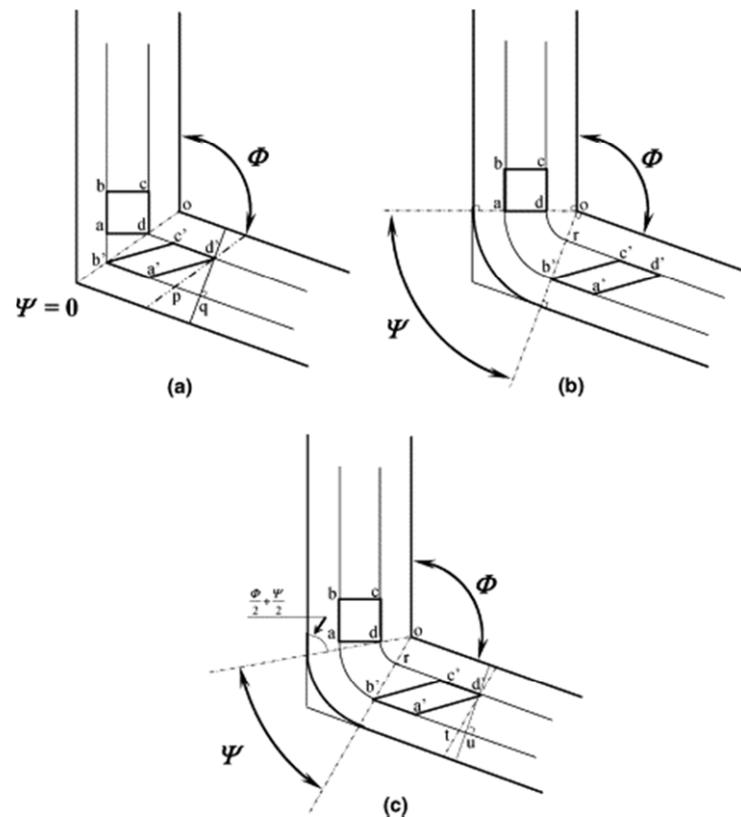


Figura 7 – Princípio do ECAP onde ϕ é o ângulo de intersecção dos dois canais e Ψ é o ângulo formado pelo arco no ponto de intersecção (a) $\Psi=0$, (b) $\Psi=\pi-\Phi$, (c) Ψ está entre $\Psi=0$ e $\Psi=\pi-\Phi$. [33]

Essas tres condições foram consideradas em análise anterior [68] mas os cálculos foram baseados em uma matriz de seção quadrada, como na Figura 8 (a), e eles associaram o ângulo Ψ com a ordem de grandeza do atrito na parede do canal da matriz. Neste mesmo trabalho demonstrou-se que a deformação acumulada em cada passagem pela matriz, deformação após N ciclos, ϵ_N , pode ser calculada por:

$$\epsilon_N = N \cdot \left[\frac{2 \cot\left(\frac{\Phi}{2} + \frac{\Psi}{2}\right) + \psi \operatorname{cosec}\left(\frac{\Phi}{2} + \frac{\Psi}{2}\right)}{\sqrt{3}} \right] \quad (9)$$

Na prática, problemas associados ao atrito nas paredes da matriz podem ser evitados utilizando lubrificantes apropriados. Dessa forma a análise mostrada assume que as matrizes foram fabricadas conforme ilustradas nas Figura 7(a) e (c) e a amostra pode ser lubrificada de tal forma que os efeitos de atrito

podem ser desconsiderados. O princípio do ECAP, através do fluxo de material, está ilustrado esquematicamente Figura 9 [69]. Para a matriz mostrada na ilustração, o canal interno é desviado abruptamente através de um ângulo, ϕ , de 90° e tem um ângulo adicional, ψ , igual 0° na Figura 9 que representa o raio de curva externo onde os dois canais se interceptam. A amostra, na forma de uma barra ou de um cilindro, é usinada para se ajustar ao canal e a matriz é instalada em uma prensa ou máquina de ensaios para permitir o deslocamento da amostra através da matriz pela atuação de um punção. A natureza da deformação imposta é de cisalhamento simples que ocorre quando a amostra passa através da matriz, como mostrado esquematicamente na Figura 10. Para simplificar, o ângulo de fieira na Figura 10 é de 90° , o plano de corte teórico é mostrado entre dois elementos adjacentes no interior da amostra numeradas de 1 e 2, e estes elementos são transpostos por cisalhamento, como representado na parte inferior do diagrama [68].

Apesar da introdução de uma deformação muito intensa como a amostra passa através do plano de cisalhamento, a amostra em última análise, emerge da matriz sem sofrer qualquer alteração das dimensões transversais. Isto é ilustrado pela amostra pressionado na Figura 9. Três planos ortogonais separados são também definidos na Figura 9, onde estes planos são o plano X ou transversal, perpendicular à direção de fluxo; o plano Y paralelo ao fluxo, à face lateral no ponto de saída da fieira; e o plano Z, ou paralelo plano longitudinal à superfície de topo no ponto de saída a partir do molde, respectivamente.

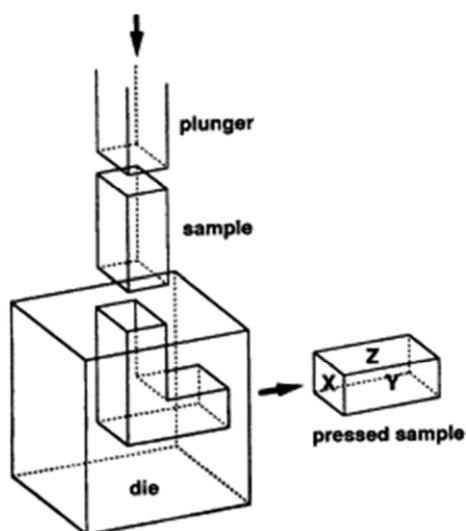


Figura 9 – Ilustração esquemática do processo de ECAP: os planos X, Y e Z denotam o plano transversal e o plano do fluxo e o plano longitudinal, respectivamente. [68]

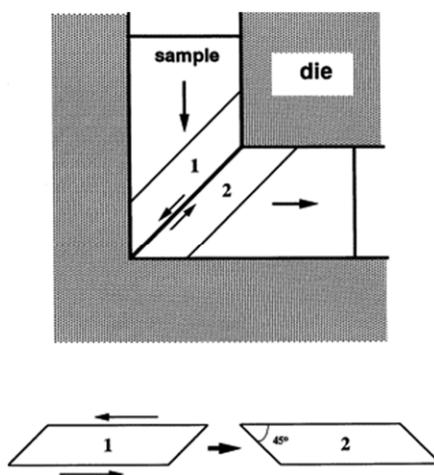


Figura 10 – o princípio do ECAP mostrando o plano de cisalhamento dentro da matriz: os elementos numerados 1 e 2 estão transpostos por cisalhamento como indicado na parte inferior da ilustração. [68]

2.9 Ensaios de Torção a Quente

Durante o ciclo do projeto de um material, iniciando nos requisitos, passando pela composição química, através de cálculos termodinâmicos e estudos de processamento do metal líquido até a parte de conformação e tratamentos térmicos, há um sequenciamento de etapas que estão relacionadas à elaboração de modelos, simulação de processos e estimativas de custos. Esse

ciclo se encerra com a realização de testes representativos da realidade tecnológica. Assim, ensaios em laboratórios e em escala-piloto que proporcionem uma idéia próxima do resultado esperado são interessantes para um método iterativo de melhoria e refino de processo, ainda durante a fase de desenvolvimento do material. Isso contribui sobremaneira para a redução dos custos de ensaios e métodos errôneos, para melhoria da qualidade dos produtos trabalhados a quente, são recomendadas simulações físicas em laboratório com a manutenção de um controle preciso das variáveis relevantes nos níveis plasto-mecânico e microestrutural [42].

Em processos de fabricação, tais como extrusão a quente, o comportamento de deformação de metais em condições de trabalho à quente é fortemente influenciada pelo desenvolvimento da microestrutura, que inclui o empilhamento de discordâncias, recuperação dinâmica através da formação de subgrãos e regulares contornos de baixo ângulo e recristalização. Pode também ser afectado pelo próprio aquecimento decorrente da deformação causada pelo próprio trabalho mecânico à quente, aquecimento adiabático. Para materiais com alta energia de falha de empilhamento, tais como alumínio CFC, só ocorre recuperação dinâmica e este processo equilibra completamente os efeitos do esforço e do trabalho de endurecimento.

No teste de torção, o modo de deformação é o cisalhamento puro, o qual, girando a uma velocidade constante, produz uma deformação verdadeira constante e uma taxa de deformação que diminui linearmente da superfície da amostra para o seu centro. Este gradiente pode ser corrigido matematicamente para o cálculo destes valores. Grandes deformações podem ser aplicadas à amostra sem qualquer problema de atrito ou instabilidade geométrica antes que a fratura ocorra, o que torna possível a simulação de conformações com múltiplas deformações [42]. Durante o ensaio de torção, a amostra tem uma tendência inicial de se alongar, mas depois de se encurtar. Se o movimento longitudinal for constringido, a tendência ao encurtamento e/ou alongamento provoca tensões axiais que reduzem a deformação até a fratura pelo aumento das trincas desenvolvidas.

O teste de torção a quente tem sido a técnica preferida para ensaiar e otimizar o comportamento de trabalho a quente, em função da não ocorrência de instabilidades geométricas durante a deformação. As microestruturas próximas à superfície devem ser examinadas nas direções tangencial ou longitudinal, de maneira a correlacioná-las com a tensão e taxa de deformação superficiais.

Tendo em vista as características dos processos apresentados nessa revisão bibliográfica. O processo de conformação por spray foi selecionado para a produção de um depósito ou pré-forma com a sucata da liga 7050-T7451. Este depósito foi conformado mecanicamente por extrusão ou extrusão/ECAP com a finalidade de refino da estrutura e eliminação de porosidade. Acoplados a estes processamentos foram realizados os tratamentos térmicos devidos, homogeneização, solubilização e envelhecimento artificial para otimização do processamento e das propriedades mecânicas. O ensaio de torção a quente foi empregado para determinação das melhores condições de processamento da liga na extrusão visando a obtenção de um tamanho de grão reduzido.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Os capítulos anteriores trataram dos conceitos fundamentais utilizados para a definição de uma rota tecnológica para a reciclagem de um material aeronáutico, neste caso liga 7050-T7451. Neste capítulo será detalhada a abordagem adotada para as atividades de harmonização e concatenação dos processos utilizados para chegar ao objetivo do trabalho.

3.1 Material

A matéria prima utilizada neste trabalho foi cavaco de usinagem da liga 7050-T7451 produzido pela Embraer a partir da usinagem de placas adquiridas conforme AMS 4050 H [35]. A composição química e as respectivas tolerâncias estão apresentadas na Tabela 2. O material foi segregado na mesa de usinagem durante a fabricação de peças primárias.

Tabela 2 – Composição Química AMS 4050H.

Elemento	Composição Química	
	Mínimo	Máximo
Silício	--	0,12
Ferro	--	0,15
Cobre	2,0	2,6
Manganês	--	0,10
Magnésio	1,9	2,6
Cromo	--	0,04
Zinco	5,7	6,7
Titânio	--	0,06
Zircônio	0,08	0,15
Outros Elementos, cada	--	0,05
Outros Elementos, total	--	-,15
Alumínio	remanescente	

3.2 Metodologia proposta para reciclagem dos cavacos de 7050-T7451

A Figura 11 apresenta um diagrama com a visão macro da metodologia proposta para a reciclagem de cavacos de 7050-T7451. Como já foi citado, o objetivo deste trabalho é a definição de uma sequência de processos conhecidos (TRL 9-10) que permita a obtenção de um material reciclado e processado termomecanicamente com propriedade mecânicas compatíveis com a especificação de aquisição e tendo como base de engenharia o MMPDS-06 [71], caracterizando assim um desenvolvimento tecnológico com TRL 3-4.

O primeiro bloco do diagrama compreende o fluxo da tecnologia de Usinagem na Embraer. Desde a placa, passando pelo processo de usinagem para a obtenção da peça primária, a ser utilizada como estrutura aeronáutica, e a consequente geração de cavacos. Sendo que estes, atualmente, são classificados como sucata, que são devidamente descartados. E por último, este diagrama ainda inclui a proposta tecnológica, que é o objeto deste estudo. No bloco seguinte, no Laboratório de Fundição, após a aquisição do cavaco, o primeiro passo é LIMPEZA onde é feita a lavagem alcalina à frio para tirar o resíduo orgânico do fluido de corte, que é feita em duas etapas: imersão e em água corrente. Após a secagem, vem a etapa da fusão do material, SPRAYFORMING, onde o material deixa de ter a forma de cavaco e passa ter a forma de um depósito.

No passo seguinte, no Laboratório de Nanotecnologia, são realizados experimentos de PROCESSAMENTO TERMOMECÂNICO onde se busca a evolução da microestrutura do material e a redução dos gradientes químicos. Existem vários processos possíveis, como por exemplo, a extrusão e o ECAP, que podem ser utilizados alternando com tratamentos térmicos visando a evolução de tais propriedades.

Nesta etapa, os ensaios necessários para a obtenção de informações de evolução microestrutural e propriedades mecânicas podem ser realizados através de ensaios de dureza Brinell e microscopia óptica. Os eventuais resultados que não contribuam para a obtenção de propriedades relevantes para o material reciclado podem ser possíveis de uma revisão nos parâmetros

dos processos de extrusão / tratamento térmico ou até mesmo do processo de sprayforming (vide as linhas tracejadas no DEMa/Lab Nano). Caso haja potencial, o próximo passo está associado a ensaios macroscópicos visando analisar as propriedades em tração e em fadiga, realizados na Embraer.

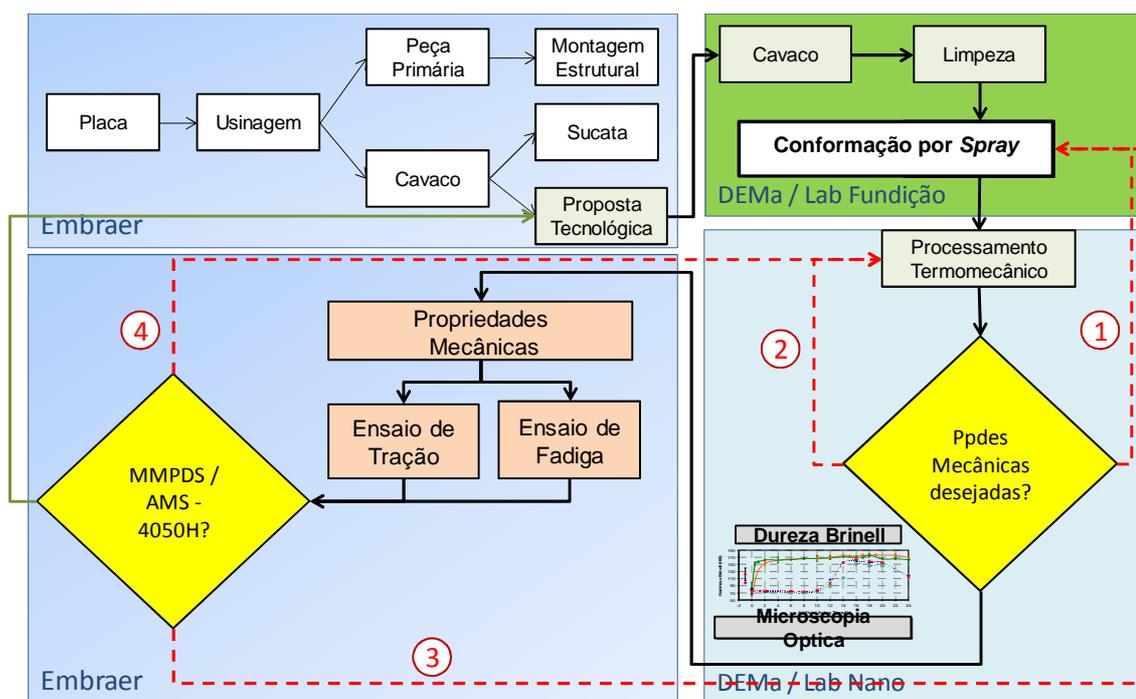


Figura 11 – Diagrama com a visão macro da proposta tecnológica para a reciclagem de cavacos de 7050-T7451.

Os dados obtidos são comparados com os dados do MMPDS-06 [71]. No caso de refluxo, em função das propriedades obtidas abaixo da expectativa, a condição de processamento do material pode passar por uma revisão das condições de processamento termomecânico ou até mesmo nas condições de SPRAYFORMING (vide as linhas tracejadas no DEMa/Lab Nano e DEMa/Lab Fundição). No caso de obtenção de propriedades interessantes, esses parâmetros foram utilizados para a obtenção corpos de prova para a realização de ensaios para determinar as propriedades de tração e fadiga, realizadas na Embraer, e a comparação com os dados do MMPDS-06 [71]. Tais dados serviram de realimentação do ciclo de desenvolvimento, bem como

correlacionar com o processo de sprayforming, bem como o ciclo de processamento termomecânico.

Dentro deste modelo de desenvolvimento tecnológico para um TRL 3-4 à medida que a consistência dos dados fundamentarem, juntamente com outras análises técnicas e financeiras, pode se tornar um desenvolvimento tecnológico TRL 4-5 configurando uma evolução do escopo.

3.3 Procedimento Experimental

3.3.1 Refusão

O primeiro conjunto de atividades da reciclagem é a refusão dos cavacos, onde aproximadamente 4,0 kg de cavacos são transferidos para um dispositivo de “nylon” e lavados com agente alcalino para a remoção dos resíduos orgânicos associados ao fluido de corte. Esse processo compreende três etapas: imersão em água à temperatura ambiente (sem controle de temperatura) e tamboreamento (agitação mecânica). A terceira etapa compreende a lavagem em água corrente até todo o resíduo perceptível de detergente tenha saído do dispositivo de “nylon”. Antes do sprayforming, os cavacos são transferidos para uma plataforma de secagem onde os cavacos eram agitados e secos sob uma chama de propano - Figura 12.

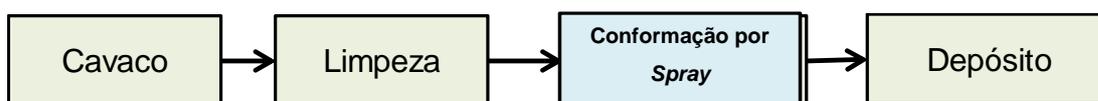


Figura 12 – Refusão.

No sprayforming, a carga previamente limpa de cavacos é colocada em um cadinho de alumina e aquecida por indução para fusão acima da T_{Liquidus} (630°C). Então, o metal fundido é aquecido e antes de ser vazado a uma $T_{\text{Vazamento}}$: 790°C em um tundish de 2L conectado à câmara de sprayforming - Figura 13 - através de um tubo de quartzo de aproximadamente 8,0 mm de diâmetro na entrada 6,0 mm na saída e aproximadamente 80 mm de comprimento, é desgaseificado e limpo com hexacloroetano.



Figura 13 – Câmara de Sprayforming.

A distância compreendida entre a saída do capilar e o substrato onde o metal é depositado, definido como distância de voo, foi de aproximadamente 350 mm. Após a saída do tubo, a coluna de metal-líquido é circundada por um fluxo de atmosfera de nitrogênio (N_2), com pressão inicial de 10 bar no início do processo, proporcionado por 16 saídas de N_2 circunscritas ao bocal, com uma razão gás-metal de aproximadamente 6,0 - Apêndice 1: Estimativa de relação Gás-Metal (GMR). A velocidade de rotação do substrato foi de 60 rpm, com uma excentricidade de 15-20 mm. O tempo médio para execução do processo de deposição foi de aproximadamente 50 segundos. O depósito tem aproximadamente 250 mm de diâmetro e 25 mm de espessura. A massa final de depósito é de aproximadamente 3,0 kg. As perdas são devido às rebarbas e *overspray*.

3.3.2 Processamento termomecânico

O processamento termomecânico do material compreende os processos de conformação a quente e tratamentos térmicos necessários para atingir as propriedades desejadas - Figura 11.

3.3.2.1 Ciclos Termomecânicos

Ao longo do trabalho foi feita uma composição entre a utilização da extrusão, ECAP e tratamentos térmicos de homogeneização, solubilização e envelhecimento artificial que, a partir do sprayforming, ocorrem em três ciclos principais:

1. Ciclo Termomecânico 1 (CT1): EXTRUSÃO / ECAP + HOMOGENIZAÇÃO + ENVELHECIMENTO ARTIFICIAL -Figura 14;

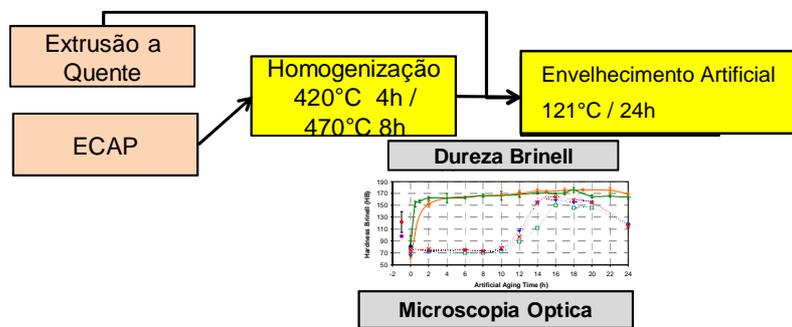


Figura 14 – Ciclo Termomecânico 1.

2. Ciclo Termomecânico 2 (CT2): HOMOGENIZAÇÃO + EXTRUSÃO + SOLUBILIZAÇÃO + ENVELHECIMENTO ARTIFICIAL - Figura 15.

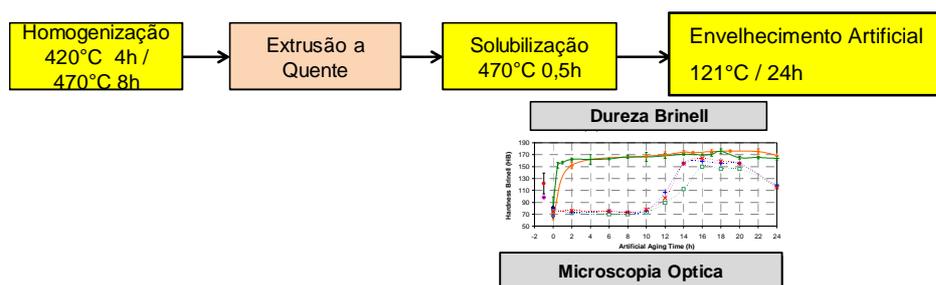


Figura 15 – Ciclo Termomecânico 2

3. Ciclo Termomecânico 3 (CT3): HOMOGENIZAÇÃO + EXTRUSÃO + TORÇÃO A QUENTE - Figura 16.

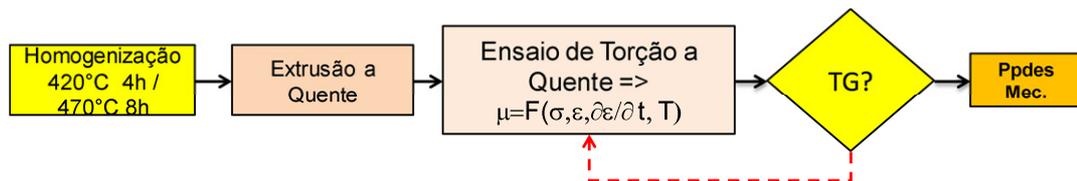


Figura 16 – Ciclo Termomecânico 3.

Uma premissa básica deste estudo foi desenvolver um processo para a obtenção de propriedades mecânicas (tração e fadiga) a partir do menor número de etapas possível. De tal forma que as alternativas que não produziram bons resultados, foram descontinuadas.

Os corpos de prova para a execução dos tratamentos termomecânicos foram retirados dos depósitos e torneados para o diâmetro adequado para a matriz de extrusão. No princípio foi utilizado um conjunto de matrizes de extrusão disponíveis no laboratório com uma redução de 26,0 mm para 11,0mm, uma razão de extrusão de (RE) de 5,5. Com a definição dos parâmetros de extrusão e microestrutura foi definida uma nova matriz como será descrito ao longo do trabalho. Os CT1, CT2 e CT3 foram desenvolvidos numa sequência dentro de processo continuado de melhoria incrementais das propriedades do material reciclado processado. Na Figura 11, os CT1-3 estão relacionados aos refluxos, linhas tracejadas vermelhas, 1 e 2, pois necessitaram de novas corridas de sprayforming e no caso do refluxo 2, está relacionado a correção de parâmetros de extrusão e de ECAP na tentativa de reduzir porosidade e de melhoria de microestrutura.

Há um quarto ciclo derivado do Ciclo Termomecânico 3 que é a execução do Ciclo Termomecânico 2 com um conjunto particular de parâmetros - Figura 17. Através deste ciclo foi possível evoluir para a execução de ensaios estáticos e dinâmicos para o levantamento das propriedades mecânicas do material reciclado.

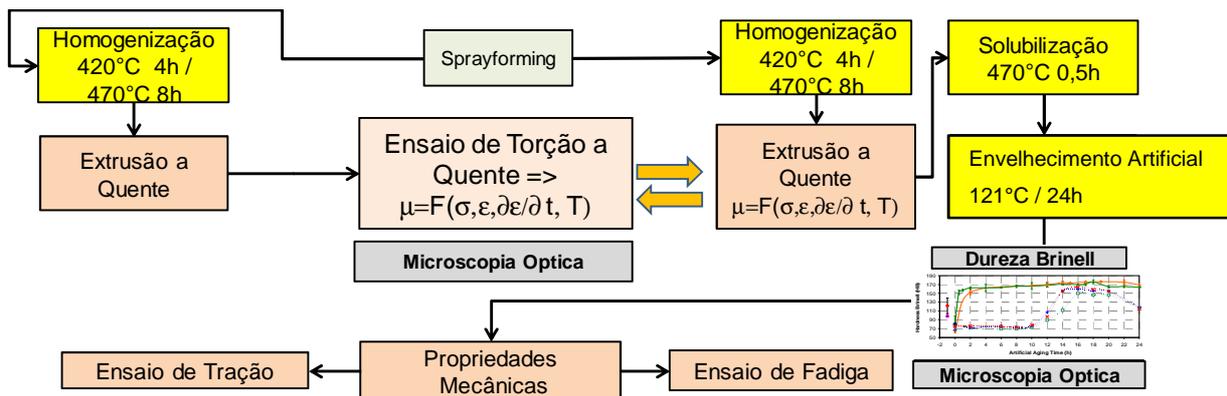


Figura 17 – Relação do ensaio de torção a quente com a extrusão.

3.3.2.2 Ensaios de Extrusão e ECAP

Para a realização dos ensaios de extrusão e ECAP foi utilizada uma máquina universal de ensaios DL 60000 EMIC Universal Testing Machine com carga máxima de 60 ton e velocidade de travessão (ram speed) de 0,01 até 100 mm/min, acoplado com um sistema auxiliar de controle de temperatura.

A Figura 18 (a) mostra o conjunto Matriz 1 com a matriz e o punção. Na redução utilizada o diâmetro inicial era 26,0 mm e o final 11,10 mm (RE=5,5), 52° de ângulo de cone de extrusão e o tarugo possuía um comprimento inicial médio de 60 mm.

Antes de cada extrusão, o conjunto matriz – luva – redução era lubrificado com MoS₂ (sulfeto de Molibdênio) e, em seguida, pré-aquecido para a temperatura de ensaio. Neste momento, conjunto de aquecimento era desmontado para a colocação do tarugo. O punção era retirado e o tarugo lubrificado era inserido na matriz. O punção era recolocado no conjunto, o atuador acoplado no travessão da EMIC. O sistema de aquecimento era remontado e aguardava-se o conjunto atingir a temperatura novamente, seguido de um encharque de aproximadamente dez minutos no conjunto apresentado na Figura 18 (b). Ao final do encharque, o conjunto era reajustado para eliminar folgas e era feito o ajuste zero de carga e deslocamento. A partir deste momento o ensaio de extrusão estava pronto para iniciar.



(a)



(b)

Figura 18 – Conjunto Matriz 1: matriz e punção (a). EMIC + forno (b).

Para o ensaio de ECAP, a matriz utilizada já contava com um sistema integrado de aquecimento - Figura 19. Após o aquecimento da matriz na temperatura de ensaio, a amostra de seção quadrada com 11,10 mm de lado e 60 mm de comprimento - Figura 20 - previamente lubrificada com MoS_2 era inserida na parte superior da matriz e ajustada a zero tanto carga quanto o deslocamento.



Figura 19 – Matriz de ECAP com sistema de aquecimento.

A matriz de ECAP utilizada possui o canal interno com seção quadrada de 123 mm^2 e um ângulo de canal de (ϕ) de 110° . Após o ensaio, para essa rota, os corpos de prova foram fatiados em amostras de aproximadamente 3,0 mm de espessura foram submetidas à homogeneização, seguidas de envelhecimento artificial à 121°C por 24 horas.

Em ambos os casos, a duração do ensaio dependia da temperatura e velocidade desejada. No caso da extrusão, após a execução do ensaio, o conjunto era levado para resfriamento rápido em água à temperatura ambiente. Para os ensaios de ECAP, em função da construção da matriz de ECAP, e da rota de processamento (B_C) à 300°C escolhida não era possível tal procedimento devido à perda de ajuste da matriz, além do tempo total de execução do ensaio.

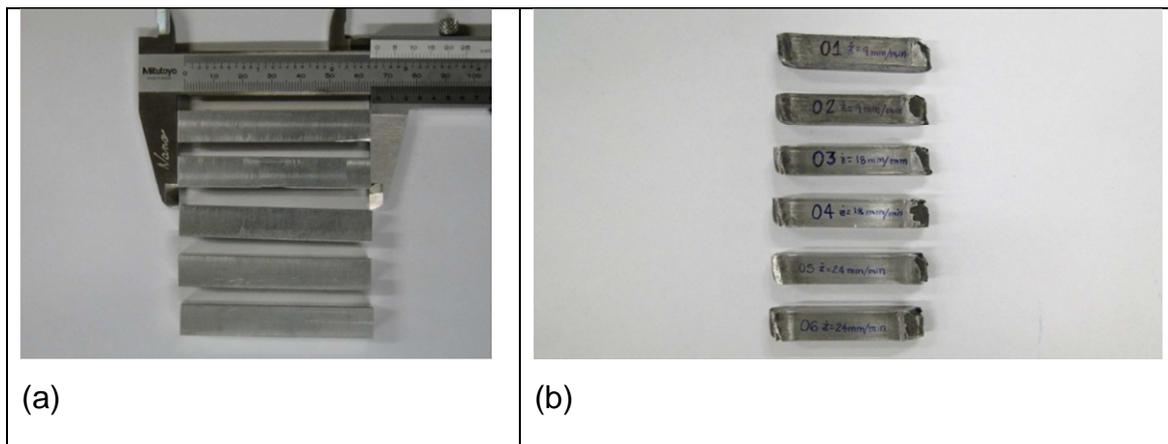


Figura 20 – Corpos de Prova de ECAP.

3.3.2.3 Ensaios de Torção a Quente

As simulações físicas foram executadas na máquina horizontal de ensaios de torção a quente computadorizada - Figura 21 (a).

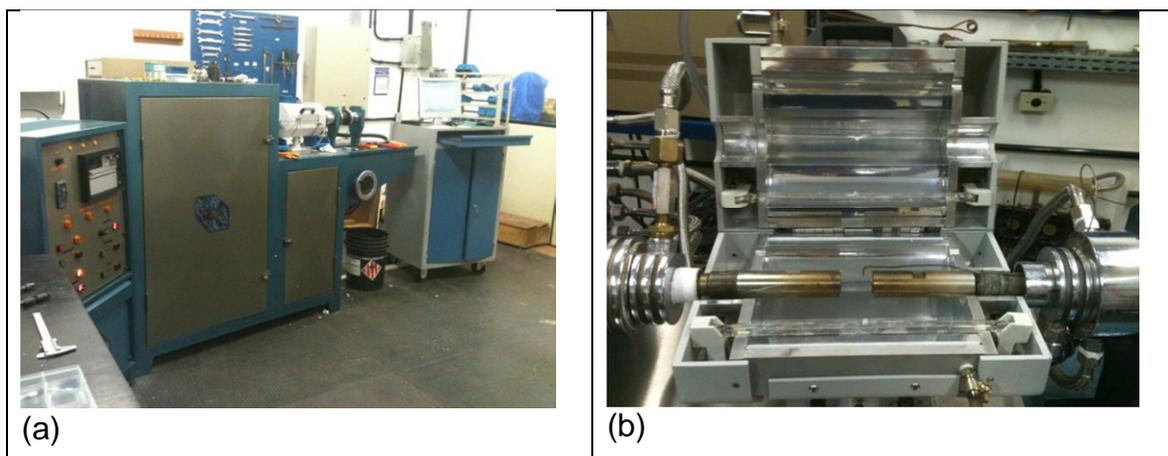


Figura 21 – (a) Máquina de Ensaios de Torção a Quente. (b) sistema de aquecimento.

Esse equipamento foi desenvolvido no Laboratório de Processamento Termomecânico/ UFSCar. Os esforços mecânicos sobre os corpos de prova -

Figura 22 - são aplicados por um servomotor elétrico. O eixo da máquina de torção é dividido em duas partes: o eixo torçor, o qual contém um motor, uma embreagem, um freio eletromagnético e um dispositivo com o qual se mede o ângulo de rotação e, conseqüentemente, a velocidade imposta pela máquina e um segundo eixo com movimento de translação que permite a colocação e a retirada de corpos de prova. A essa extremidade está acoplada a célula de carga.

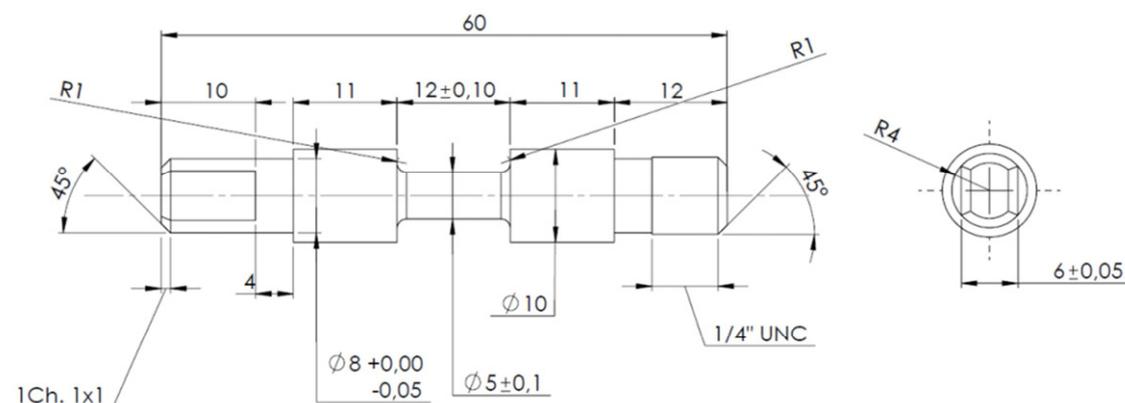


Figura 22 – Corpo de prova para o ensaio de torção a quente com dimensões em milímetros.

O aquecimento e resfriamento do material com taxas controladas foram feitos utilizando-se um forno de indução - Figura 21 (b). As medidas e controle das temperaturas foram feitos utilizando-se um termopar instalado no corpo de prova.

Os tratamentos térmicos de homogeneização, solubilização e envelhecimento artificial foram realizados nos fornos elétricos de tratamento térmico do Laboratório de Ensino no DEMa/UFSCar. Em relação ao tempo e temperatura para os tratamentos, os procedimentos utilizados foram os indicados pela AMS 2772 [57].

Os ensaios de tração foram realizados conforme ASTM E8 em uma máquina eletromecânica de tração/compressão - MTS Criterion model 45 (Carga até 10 T) com uma velocidade de 0,50 mm/min à temperatura ambiente. Maiores detalhes das dimensões do corpo de prova e amostragem estão disponíveis no Apêndice 6. Os testes de fadiga ASTM E 466 foram executados em máquina servo hidráulica MTS - modelo MTS 10T.506.B (carga até 10T) à temperatura

ambiente com $R=0,1$ e frequência de 20hz. Maiores detalhes das dimensões do corpo de prova e amostragem também estão disponíveis no Apêndice 6.

Após a realização dos ensaios termomecânicos, tração e fadiga, e tratamentos térmicos, foram extraídas amostras dos corpos de prova para análise em microscopia óptica. O microscópio ótico utilizado foi modelo ZEISS Axio. As amostras foram preparadas segundo a preparação metalográfica convencional, com lixas 320, 600, 1200 e polidas com pasta diamante e atacadas com reagente Keller. Os aumentos utilizados foram de 50x, 100x, 200x e 500x. Para a determinação do tamanho médio de grão pelo método dos interceptos segundo a norma ASTM E112 foi utilizado o aumento de 100x. O programa de aquisição e análise de imagem foi o Lumenera Infinity Análise release 4.6.0.

Para análises com mais detalhes foram realizadas observações no MEV Philips modelo XL30-TMP e XL30-FEG equipado com espectrômetro de dispersão de energia de raios-X (EDS) na UFSCar e um JEOL and Cambridge da Embraer.

Dessa forma, a visão sistêmica do processamento termomecânico deste trabalho, após o sprayforming, pode ser visualizada na Figura 23.

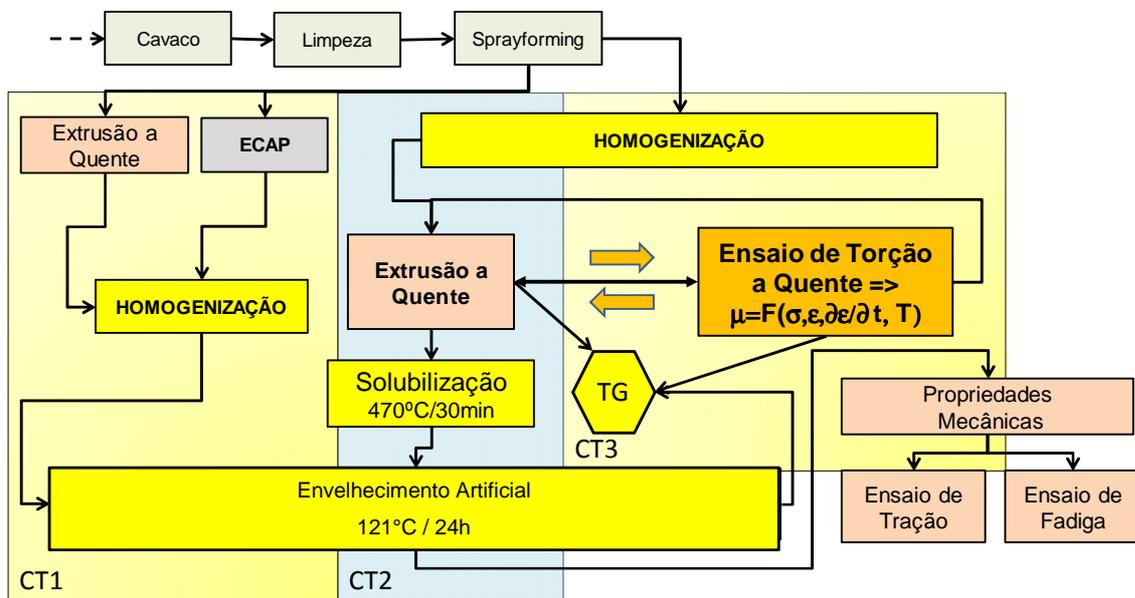


Figura 23 – Visão geral do processamento termomecânico do trabalho.

Neste diagrama, após a apresentação dos processos, é possível visualizar a abordagem iterativa do desenvolvimento. Estão identificados nos fluxos ① e ②

da Figura 11 juntamente com os ciclos termomecânicos 1, 2 e 3 e a utilização do melhor resultado para o levantamento das propriedades mecânicas.

3.3.3 Tratamento dos dados do ensaio de torção a quente

Um ensaio de torção a quente típico para esse material consiste no posicionamento e ajuste do corpo de prova na máquina de torção. Em seguida realiza-se a instalação do termopar no ombro do corpo de prova. Seguido do isolamento do conjunto com o tubo de quartzo e o fechamento desse conjunto no sistema de aquecimento. A máquina era ajustada para as condições do ensaio ($\dot{\epsilon}(s^{-1})$, T/T_{mp} , $\dot{T}(^{\circ}C/min)$, $t(s^{-1})$) e o fluxo de argônio era acionado para evitar a oxidação da amostra. Com o início do ensaio o corpo de prova era aquecido até a temperatura de ensaio a uma taxa média de $120^{\circ}C/min$, mantido em encharque por aproximadamente 300 segundos, o ensaio de torção a quente era iniciado após 240 segundos e parava após 400% de deformação ou ruptura do material, seguido de resfriamento rápido com água à temperatura ambiente.

Uma curva típica tensão x deformação para o ensaio de torção a quente é apresentada na Figura 24 (a). Como se pode observar, os dados na condição como obtidos apesar de reportarem o fenômeno físico trazem muito ruído. O ruído de sinal é caracterizado pelos pontos muito fora da curva, identificados como “dropouts”. Para que as curvas, que representam as condições de ensaio, juntamente com a microestrutura obtida, possam ser comparadas e correlacionadas, um pré-processamento da curva se torna necessário. Assim torna-se possível separar o sinal do ruído.

O primeiro passo do pré-processamento dos dados é a limpeza através da remoção dos dropouts - Figura 24 (b); seguido do filtro de dados - Figura 24 (c); e ajuste polinomial - Figura 25.

A taxa de amostragem no experimento foi da ordem de 6,0 Hz. Para a remoção dos dropouts, um filtro passa-baixa butterworth de segunda ordem foi elaborado para uma frequência de corte de 0,6 Hz. O filtro foi aplicado duas vezes (forward e backward) para não introduzir atraso no sinal, em relação ao tempo. O resultado é comparado com a curva como-obtida, e todos os pontos com diferença absoluta maior que três vezes o desvio padrão do ruído –

considerado como dropout – foi substituído por um novo valor interpolado entre os dois valores adjacentes. Considerando que dois dropouts consecutivos possam ocorrer, e o novo valor interpolado ainda pode ser considerado um dropout. Portanto, o processo de filtragem continua iterativamente até que todos os dropouts sejam removidos.

O próximo passo é separar o sinal do ruído com um filtro. Este procedimento tem que ser feito com atenção dado que o espectro de ruído pode se sobrepor sobre o espectro do sinal através do filtro. O filtro de Spencer foi escolhido em função de sua simplicidade e simetria, o que não introduz nenhum atraso em na Equação (10). A equação do filtro é a seguinte:

$$y_{(n)} = \frac{1}{320} [-3u_{(n-7)} - 6u_{(n-6)} - 5u_{(n-5)} + 3u_{(n-4)} + 21u_{(n-3)} + 46u_{(n-2)} + 67u_{(n-1)} + 74u_{(n)} + 67u_{(n+1)} + 46u_{(n+2)} + 21u_{(n+3)} + 3u_{(n+4)} - 5u_{(n+5)} - 6u_{(n+6)} - 3u_{(n+7)}] \quad (10)$$

A Figura 24 (d) apresenta a análise dos resíduos após o tratamento dos dados. Estão em torno de 2,0 MPa e sem alteração do padrão, o que configura um ruído branco. Do ponto de vista de tratamento de sinal experimental, este fato confirma a eficácia do uso do filtro, por apresentar aparentemente, somente o ruído, sem a contaminação de dados. A análise desta curva filtrada da mostra um primeiro pico a 25 MPa em torno de 0,1 %. Então ao pico segue o primeiro mínimo de tensão, próximo de 15 MPa, seguido de um aumento para o pico de tensão em torno de 35 MPa, decrescendo para uma região quase-estacionária de tensões em função da deformação até o final do ensaio.

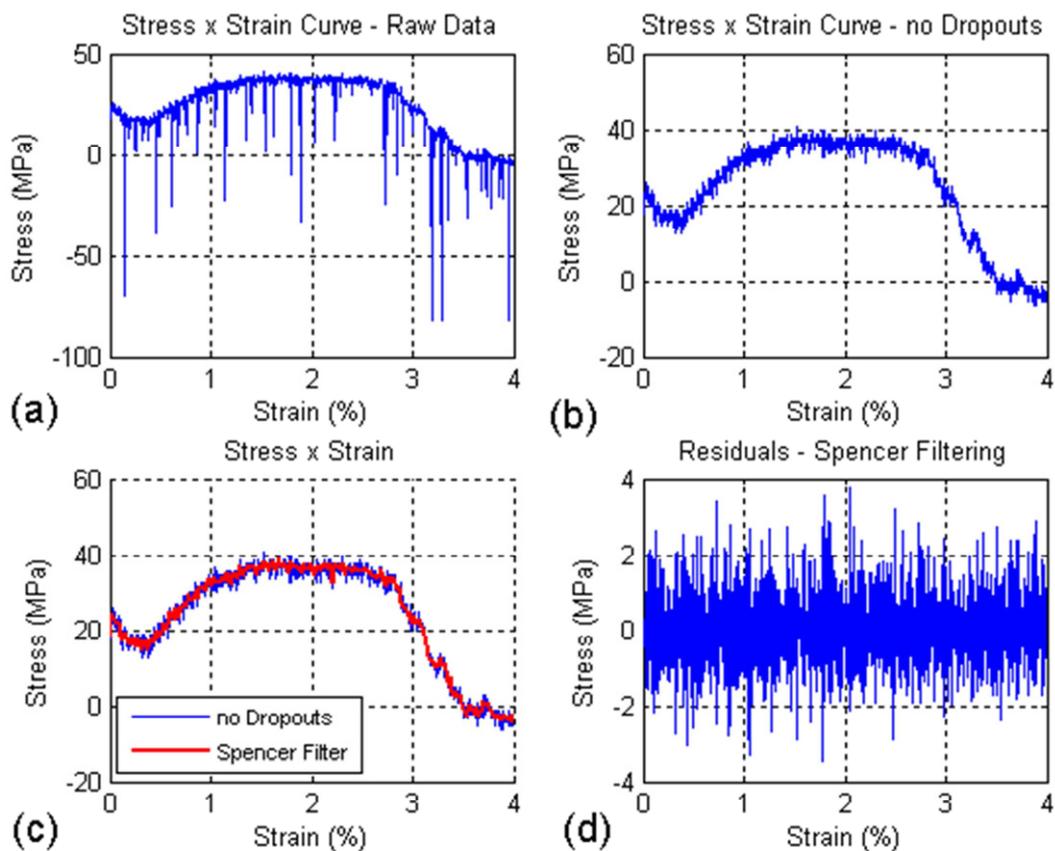


Figura 24 – Tratamento dos dados experimentais tensão x deformação através de filtro de Spencer.

Finalmente, um polinômio de 10^o ordem pelo método dos mínimos quadrados, nos dados filtrados, até a região de tensão máxima, foi feito para permitir a realização de operações matemáticas para entender o comportamento do material de maneira mais sistêmica - Figura 25.

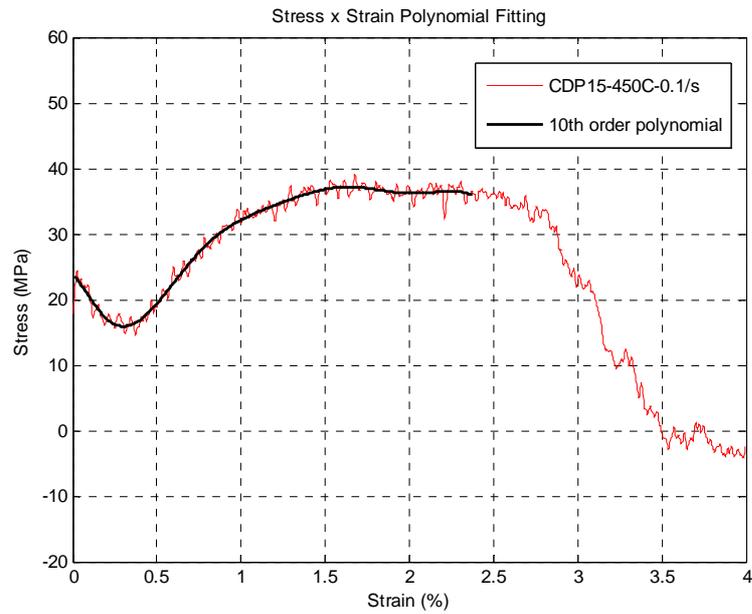


Figura 25 – Ajuste de um polinômio de 10^o ordem à curva tensão x deformação experimental (após aplicação do filtro de Spencer) até a região de tensão máxima.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Conformação por Spray

4.1.1 Depósito de Conformação por Spray

Um depósito típico obtido neste trabalho é apresentado na Figura 26 (a). O depósito representa aproximadamente 75% do material inicial. Retirando-se a rebarba e descontando-se o material obtido na forma de overspray, a parte útil do depósito representa aproximadamente 50% do material colocado inicialmente para refusão. No entanto, tanto a rebarba quanto o *overspray* podem ser reutilizados na composição de uma nova carga sem restrições.

As pré-formas para a fabricação dos tarugos foram obtidas a partir da parte útil do depósito de sprayforming (depósito sem a rebarba e com altura de pelo menos 40 mm). Quanto mais alto e uniforme o depósito melhor o rendimento do depósito para a retirada de amostras. No caso da extrusão, o tarugo é cilíndrico, o diâmetro é função do valor utilizado na matriz (26,0 mm) e a altura é função da espessura do depósito obtido.

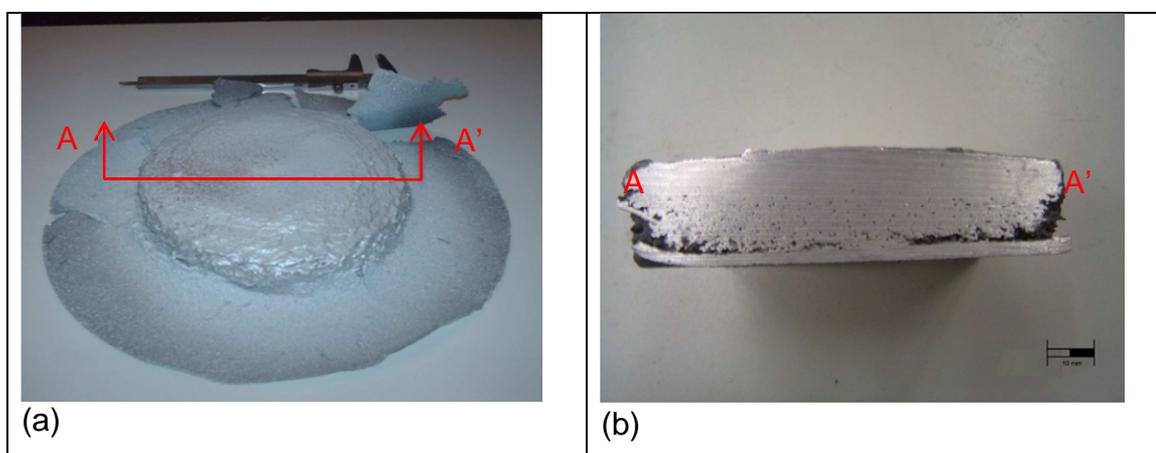


Figura 26 – (a) Depósito de sprayforming típico. (b) Seção Diametral.

Observa-se na Figura 26 (b), a parte útil do depósito, que compreende o depósito sem a rebarba. O corte AA' na Figura 26 (b) apresenta a variação de porosidade ao longo da espessura do depósito de sprayforming. O diâmetro da parte útil compreende aproximadamente 120 mm de diâmetro.

A análise no microscópio óptico (MO) da microestrutura como-depositado apresenta microestrutura equiaxial com tamanho médio de grão da ordem de

50 μm - Figura 27 (a). As partículas de segunda fase presentes no depósito concentradas na região de contorno de grão são características devido ao processo de solidificação dessa liga e em função da velocidade elevada, acentuando ainda mais o efeito da segregação na microestrutura. Apresentando gradiente de microestrutura entre a região de contorno de grão do depósito e do centro - Figura 27 (b). O tamanho dos poros variou de 2,6 μm a 400 μm , com um tamanho médio de 22 μm , e desvio padrão de 36 μm .

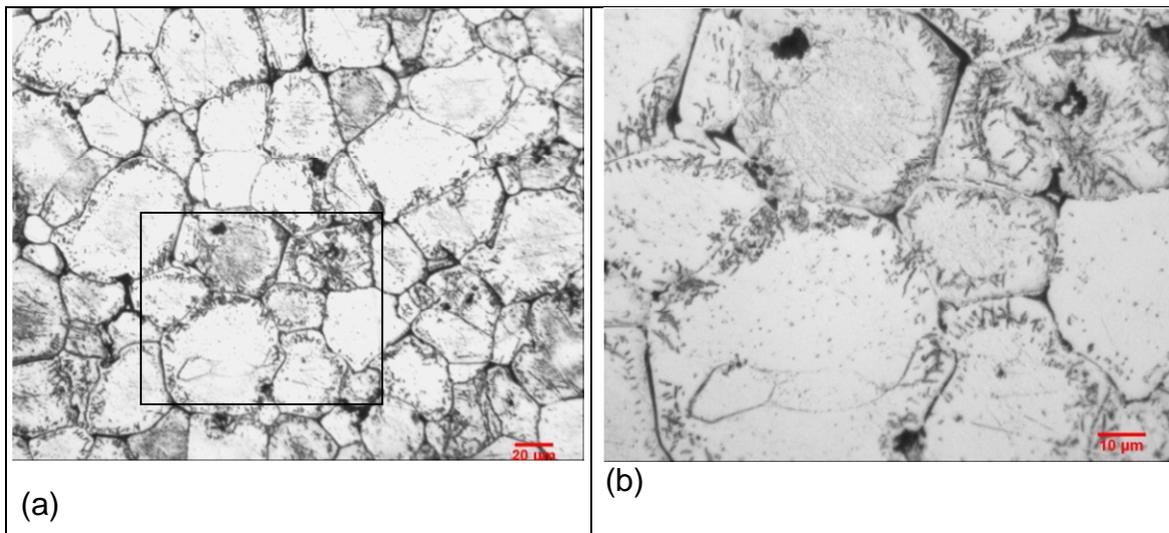


Figura 27 – Microscopia ótica: microestrutura apresentando grãos equiaxiais com segregação de segunda fase nos contornos de grão e precipitação no interior dos mesmos. Qualitativamente observa-se que existe uma maior quantidade de fases precipitadas no interior dos grãos do que fases segregadas durante a solidificação nos contornos, consequência da solidificação rápida do processo de conformação por spray, que leva à supersaturação da matriz de alumínio. Ataque Keller.

Ao microscópio eletrônico de varredura (MEV) há uma segunda fase nos contornos de grão, que é mais evidenciada utilizando a análise com BSE (*back-scattered electrons*) - Figura 28 (a). A análise no EDS revelou uma concentração maior de cobre na segunda fase do que na matriz. Apresentam-se mais evidentes nos pontos triplos nos contornos de grão do depósito.

A Figura 28 (b) apresenta um poro onde é possível identificar a ocorrência de formações pequenas placas de segunda fase na superfície dos grãos que

compõe o poro, semelhante ao encontrado nos contornos de grão, de forma mais intensa. A sua presença pode estar associada a um aquecimento local no ponto de contato entre duas partículas durante o depósito que conferiam condições de difusão. Essa configuração converge para a visão 2D dessa figura, além do aspecto tridimensional de sua formação.

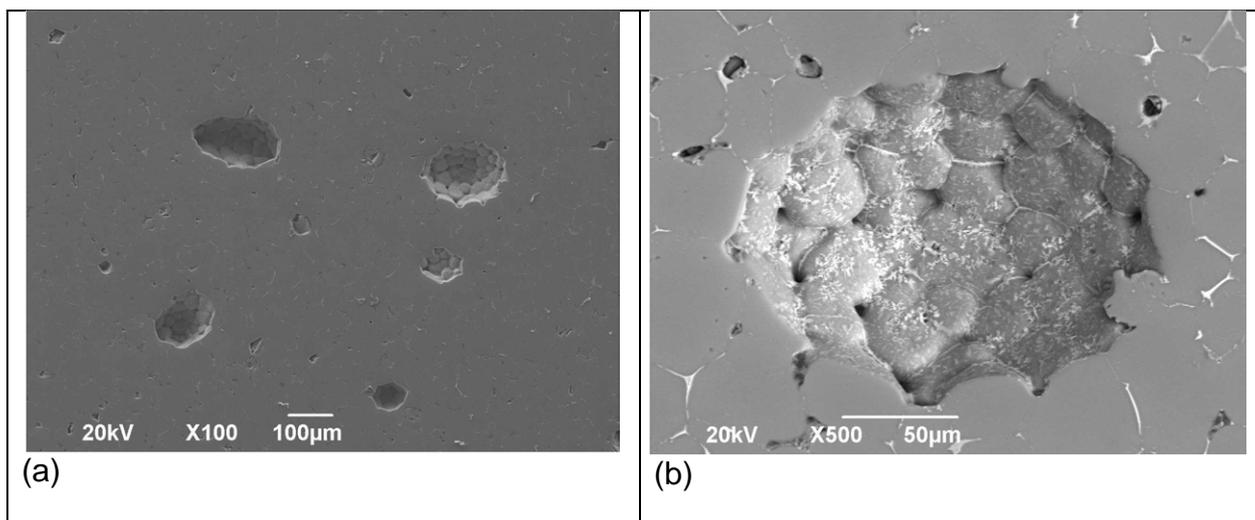


Figura 28 – Microestrutura do depósito via SEM/BSE(a) mostrando poros e a segregação nos contornos de grão. Vista em maior ampliação de um vazio mostrando a estrutura tridimensional com os grãos e a segregação nos contornos: fase clara rica em cobre. (b). Ataque: Keller.

4.1.2 Análise de Composição Química

A composição química foi obtida via espectrometria óptica com plasma induzido (ICP OES) para a identificação dos principais componentes da liga após o sprayforming, comparar com a condição inicial (cavaco), com a condição 'como-recebido' (Certificado do fabricante –) e com a especificação do material - Tabela 3. A coluna de Δ na Tabela 3 apresenta a variação de composição química entre o cavaco e o depósito de sprayforming. Mostrando que houve uma aparente perda de cobre, magnésio e zinco. Mesmo assim a composição química do depósito fica na faixa admissível da especificação AMS 4050H. os valores apresentados pelo fabricante no certificado no material (Apêndice 1) são menores em função do tipo de amostragem na placa. De tal sorte que o valor apresentado representa a média da composição química das placas daquela corrida.

Tabela 3 – Composição química após sprayforming.

	AMS 4050H		Certificado do Fabricante	Cavaco	Depósito de Sprayforming	Δ
	Mínimo	Máximo				
Cu	2,0	2,6	2,19	2,29	2,27	0,02
Mg	1,9	2,6	2,09	2,63	2,4	0,23
Zn	5,7	6,7	6,183	5,99	5,96	0,03
Zr	0,08	0,15	0,104	0,09	0,09	0,00
Zn/Mg	3,0	2,6	3,0	2,3	2,5	-0,21

A análise da composição química das amostras de cavaco e do depósito foi obtida a partir do mesmo método de análise, o que pode colaborar um pouco para a diferença encontrada em relação ao certificado do fabricante da placa.

4.2 Ciclo Termomecânico 1 – CT1

Este ciclo representado na Figura 29, onde apresenta esquematicamente os ciclos térmicos e as principais etapas envolvidas no CT1, foi a primeira abordagem para a reciclagem de cavacos.

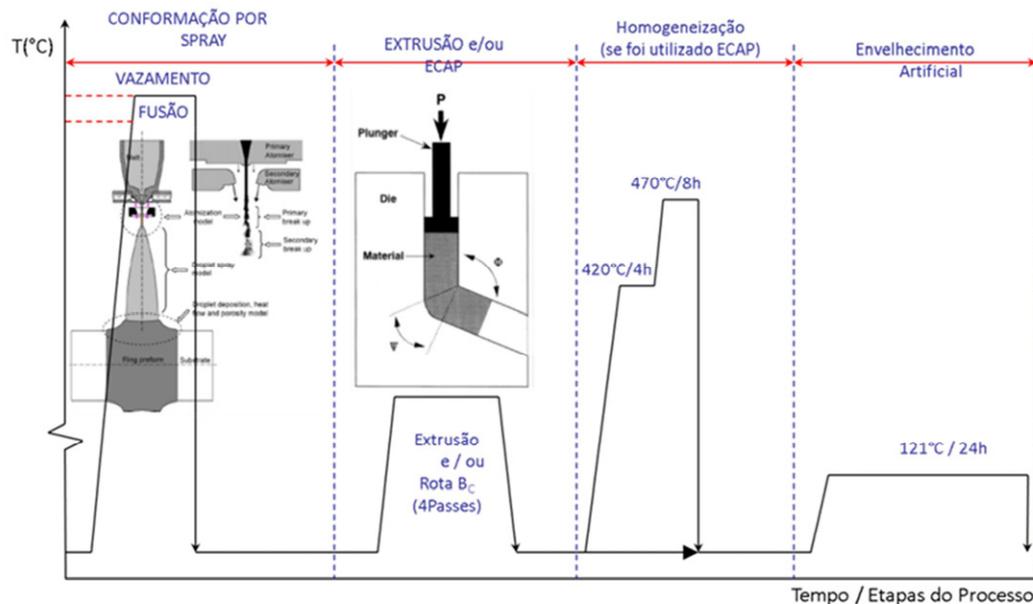


Figura 29 – Evolução das etapas do CT1 em função dos ciclos térmicos.

4.2.1 Extrusão – Matriz 01

A Figura 30 apresenta curvas de tensão x tempo para duas temperaturas e para amostras de uma mesma corrida. A duração de cada extrusão foi de aproximadamente 200 segundos.

Fisicamente, ela se inicia com a acomodação das peças da matriz (Região I), seguido por um rápido aumento linear da tensão no conjunto tarugo – matriz (Região II). O tarugo ao ser forçado passar pela abertura, entra no regime de deformação plástica. A tensão máxima obtida é uma resultante da deformação plástica do tarugo bem como da transição do coeficiente de atrito estático para dinâmico. O atrito entre as paredes da matriz e o tarugo decresce com o aumento da deformação de tal forma que a tensão começa a cair (Região III). Nos ensaios de extrusão, a redução utilizada foi de 26:11,10 mm. As temperaturas utilizadas variaram de 350 à 450°C. E, à princípio, foram variadas as velocidades das extrusões (3 à 80 mm/min) visando obter o melhor rendimento do processo.

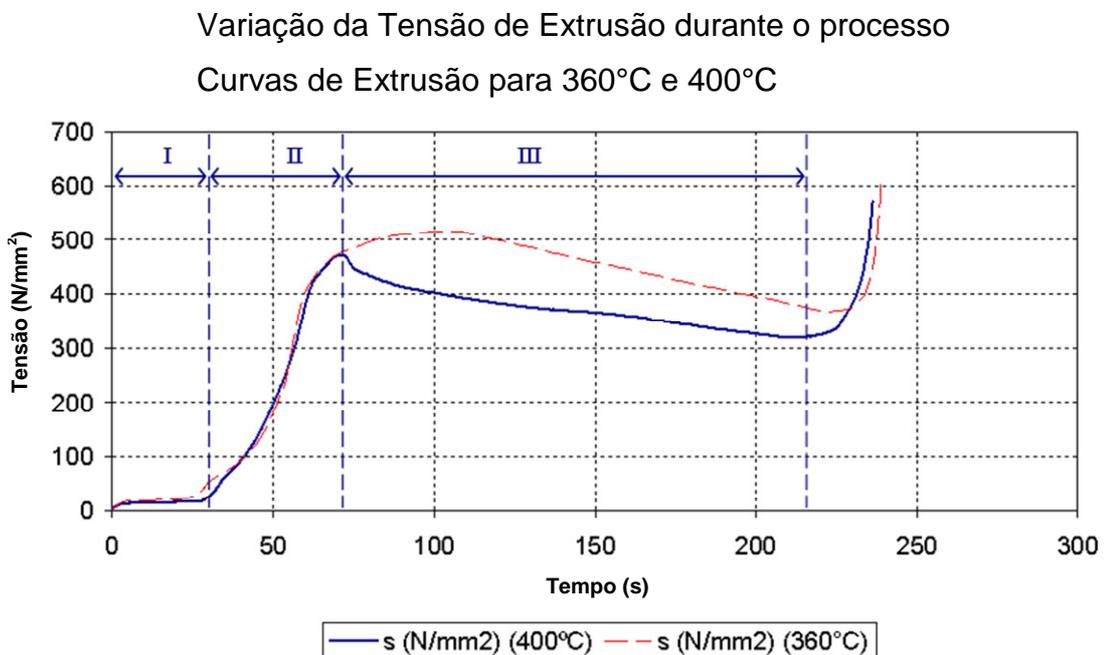


Figura 30 – Curvas tensão x tempo para a liga 7050 extrudada a 360°C e 400°C.

4.2.2 Ensaio de Tração na condição 'como-extrudado'

Na Figura 31 podem-se comparar as propriedades em tração, limite de escoamento e alongamento, em função da temperatura de extrusão. Bem como fazer uma análise em relação às propriedades segundo a AMS 4050H. Dessa forma na abcissa têm-se as temperaturas de extrusão, em °C, sendo que foram utilizadas as temperaturas de extrusão de 360°C (0,71 T/T_{mp}), 400°C (0,75 T/T_{mp}), 405°C (0,76 T/T_{mp}) e 445°C (0,80 T/T_{mp}). Na ordenada primária (da esquerda), tem-se o valor da tensão em tração, em MPa; e na ordenada secundária, o alongamento.

O melhor valor médio obtido foi 500 MPa para uma temperatura de extrusão de 400°C, que se encontra ligeiramente abaixo do valor de especificação da placa comercial (510MPa). A temperatura de extrusão com o menor desvio padrão foi de 405°C.

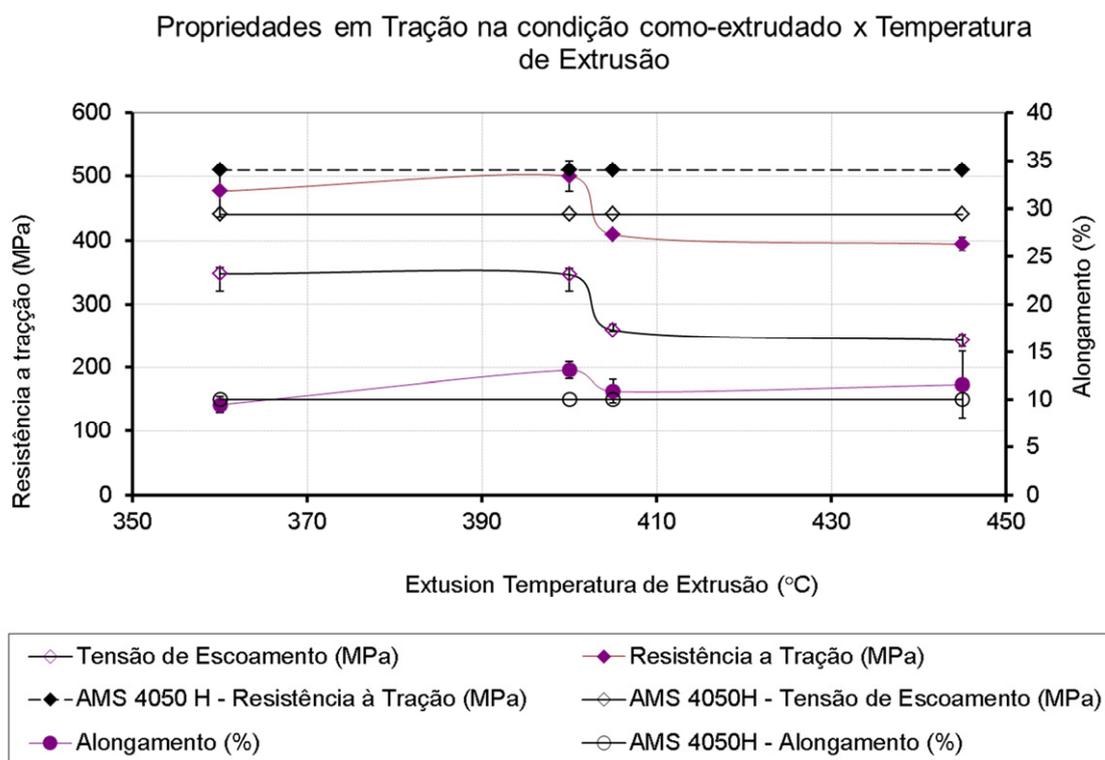


Figura 31 – Comparação das propriedades em tração do material na condição como extrudado em quatro temperaturas distintas com a AMS 4050 H.

Para o limite de escoamento, o melhor valor era praticamente o mesmo para as temperaturas de extrusão de 360°C e 400°C (aprox. 350 MPa), bem abaixo do valor de especificação da placa comercial (441MPa), Figura 32. A temperatura de extrusão com a menor desvio padrão foi de 405°C.

Os valores obtidos para alongamento, na média, foram maiores do que AMS 4050H como pode ser verificado na Figura 33. Neste caso a temperatura de extrusão que apresentou menor desvio padrão foi 360°C com o menor alongamento verificado.

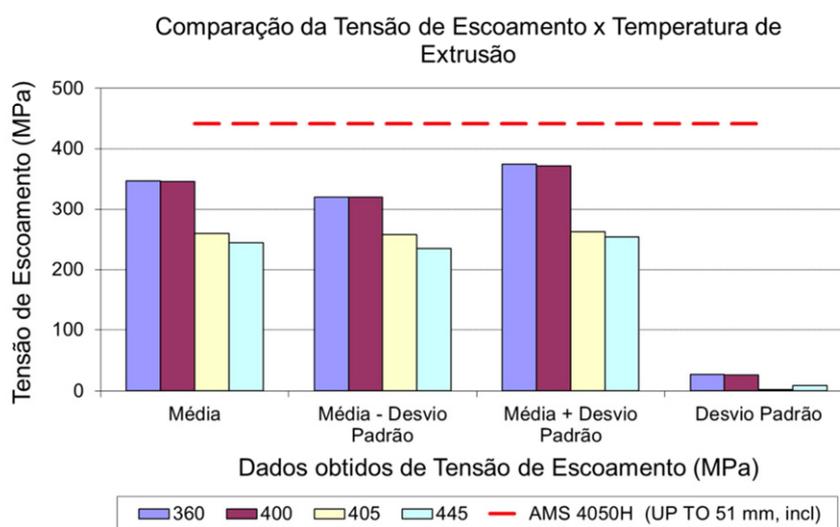


Figura 32 – Limite de escoamento médio e o desvio-padrão para as quatro temperaturas de extrusão.

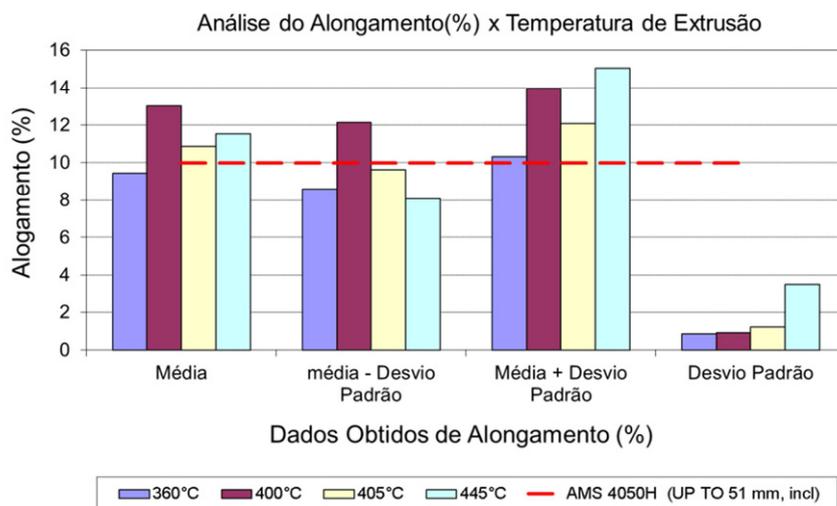


Figura 33 – Alongamento médio e o desvio-padrão para as quatro temperaturas de extrusão.

A Figura 34 resume os resultados obtidos no CT1, e mostrou que o melhor resultado obtido para a resistência a tração atingida foi de 80% da requisitada na AMS 4050H. Por outro lado, o melhor alongamento superou em mais do que 20% do valor especificado. Como o material não foi submetido a tratamento térmico, há uma ‘janela de processamento’, em potencial, a ser explorado através do tratamento térmico para melhorar o valor da limite de escoamento do material com sprayforming.

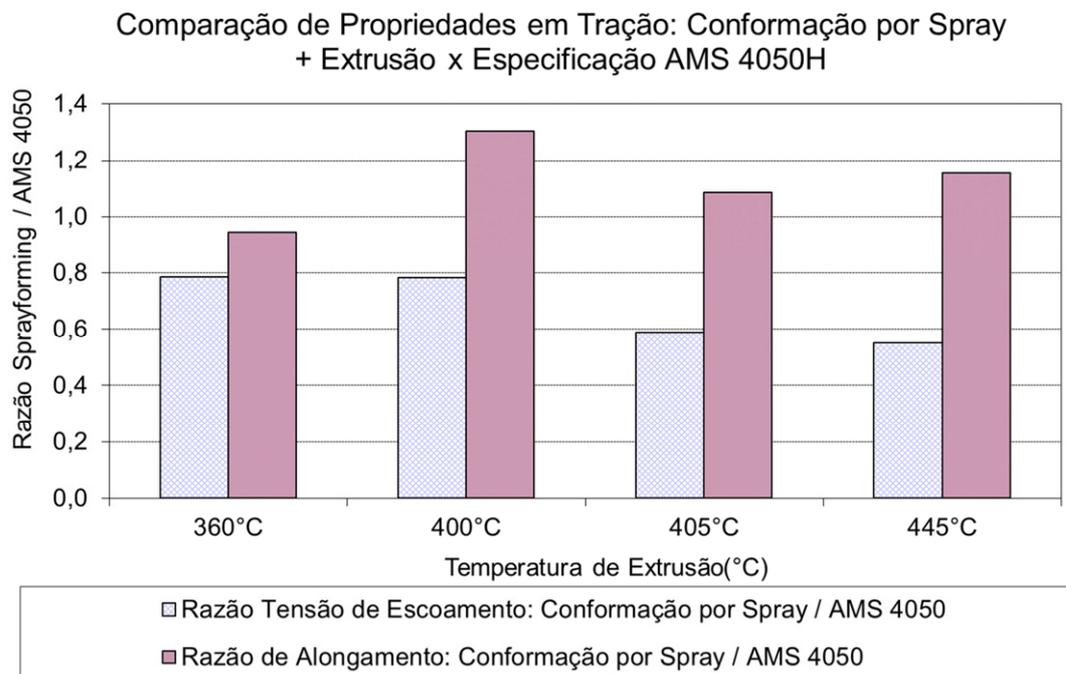


Figura 34 – Para cada temperatura de extrusão: relação do limite de escoamento e alongamento do material reciclado e extrudado com os respectivos valores (limite de escoamento e alongamento) da AMS 4050H.

4.2.3 Propriedades Mecânicas do Extrudado após homogeneização e envelhecimento artificial

Na Figura 35 podem-se comparar as propriedades em tração, limite de escoamento e alongamento, em função da velocidade de extrusão. Pode-se também compará-las em relação às propriedades da AMS 4050H. Dessa forma na abcissa têm-se as velocidades de extrusão, em mm/min, sendo que foram

utilizadas as velocidades de extrusão de 9, 18 e 24 mm/min, correspondendo às taxas de deformação ($\dot{\epsilon}$) de $0,04 \text{ s}^{-1}$; $0,08 \text{ s}^{-1}$; e $0,11 \text{ s}^{-1}$, respectivamente. Na ordenada primária (da esquerda), tem-se o valor da tensão em tração, em MPa; e na ordenada secundária, o alongamento.

Os valores obtidos ficaram abaixo do especificado, média de 141 MPa para o limite de escoamento contra 441 MPa; e 222 MPa para a resistência a tração contra 510 MPa. O alongamento médio obtido foi 13% contra 10% da especificação.

No CT1, dentre os valores obtidos, através da velocidade de extrusão de 18 mm/min ($0,08 \text{ s}^{-1}$) foram obtidas propriedades em tração ligeiramente superiores - Figura 35.

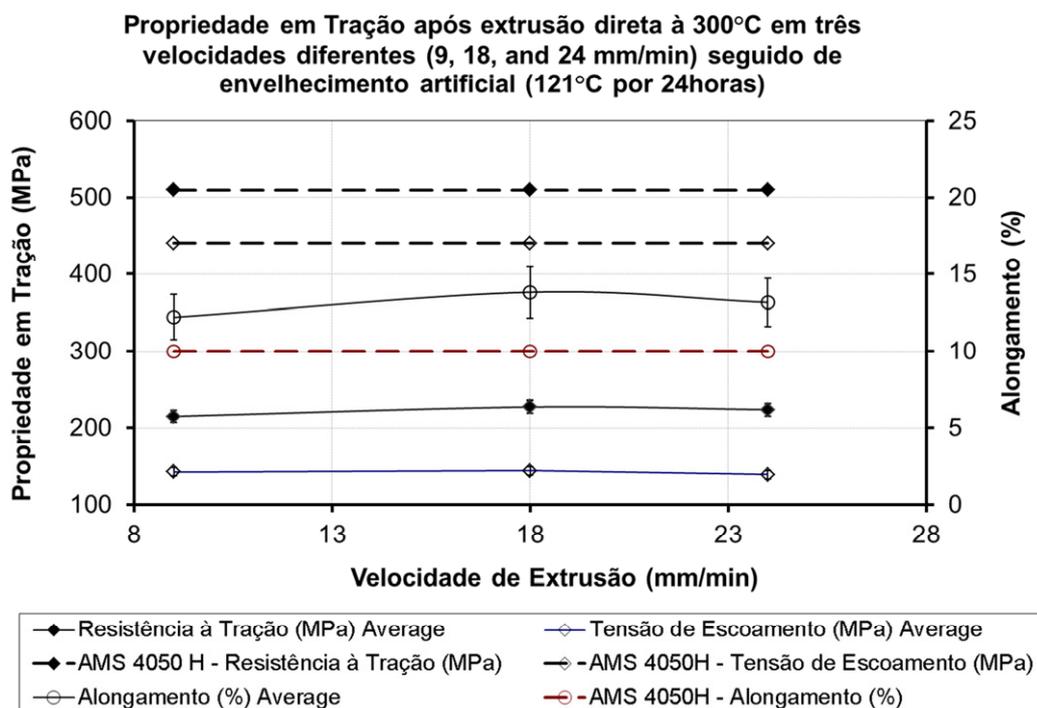


Figura 35 – Tensile properties for three different ram speeds (9, 18, and 24 mm/min) and 24h artificial aging at 121°C.

4.2.4 Análise no microscópio óptico - MO

4.2.4.1 Extrusão

A Figura 36 apresenta a microestrutura do depósito de conformação por spray antes - Figura 36 - (a) após extrusão - Figura 36 - (b) à 300°C ($0,064 T/T_{mp}$) e $\dot{\epsilon} = 0,03 \text{ s}^{-1}$ ao microscópio óptico. A Figura 36 (a) apresenta a seção longitudinal da porção do tarugo que não foi extrudado mas foi submetido aos esforços de compressão (pré-deformação) na matriz de extrusão, na região cilíndrica - diâmetro inicial ($\phi_{inicial} = 26,0 \text{ mm}$), antes da redução - diâmetro final ($\phi_{final} = 11,10 \text{ mm}$). Nessa microestrutura podem ser vistos grãos equiaxiais com a presença de segunda fase na região dos contornos de grãos e precipitação no interior devido aos mecanismos da solidificação rápida característicos do processo de conformação por spray, resultando em uma matriz supersaturada como apresentado em Figura 27. Ainda nessa figura observa-se a formação de pequenos arranjos radiais de grãos que parecer ser devido a deformação do depósito próximo de poros do depósito.

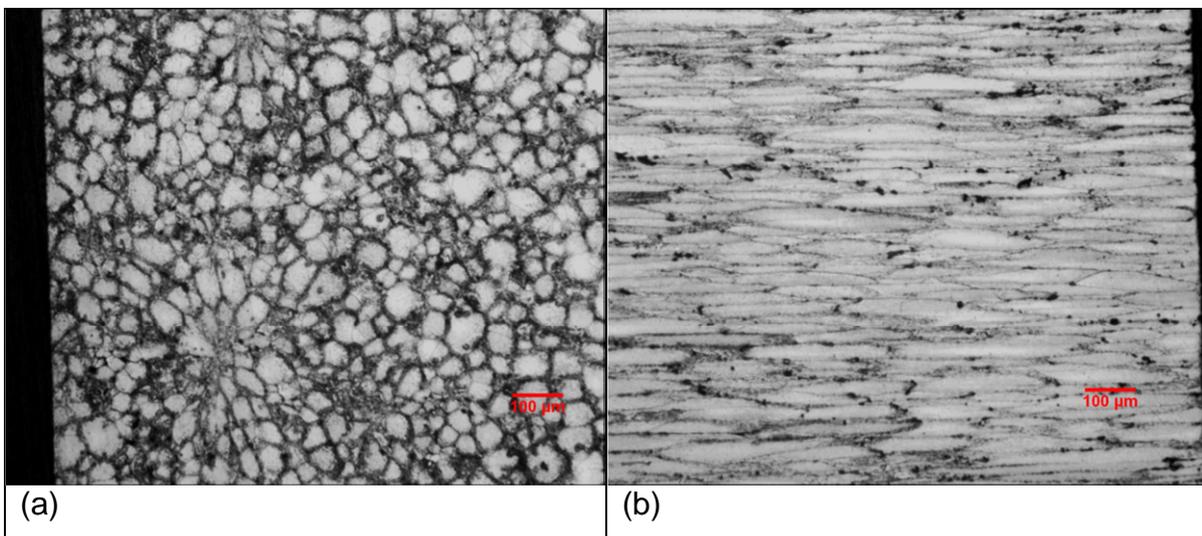


Figura 36 – Análise ao MO da seção longitudinal do depósito apresentando a microestrutura material reciclado antes e depois do ensaio de extrusão a 300°C e 6mm/min. (a) tarugo deformado antes da redução. (b) tarugo após a extrusão. Ataque: Keller.

Após passar pela redução, durante a extrusão, houve uma nítida mudança da microestrutura do tarugo, vide Figura 36 (b). Esta passou a apresentar uma microestrutura com grãos alongados e com uma razão de aspecto (dada pela razão estimada entre o maior eixo e o menor eixo do grão) maior que 5. Apesar a aparentemente redução da área de poros, ainda é evidente a sua presença nos contornos de grãos.

Após a extrusão o material foi submetido ao envelhecimento artificial por 24 horas a 121°C. Além da redução do contraste devido a presença dos precipitados de segunda fase nos contornos de grão, quando comparando a Figura 37 (a) com a Figura 36 (b), desconsiderando a orientação de grão, não foi verificada evolução significativa da microestrutura após a extrusão, durante o envelhecimento artificial como pode ser observado nas microestruturas apresentadas na Figura 37 (a), após 10 horas de tratamento térmico e na Figura 37 (b) após 20 horas de tratamento térmico.

Aparentemente os parâmetros escolhidos para a execução do ensaio de extrusão não foram suficientes para ativar mecanismos dinâmicos de refino de grão seja durante a extrusão ou estáticos, após a extrusão e durante o tratamento térmico de envelhecimento artificial.

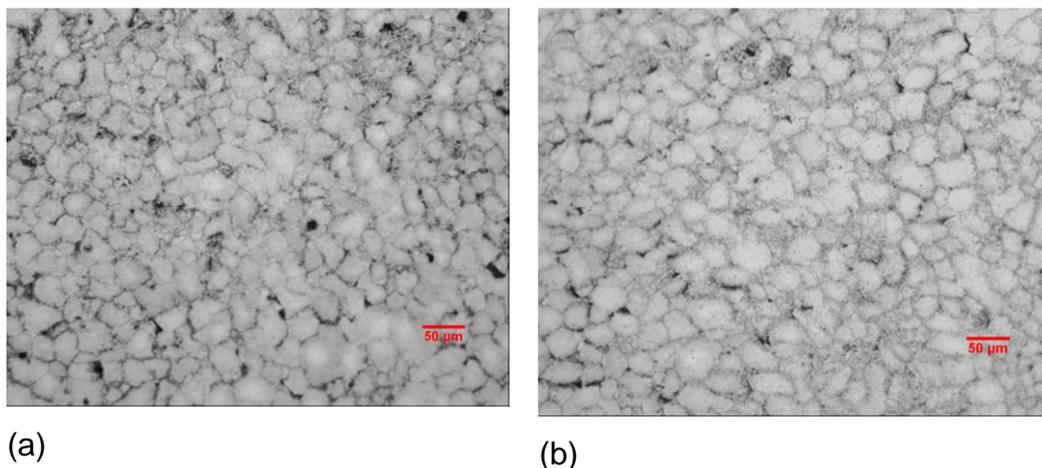


Figura 37 – Análise ao MO da seção transversal do depósito após extrusão com 10 horas (a) e 20 horas (b) de envelhecimento artificial. Ataque: Keller.

4.2.4.2 ECAP

Conforme apresentado no fluxograma do CT1- Figura 14, após a conformação por spray, os corpos de prova para ECAP foram usinados - Figura 20, e

submetidos ao ECAP a 300°C e velocidade de 3,0 mm/min. A velocidade de execução do ensaio de ECAP foi reduzida em função da característica frágil do depósito de sprayforming. Os primeiros ensaios foram realizados a 6 mm/min resultaram em quebra da amostra e travamento na matriz de ECAP. Em seguida as amostras foram levadas ao tratamento de homogeneização (420°C, 4 horas seguido de 470°C, 8 horas) e finalmente ao envelhecimento artificial (24 horas a 121°C) - Figura 29.

A Figura 38 (a) apresenta uma seção transversal do depósito após ECAP. A sua microestrutura é semelhante à apresentada em Figura 37 (a), apresentando o mesmo contraste nos contornos de grão, mas com a porosidade mais evidente, o que mostra que essa característica, decorrente do tipo de deformação no ECAP, por cisalhamento puro, por manter a seção transversal constante não seja interessante para a redução da porosidade, a não ser que o depósito por conformação por spray seja mais denso. Após o ECAP, o corpo de prova foi cortado em várias amostras, no sentido transversal, e levados para o tratamento térmico de homogeneização e em seguida para o envelhecimento artificial. A Figura 38 (b) apresenta a microestrutura de uma amostra após a homogeneização.

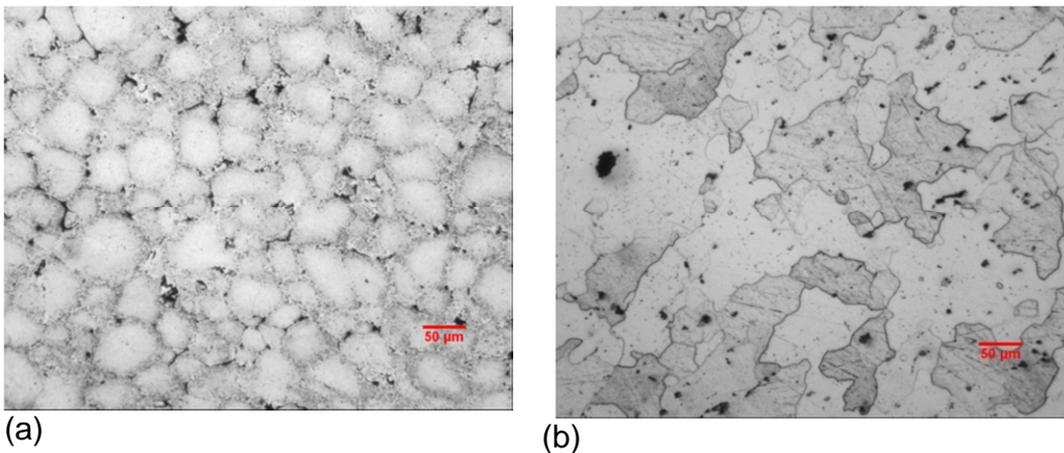


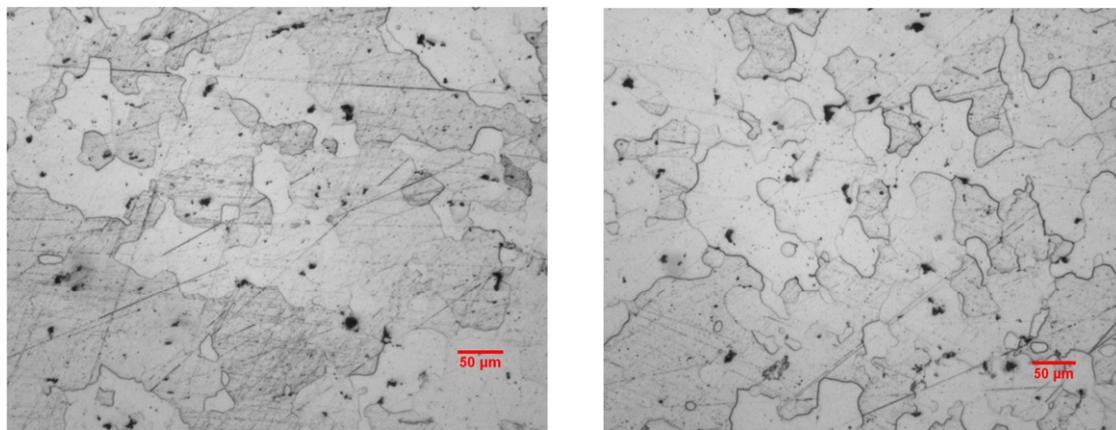
Figura 38 – Análise ao MO da microestrutura após ECAP (a) e após homogeneização (b). Ataque: Keller.

Os contornos de grãos estão mais nítidos, definindo os grãos, porém com aparente aumento do tamanho de grão. Outra característica dessa amostra é que os poros foram envolvidos pelo grão durante a homogeneização. O que mostra que os fenômenos ativados durante esse tratamento durante 12 horas à

0,77 T/T_{mp} , basicamente difusão, foram suficientes para induzir um aumento significativo do tamanho médio de grão.

Após a homogeneização, as amostras foram submetidas ao envelhecimento artificial. Ao contrário do processo ocorrido na Figura 37, para o material envelhecido diretamente do extrudado, os contornos de grãos permaneceram definidos e cresceram. Outra característica é que os poros permaneceram no interior dos grãos. Não foi perceptível alguma evolução nítida entre a microestrutura da Figura 39 (a) e a microestrutura obtida ao final do envelhecimento mostrada na Figura 39 (b).

A partir das microestruturas analisadas e correlacionando com os processos, tem-se que a homogeneização possui um papel significativo na redução da segregação de segunda fase, assim como a extrusão é efetiva na redução da porosidade. Assim torna-se interessante a conjugação desses efeitos, mantendo a extrusão como processo principal para a definição da melhor rota para a definição da melhor propriedade para o material reciclado.



(a)

(b)

Figura 39 – Análise ao MO da microestrutura após ECAP, homogeneização e envelhecimento artificial após 2 horas de tratamento (a) e após 24 horas (b). Ataque: Keller.

4.2.5 Análise no Microscópio Eletrônico de Varredura – MEV

4.2.5.1 Extrusão

A Figura 40 (a) apresenta a microestrutura da seção longitudinal do material na condição ‘como extrudado’ analisado ao MEV usando a técnica de elétrons retro espalhados (ERE), a seta tracejada apresenta a direção de extrusão.

A Figura 40 (b) apresenta a análise da matriz de Al, via energia dispersiva (EDS), onde indicam a presença de Cu e Zn em solução sólida. A presença do magnésio na matriz não foi prontamente identificada na matriz, talvez necessitando de uma análise mais refinada para conseguir tal nível de resolução. Os grãos originais equiaxiais dos depósitos de sprayforming com tamanho médio de 50 μm , ficaram alongados segundo a direção de extrusão (razão de aspecto >5). As condições de tempo e temperatura utilizadas não foram suficientes para uma mudança adequada para dissolver as fases segregadas. Lembrando que na rota de extrusão não foi realizada a homogeneização. Ao analisar no MEV os grãos alongados apresentavam uma subestrutura regular de padrão equiaxial, com aproximadamente 5 μm de tamanho de grão.

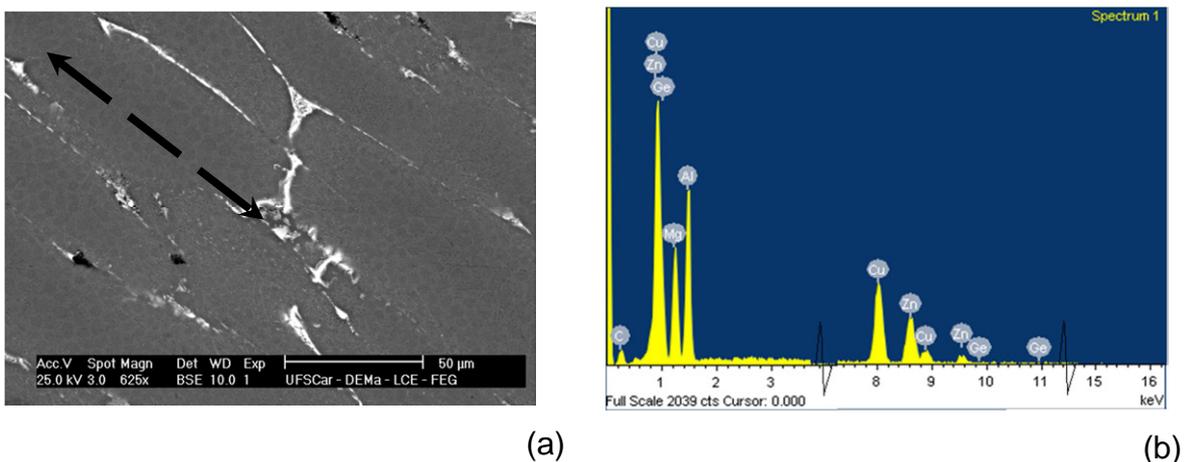


Figura 40 – Análise ao MEV da microestrutura da seção longitudinal do material na condição ‘como extrudado’ com ERE (a) e análise de EDS na matriz de Al (b).

A Figura 41 (b) mostra a mesma subestrutura equiaxial na seção transversal do material extrudado. Pode ser a evidência de um mecanismo de recuperação em andamento.

Na Figura 42, a análise da superfície de fratura de um corpo de prova de tração revelou uma aparência geral dúctil, confirmada pela presença de ‘dimples’ ao longo da superfície da fratura.

Observam-se também alguns fragmentos e algumas partículas de segunda fase no fundo dos ‘dimples’, assim como vazios onde parece ter sido ocupado por alguma outra fase ou poros deformados, o que corresponde aos dados de alongamento obtidos.

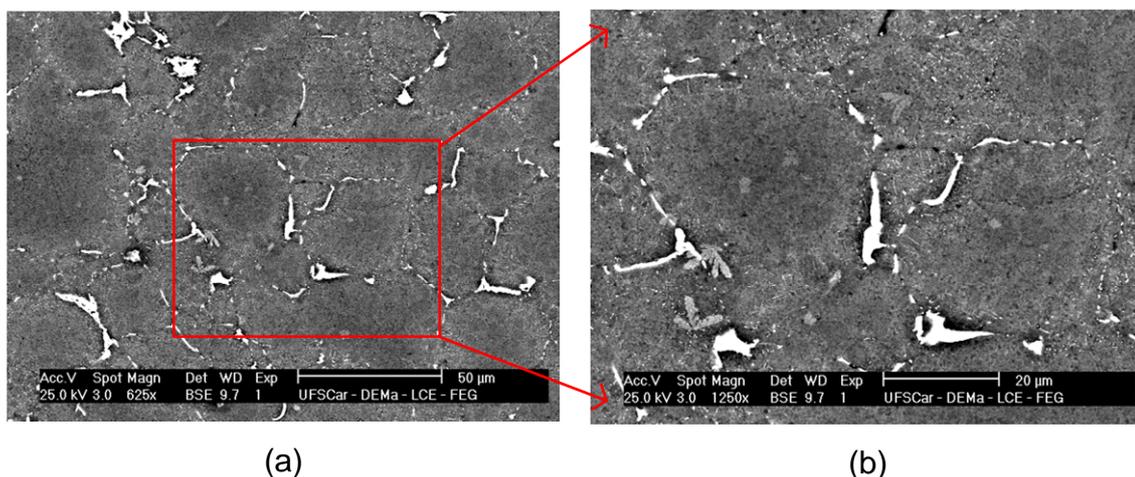


Figura 41 – Análise ao MEV da microestrutura da seção transversal do material na condição ‘como extrudado’ com ERE (a) e detalhe do destaque em (b).

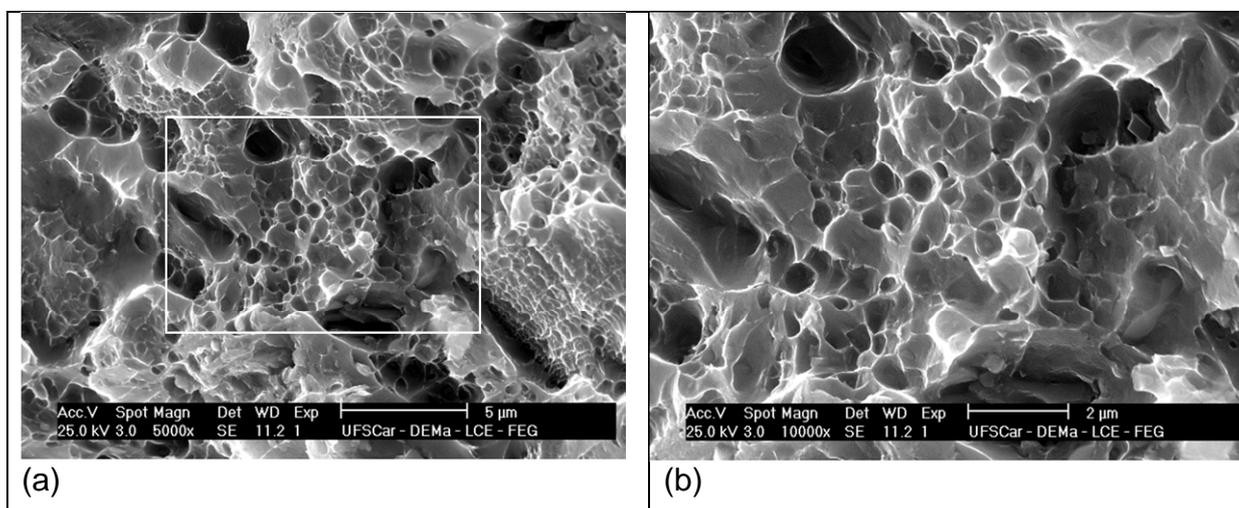


Figura 42 – Análise ao MEV da microestrutura da superfície de fratura do corpo de prova de tração do material na condição ‘como extrudado’ com SE (a) e detalhe do destaque em (b).

4.2.5.2 ECAP

A Figura 43 apresenta a análise ao MEV de uma microestrutura de um corpo de prova de sprayforming na condição ‘como-depositado’ submetido a ECAP na rota B_C a 300°C a uma velocidade de 3,0 mm/min. Como já descrito, a rota B_C é composta de quatro passes sucessivos, onde o corpo de prova é submetido ao ECAP.

A microestrutura apresentada por esse material após o ECAP, mantém aproximadamente a mesma razão de aspecto apresentada no depósito com um porosidade ligeiramente menor.

O contraste proporcionado pela técnica de BSE apresenta uma matriz mais homogênea via ECAP (Figura 43) do que via extrusão (Figura 41), para a mesma temperatura e velocidade de processamento. Ainda comparando a microestrutura Figura 43 com a da Figura 41, a região de segunda fase presente nos contornos de grão são mais evidentes na rota por extrusão do que via ECAP. Aparentemente o efeito do trabalho redundante na microestrutura se mostra na redução da segregação de segunda fase nos contornos de grão e no interior do grão.

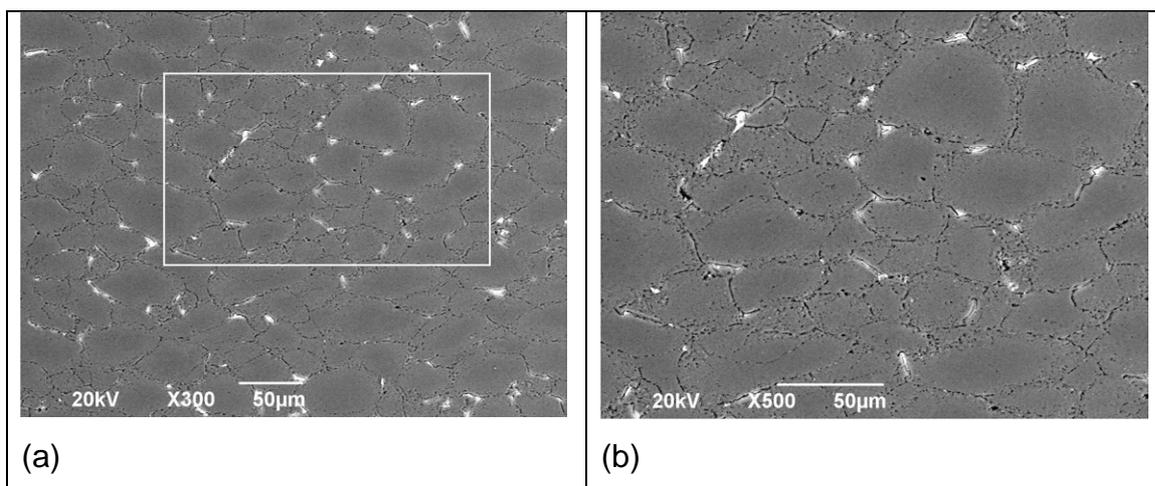


Figura 43 – Análise ao MEV via ERE da seção transversal do depósito de conformação por spray seguido por ECAP via rota B_C apresentando uma microestrutura homogênea e contornos de grãos com pouca segregação de

segunda fase nos contornos de grão (a) e detalhe apresentando o interior do grão uniforme em (b).

4.2.6 Tratamento térmico

A evolução do tamanho médio de grão (TG) e da dureza Brinell ao longo da rota de ECAP em um envelhecimento preliminar sem a homogeneização apresentada na Figura 44. Aparentemente o TG reduziu de 57 μm , na condição pós-ECAP, para 40 μm ao final do envelhecimento (24 horas) e o valor de dureza atingiu o pico após 6 horas, superenvelhecendo até 24 horas retornando a um nível de dureza próximo ao obtido inicialmente após o ECAP.

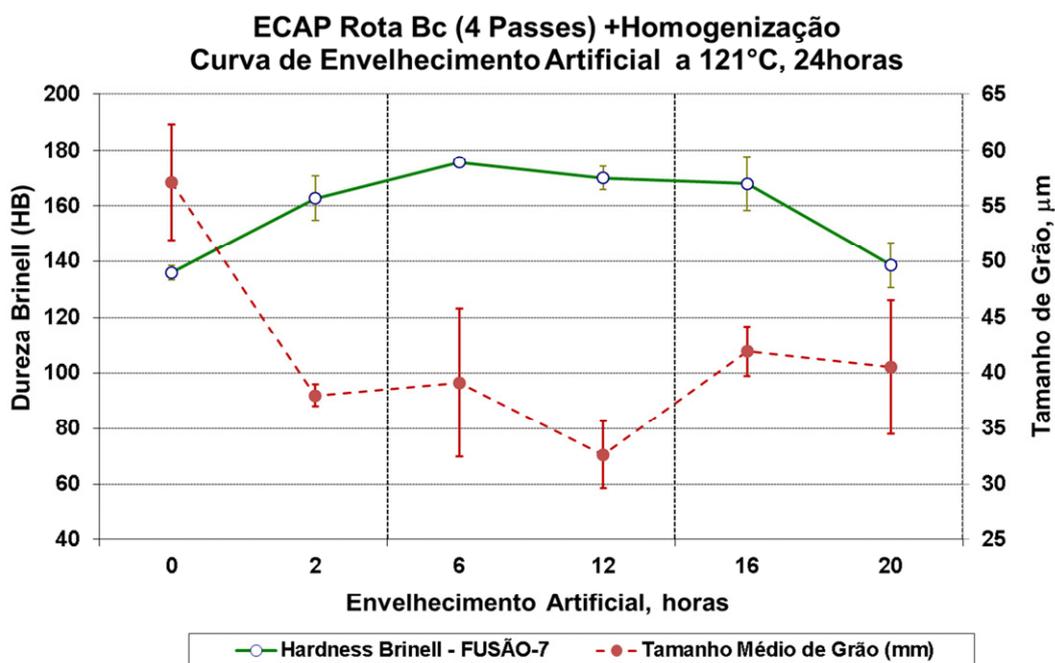


Figura 44 – Evolução TG e HB durante o processo de reciclagem.

Apesar dos testes preliminares sem a homogeneização, o CT1 é caracterizado por esse tratamento como precursor do envelhecimento, visando principalmente reduzir a segregação de segunda fase, o que fez com que após os ensaios de ECAP as amostras tenham sido submetidas aos tratamentos térmicos de homogeneização (420°C, 4 horas e 470°C, 8 horas) antes do envelhecimento (121°C, 24 horas).

Assim definido, a curva de envelhecimento de ECAP ficou um pouco abaixo da curva dos extrudados - Figura 45. Havendo uma queda acentuada na dureza

Brinell entre a amostra na condição como extrudado para a condição 'as quenched', após homogeneização. Entre o início do envelhecimento artificial e o efetivo ganho de resistência mecânica, aumento da dureza Brinell, houve um período de aproximadamente 10 horas em CT1. O pico de dureza foi atingido após 16 horas de tratamento térmico. E em todas as rotas avaliadas houve uma convergência de dureza, superenvelhecimento, ao final de 24 horas.

**CT1 Curva de Envelhecimento: Extrusão e ECAP
(com Homogeneização)**

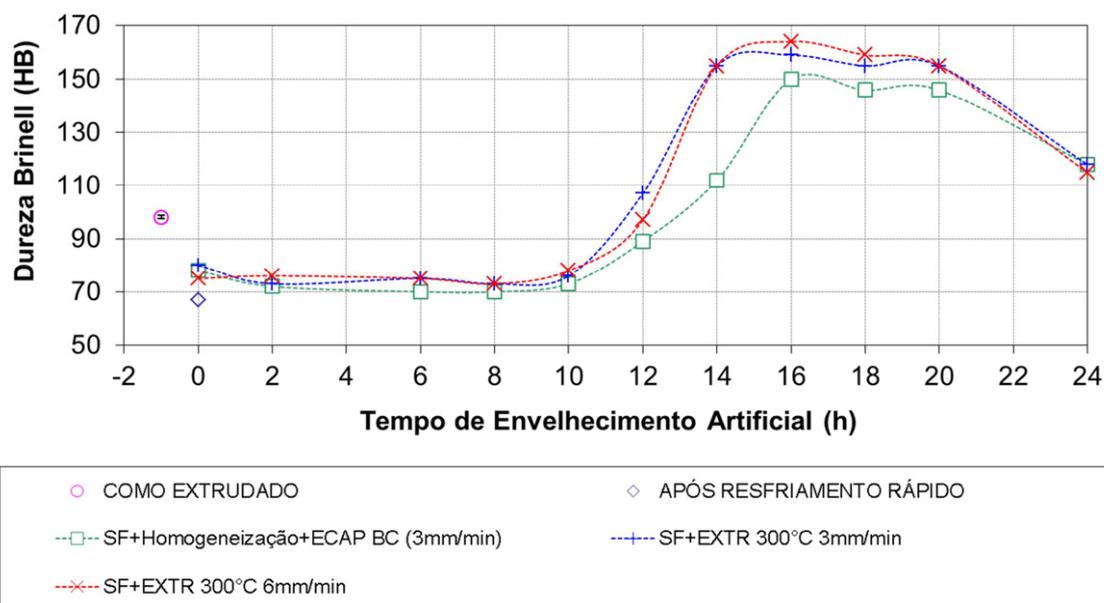


Figura 45 – CT1 Envelhecimento Artificial Extrusão e ECAP

O fato da curva de ECAP estar ligeiramente abaixo das curvas de extrusão, pode estar relacionado ao fato do efeito da homogeneização adotada, ter sido menor do que o efeito da energia de deformação acumulada e trabalho redundante da extrusão. Ou também pode estar relacionado com a cinética de precipitação dessas fases a 121°C, pois se a homogeneização não tiver sido bem sucedida e não houver uma condição adequada de supersaturação, envelhecimento ficará prejudicado.

Após esses resultados ficou claro que havia um problema de metodologia e de seqüência de tratamento térmicos, pois o tamanho de grão havia crescido após o ECAP, conseqüência dos problemas com o tempo de permanência da amostra na matriz em alta temperatura após o processamento, o que levava ao

processo de recristalização estática. Além disso, ainda havia fase segregada remanescente nos contornos de grão, o que podia ter levado à baixa cinética de precipitação mostrada na Figura 45. Em função disso decidiu-se alterar a seqüência do tratamento de homogeneização, que deveria preceder os tratamentos termomecânicos. Com isso seria possível aumentar a velocidade de extrusão e refinar a microestrutura. E como não se conseguiu acertar a matriz do processamento ECAP, esta rota foi abandonada e concentraram-se esforços no processo de extrusão como será visto em CT2.

4.3 Ciclo Termomecânico 2 – CT2

Durante a primeira parte do trabalho (CT1), inicialmente foi utilizada uma velocidade de deformação baixa (< 10 mm/min) para que fosse possível a avaliação do comportamento do material em extrusão e ECAP.

Em CT2, a busca por uma melhoria na microestrutura levou a utilização de velocidades de deformação mais elevadas dentro dos limites operacionais da máquina de ensaios. Para um tarugo previamente homogeneizado à 420°C por 4 horas e 470°C por 8 horas, a maior velocidade atingida foi de 80 mm/min a 180°C ($0,50 T_{mp}$) e trabalhando a uma velocidade de deformação ($\partial\varepsilon/\partial t = \dot{\varepsilon}$) de aproximadamente $0,4 \text{ s}^{-1}$. Em seguida o material foi submetido a uma solubilização a 470°C por 30 minutos, seguido de resfriamento rápido em água à temperatura ambiente. O envelhecimento artificial à 121°C foi realizado em seguida por 24 horas, sendo esse tratamento monitorado com medidas de dureza Brinell em intervalos previamente determinados. Microscopia óptica foi utilizada para acompanhar a evolução da microestrutura.

A Figura 46 apresenta esquematicamente os ciclos térmicos e as principais etapas envolvidas no CT2 conforme descrito na rede de precedências da Figura 15. A etapa seguinte a extrusão, seguida de solubilização e envelhecimento artificial por último.

A Figura 47 apresenta a curva de envelhecimento artificial, dureza Brinell em função do tempo, onde pode ser comparado com as curvas do CT1.

Como já observado, em relação ao CT1, a homogeneização foi realizada após a conformação por spray, seguindo seguida das etapas de extrusão, de solubilização e envelhecimento artificial.

A Figura 47 apresenta a curva de envelhecimento artificial, dureza Brinell em função do tempo, onde pode ser comparado com as curvas do CT1.

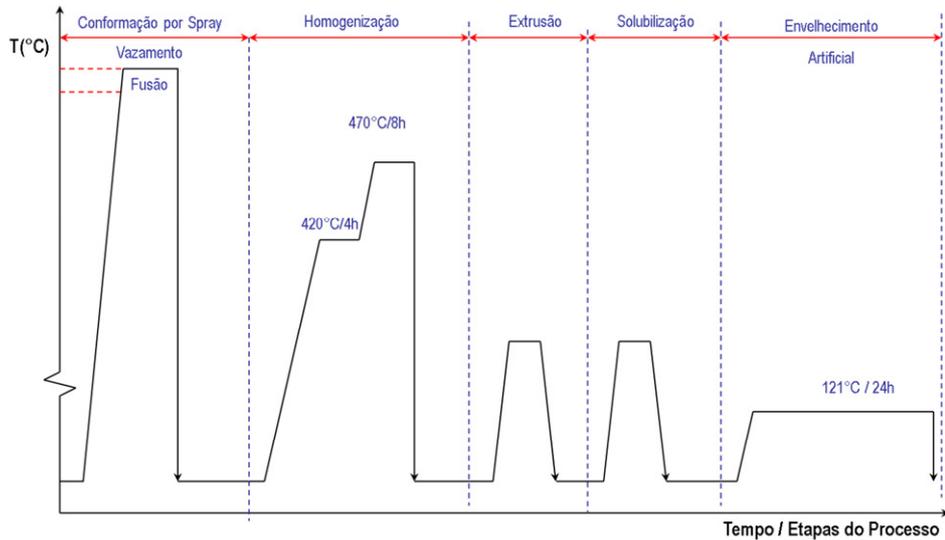


Figura 46 - Evolução das etapas do CT2 em função dos ciclos térmicos.

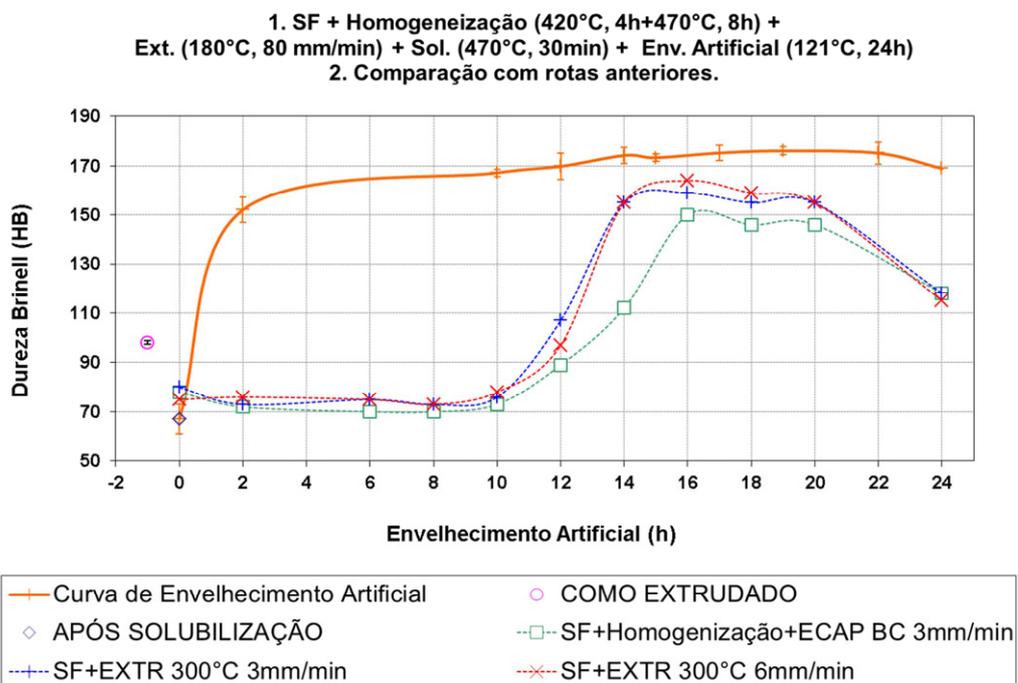


Figura 47 – Comparação de curva de envelhecimento artificial de CT2 com CT1.

A resposta ao tratamento térmico no CT2 foi mais rápida, em 2 horas de envelhecimento a dureza do material já atingiu valores semelhantes aos valores de pico do CT1. E mesmo após 24 horas de tratamento térmico não houve redução significativa dos valores de dureza Brinell, permanecendo em torno de 170HB, não caracterizando o superenvelhecimento.

4.3.1 Análise MO

A análise do material via MO do material processado no CT2 apresentou uma microestrutura alongada na direção da extrusão - Figura 48 (a) - e uma matriz mais homogênea, quando comparada com a Figura 36.

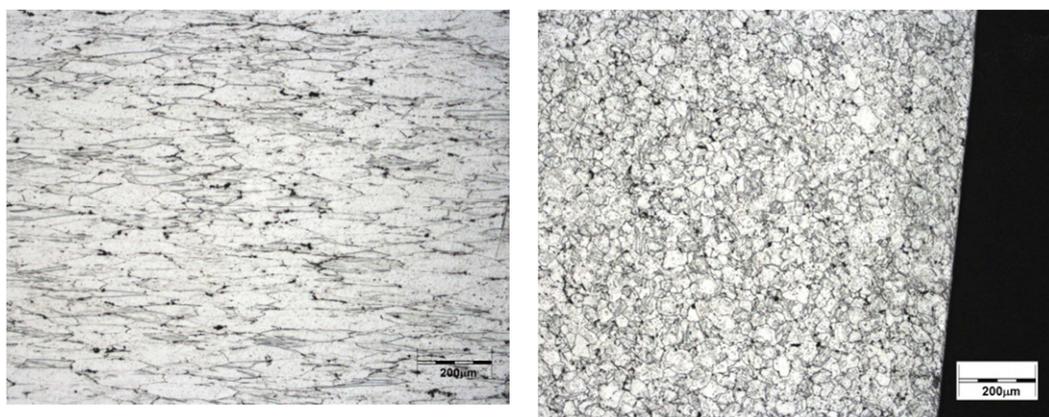


Figura 48 – Análise ao MO conforme CT2 na condição como-extrudado. (a) Seção Longitudinal – 100x. (b) Seção Transversal - 100x. Ataque Keller.

A evolução da microestrutura durante o envelhecimento artificial, desde a solubilização, pode ser verificada no sequenciamento da Figura 49.

Juntamente com a evolução da microestrutura, a evolução do tamanho de grão ao longo do CT2 pode ser verificada na Figura 50. Os dois primeiros valores são relativos a condição como extrudado e após solubilização. O tamanho de grão teve uma redução significativa em relação ao CT1 (

Figura 44). Neste ciclo (CT2) o TG iniciou com até 25µm e terminou com um tamanho médio de grão de 16µm.

Na realidade, as diferenças anotadas são mais uma consequência da metodologia medições do que de o processo de modificação do tamanho de grão, pois não se espera qualquer alteração no tamanho de grão a 121°C. Provavelmente, as diferenças observadas nos tamanhos de grãos medidos se

devem a um processo de recuperação que “limpa” a imagem observada e permita a observação dos grãos menores presentes na microestrutura, levando a um valor menor para o tamanho de grão médio.

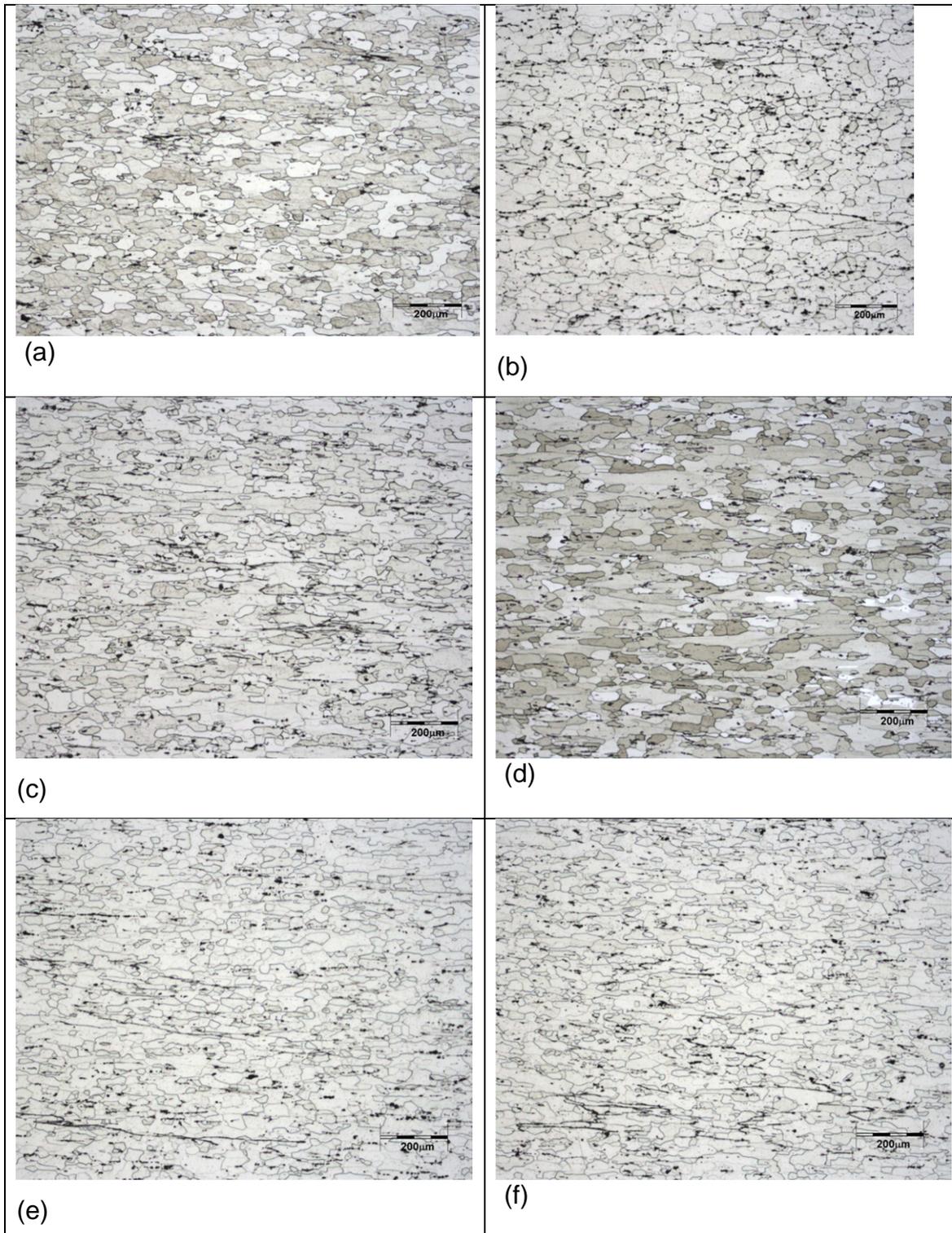


Figura 49 – CT2. (a) Após a solubilização Long. (b) AA 2h Long. (c) 14h. (d) 17h. (e) 22h. (f) 24h. 100x. Ataque Keller.

No entanto, independente disso, fica evidente a redução do tamanho de grão pela troca da seqüência de tratamento térmico de homogeneização, que no CT1 era realizado depois do processamento mecânico - Figura 44- e no CT2 passou a ser realizado antes do mesmo - Figura 50.

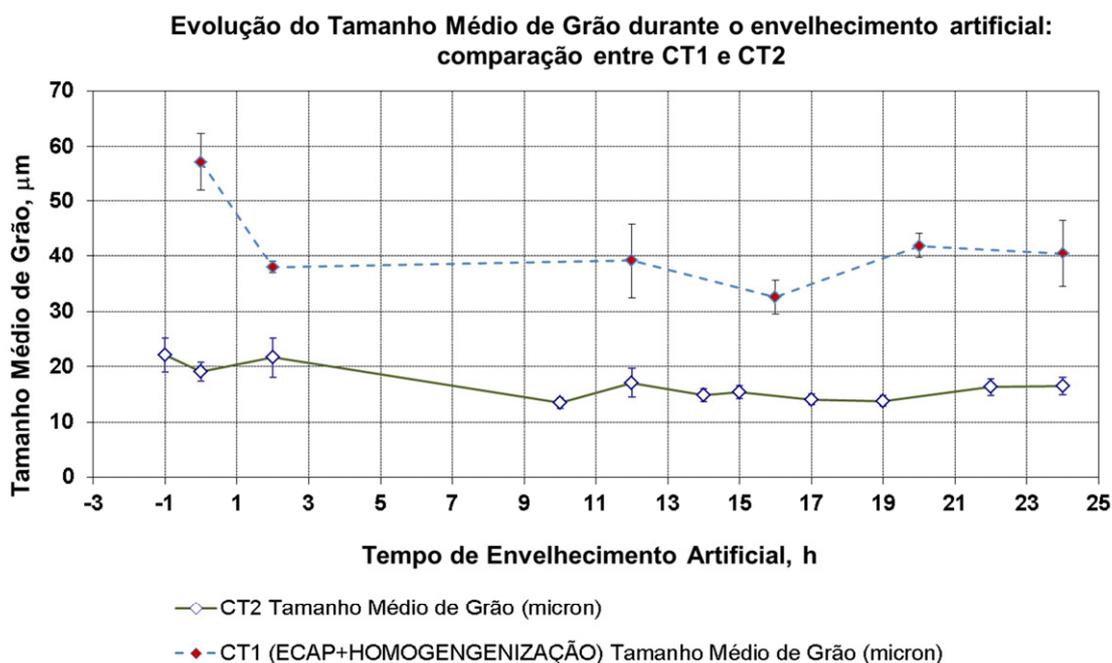


Figura 50 – Evolução do tamanho de grão durante as etapas do CT2.

4.4 Ciclo Termomecânico 3 – CT3

A evolução da microestrutura no CT2 em relação a CT1 é um fato importante deste trabalho. No entanto, o conflito entre a necessidade da execução de ensaios mecânicos de tração e fadiga utilizando corpos de provas com dimensões superiores a fim de substanciar o desenvolvimento e as restrições relacionadas às dimensões e quantidade dos depósitos de sprayforming, dimensões da matriz de extrusão e cargas operacionais da máquina universal de ensaios justificaram a concepção de uma nova matriz de extrusão.

A partir da necessidade da execução de ensaios de fadiga foi gerada uma demanda para materiais de partida com diâmetro maior. E mantendo os parâmetros de extrusão, o tarugo também deveria ser de diâmetro maior. Neste

contexto essa necessidade se configurou uma oportunidade para incorporar conceitos de trabalhabilidade a quente para melhorar as propriedades do material reciclado. Ganhos relacionados razão de extrusão - equação (5), na velocidade de extrusão - equação (7), deformação total (ϵ), taxa de deformação ($\dot{\epsilon}$) e temperatura (K). Dessa forma o ganho está associado também a capacidade de promover melhoria de microestrutura durante o processamento. A exploração experimental com base em análise de dados que permitisse explorar a microestrutura do material, associado aos parâmetros de processamento, apontou para a utilização do ensaio de torção a quente.

Em função da diferença de dimensões do corpo de prova para a máquina de torção a quente e do diâmetro da barra extrudada, foi feita uma adaptação do ferramental de fixação do corpo de prova à máquina de ensaios - Figura 22. Apesar do conhecimento prévio sobre a fragilidade do material na condição como-extrudado, foram realizados ensaios de torção nessa condição sem resultados consistentes.

Para que o material tivesse integridade física e permitisse a execução de ensaios de torção a quente, foi feita uma pré-extrusão no depósito de sprayforming com homogeneização. A condição padronizada foi 24 mm/min a 300°C (sem tratamento adicional), mas também foram realizados ensaios de torção a quente para outras condições de extrusão.

Os ensaios de torção a quente variaram de 174°C (0,50 T/T_{mp}) a 450°C (0,81 T/T_{mp}), e as taxas de deformação ($\dot{\epsilon}$) utilizadas variaram de 0,01 a 10 s^{-1} . Uma matriz de ensaios foi elaborada para orientar as melhores condições onde havia potencial para otimizar a microestrutura (Apêndice 3: Matriz de Ensaio de Torção a Quente).

Após a condução de aproximadamente quarenta ensaios, do ponto de vista de material, os parâmetros de $\dot{\epsilon}$ (s^{-1}) e T (Kelvin) que foram considerados mais adequados para o dimensionamento e o projeto de uma nova matriz de extrusão dentro das condições operacionais da máquina universal de ensaios foram $\dot{\epsilon} = 0,1s^{-1}$ à 450°C (723K).

Curvas típicas de tensão x deformação obtidas durante a realização da matriz de ensaios estão apresentados na Figura 51 para ensaios executados a 450°C ($0,81 T/T_{mp}$) para $\dot{\epsilon} = 0,1; 0,25; 0,5$ e $1,0 \text{ s}^{-1}$.

Com exceção do CDP09, que apresentou uma falha na parte útil do corpo de prova, todos os outros três ensaios apresentaram o mesmo padrão de comportamento. Um pico inicial, seguido de um mínimo e uma subida de tensão até um valor máximo de tensão, até aproximadamente 200% onde inicia um processo de desestabilização geométrica da amostra e acaba rompendo até 400%.

Tabela 4 – Resumo dos tamanhos de grãos obtidos para os ensaios de torção a quente a 450°C.

AMOSTRA	Condições de HTT	Taxa de Deformação	Tamanho Médio de Grão - HTT (μm)	Desvio Padrão (μm)
64-15	450°C 723 K $0,1 \text{ s}^{-1}$	0,1	4,0	0,6
64-12	450°C 723K $0,5 \text{ s}^{-1}$	0,5	5,4	0,4
64-11	450°C 723K $1,0 \text{ s}^{-1}$	1,0	6,3	1,0
64-13	450°C 723K $0,5 \text{ s}^{-1}$	0,5	4,8	0,3
64-14	450°C 723K $0,25 \text{ s}^{-1}$	0,3	5,9	0,4
64-09	450°C 723K $1,0 \text{ s}^{-1}$	1,0	6,1	0,2
64-10	450°C 723K $0,5 \text{ s}^{-1}$	0,5	6,7	0,3
64-12	450°C 723K $0,5 \text{ s}^{-1}$	0,5	6,4	0,8

O primeiro pico é proporcional à taxa de deformação ($\dot{\epsilon}$) utilizado, como pode ser observado na Figura 51. Já o aumento de $\sigma=f(\epsilon)$ apresenta uma sobreposição para os $\dot{\epsilon} = 0,1$ e $0,25 \text{ s}^{-1}$, para $\dot{\epsilon} = 0,50 \text{ s}^{-1}$, parece ser proporcionalmente maior. A análise dessas três curvas observa-se que o valor de $\sigma=f(\epsilon)$ tende a um valor de máximo seguido de uma desestabilização do material como pode ser visto em $\dot{\epsilon} = 0,50$ e $1,0 \text{ s}^{-1}$. Esse padrão de ocorrência nas as curvas obtidas no ensaio de torção é característico do mecanismo de recristalização no primeiro pico.

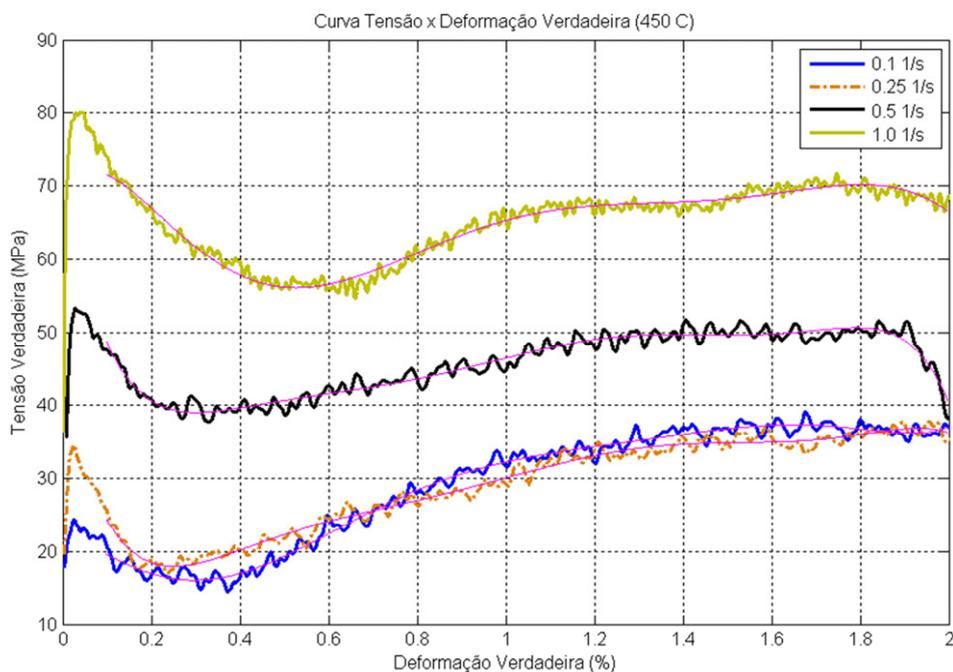


Figura 51 Curvas Tensão verdadeira x deformação verdadeira para ensaios realizados a 450°C a $\dot{\epsilon} = 0,1$; 0,25; 0,5 e 1,0 s^{-1} .

A análise visual do corpo do prova após a realização do ensaio de torção a quente apresenta duas regiões distintas, sendo uma caracterizada como altamente deformada plasticamente, que pode ser evidenciada pelas linhas de fluxo de deformação com inclinação variando entre 45 a 60° em relação ao eixo de torção (longitudinal do corpo de prova). E o ombro do corpo de prova que não há deformação, mas tão somente o ciclo térmico proporcionado pelo próprio ensaio que já permite experimentar mudanças microestruturais importantes.

4.4.1 Análise ao Microscópio Óptico

A análise da microestrutura obtida após teste de torção quente, através de microscopia óptica, foi realizada no comprimento útil e no ombro. No comprimento útil da área analisada estava perto da superfície da fratura, onde as condições geométricas e a microestrutura devem ser mais representativas do comportamento do material com relação aos parâmetros de processamento (ϵ , $\dot{\epsilon}$, T), sem considerar efeito de fricção (μ) e geometria de processamento.

Cada parte do corpo de prova possui informação relativa à sua história termomecânica que poderia ser considerada no projeto do novo processo de extrusão. Devido à natureza do teste, o ombro do corpo de prova acumula a história termomecânica do material mais o ciclo térmico do ensaio de torção a quente. A parte útil do corpo de prova também possui a história termomecânica do material até o momento resfriamento rápido quando os eventos metalúrgicos são 'congelados'. Tipicamente, a microestrutura na parte útil possui uma orientação ortogonal em relação à original. O ombro mantém a orientação original da microestrutura da extrusão e em alguns casos pode-se verificar algum tipo de refinamento de grão.

A microestrutura obtida após o ensaio de torção a quente está mostrada na Figura 52, obtida a 450°C com baixa taxa de deformação ($\dot{\epsilon}=0,1 \text{ s}^{-1}$). Figura 52 (a) apresenta a microestrutura do ombro, caracterizada pelos grãos orientados pela direção de extrusão (horizontal) com uma microestrutura mais fina próximo da superfície. A Figura 52 (b) apresenta uma microestrutura com orientação ortogonal à do ombro com evidências de deformação plástica extensa e uma microestrutura bastante refinada em relação à apresentada pelo ombro.

Em função do grau de refinamento da microestrutura, há certa dificuldade resolver os contornos de grão neste aumento. No entanto, o efeito da deformação fica mais evidenciado na Figura 53. Nela pode constatar que as linhas deformadas mostradas em Figura 53 (b) são sequenciamentos de grãos alongados e deformados, com presença de partículas de segunda fase, misturados com outras sequências, do que parece ser uma microestrutura com granulometria mais fina.

Em função do grau de refinamento da microestrutura obtido com esses parâmetros, estes foram adotados para o dimensionamento da matriz de extrusão.

Além dos parâmetros de torção a quente, para auxiliar no dimensionamento da matriz de extrusão, foram realizados ensaios de compressão do depósito de sprayforming para a estimativa do limite de escoamento em compressão do depósito à temperatura ambiente (Apêndice 3: Ensaio de Compressão). A condução do ensaio à temperatura ambiente representa o caso mais conservativo, pois as temperaturas de execução dos ensaios de extrusão foram mais elevadas e, portanto, menores.

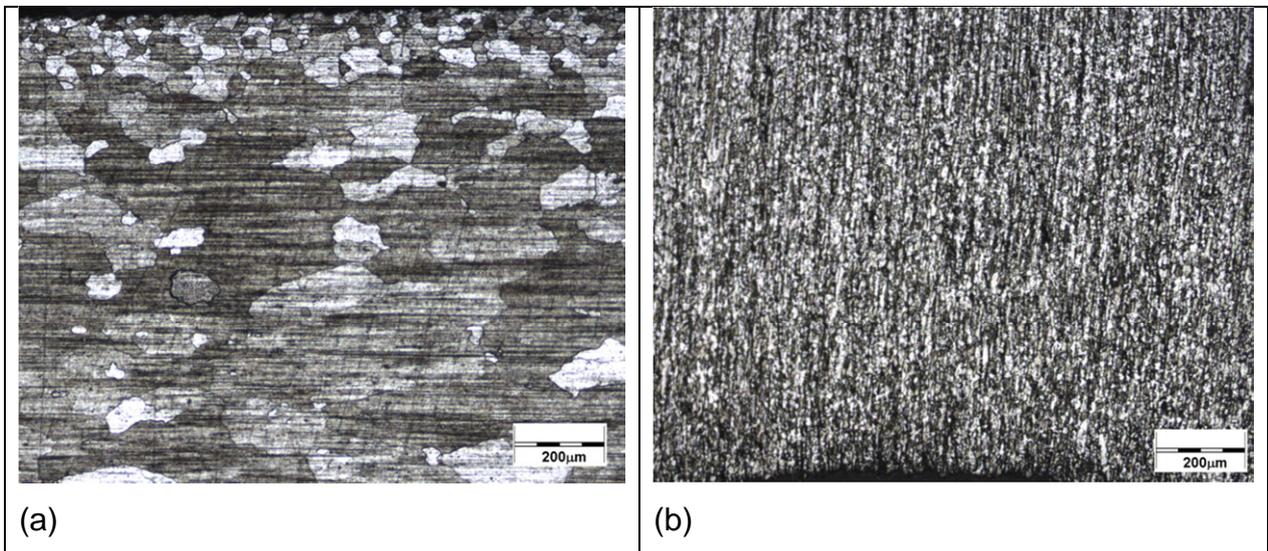


Figura 52 CDP 15 450°C 10⁻¹ s⁻¹ 100x. (a) Ombro. (b) Parte útil.

Não foi possível reproduzir a pré-extrusão que foi feita no material para o ensaio de torção a quente, sem aumentar significativamente o volume inicial de material e a perda do processo de extrusão em função do tamanho e da complexidade da geometria da redução da extrusão.

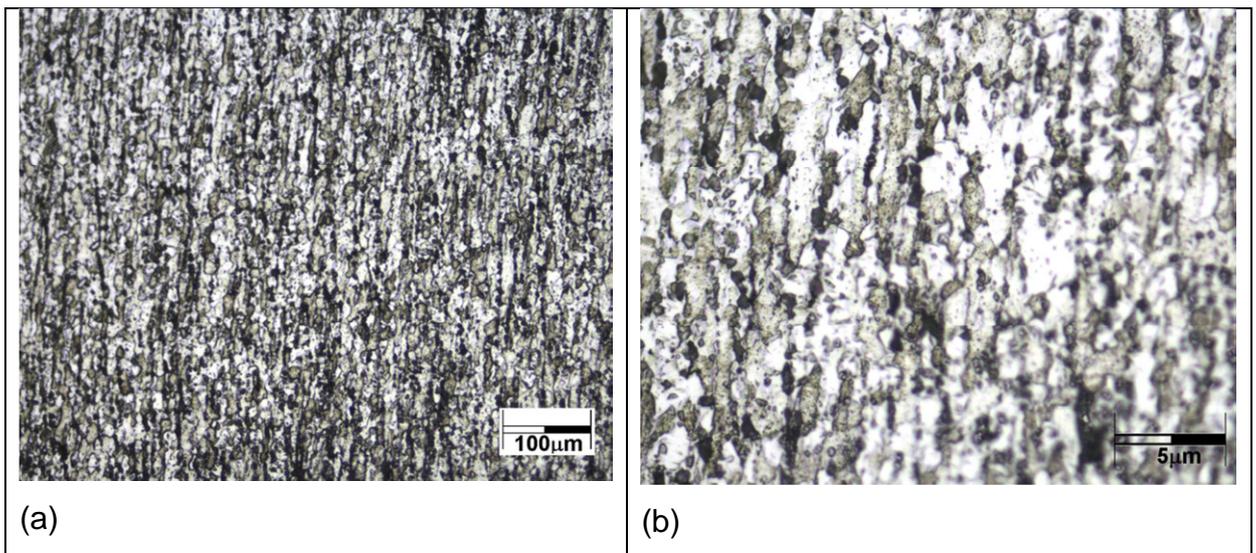


Figura 53 - CDP 15 450°C 10⁻¹ s⁻¹. Parte útil. (a) 200x. (b) 500x.

No entanto, foi buscado o melhor compromisso entre os esforços de compressão de entrada e avanço do material no início do ensaio de extrusão, que independesse da velocidade utilizada (ram speed), através de uma região de pré-deformação de 45° - Figura 54 (a).

A Figura 54 (b) mostra o conjunto Matriz de Extrusão que compreende o punção, a luva, as duas metades da matriz de extrusão e as duas reduções. Uma com a pré-redução Figura 54 (a) e outra cônica simples.

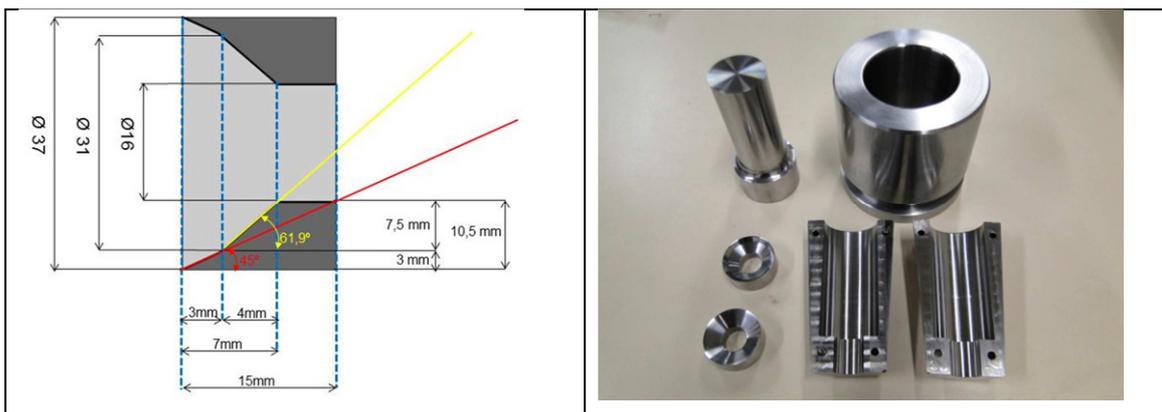


Figura 54 – (a) Seção Longitudinal da redução projetada. (b) Conjunto Matriz de Extrusão.

Apesar de uma redução de extrusão simples ter menos perda de material, e uma razão de extrusão maior para uma mesma deformação efetiva, como o

objetivo é promover ‘movimentação’ da microestrutura do material, o uso do trabalho redundante é mais favorecido na redução em dois estágios.

No cabeçalho da Tabela 5 estão definidas as dimensões das matrizes de extrusão e os parâmetros de processo. Pode-se comparar a evolução do processo de extrusão neste trabalho através da comparação das matrizes de extrusão utilizadas. A Matriz Antiga, na última linha, é uma matriz cônica de um estágio e refere-se à matriz de extrusão utilizada em CT1 e CT2. A Matriz dois estágios e a Cônica Simples, foram projetadas a partir da análise dos dados obtidos nos ensaios de torção a quente. O principal objetivo delas é obter propriedades otimizadas a partir de uma microestrutura semelhante à obtida nos ensaios de torção a quente. Na Tabela 4, os parâmetros objetivados no projeto da matriz de extrusão foram 450°C com taxa de deformação ($\dot{\epsilon}=0,1 \text{ s}^{-1}$) para obter uma microestrutura recristalizada de aproximadamente 4,0 μm . Após a obtenção dessa microestrutura, prosseguir com o levantamento das propriedades mecânicas (tração e fadiga).

Tabela 5: Comparação das reduções de extrusão.

Matriz	Redução	D_c (mm)	D_e (mm)	ΔS (mm)	δ (mm)	Ram speed		A_c (mm)	A_e (mm)	RE	Deformação Efetiva (ϵ)	Taxa média de Deformação Efetiva ($de/dt, \text{s}^{-1}$)
						(mm/min)	(mm/s)					
Dois Estágios	Primeira	37	31	3	3,0	21	0,35	1075,2	754,8	1,42	0,35	0,03
	Segunda	31	16	4	7,5	21	0,35	754,8	201,1	3,75	1,32	0,08
Total				7	10,5					5,18	1,68	
Cônica Simples	Um passe	37	16	5,7	10,5	21	0,35	1075,2	201,1	5,35	1,68	0,08
Matriz Antiga	Um passe	26	11,1	5,78	7,5	80	1,33	530,9	96,8	5,49	1,70	0,37

4.5 Ciclo Termomecânico 4 – CT4

Após a confecção da matriz de extrusão com base nos dados dos ensaios de torção a quente, foram realizadas extrusões, em *blanks* pré-homogeneizados (conforme estabelecido em CT2), a 450°C, utilizando uma ram speed ($\dot{z}=21 \text{ mm/min}$), atingindo uma $\dot{\epsilon} = 0,03\text{s}^{-1}$ na primeira redução e $\dot{\epsilon} = 0,08\text{s}^{-1}$ na

segunda redução, uma razão de extrusão (RE) de 5,2 e uma deformação efetiva (ε) de 1,68%.

O tamanho médio de grão na barra extrudada, medido de acordo com o método dos interceptos (ASTM E 112), apresentou valores ($\overline{TG}_{\text{como-extrudado}}^{450^{\circ}\text{C}, 0,10 \text{ s}^{-1}} = 6,4 \pm 2,0 \mu\text{m}$), vide Figura 55. A mesma medição realizada na última parte da barra extrudada, remanescente dentro da matriz de redução forneceu valores - Figura 56 - mais próximos dos obtidos nos ensaios de torção a quente ($\overline{TG}_{\text{Torção a quente}}^{450^{\circ}\text{C}, 0,08 \text{ s}^{-1}} = 4,0 \pm 0,6 \mu\text{m}$) - Figura 52 (b). Observa-se uma recristalização parcial bastante avançada, vide seção longitudinal na Figura 56 (a); em relação aos processos CT1 e CT2 houve uma modificação substancial na evolução da microestrutura com redução do tamanho de grão e da razão de aspecto dos mesmos. O que é notável é a homogeneidade na matriz de alumínio e uma razão de aspecto bem menor dos novos grãos quando comparado aos obtidos nos processos CT1 e CT2.

Observa-se a coexistência de grãos alongados ao lado de pequenos grãos recristalizados, o que caracteriza uma estrutura parcialmente recristalizada, vide Figura 56.

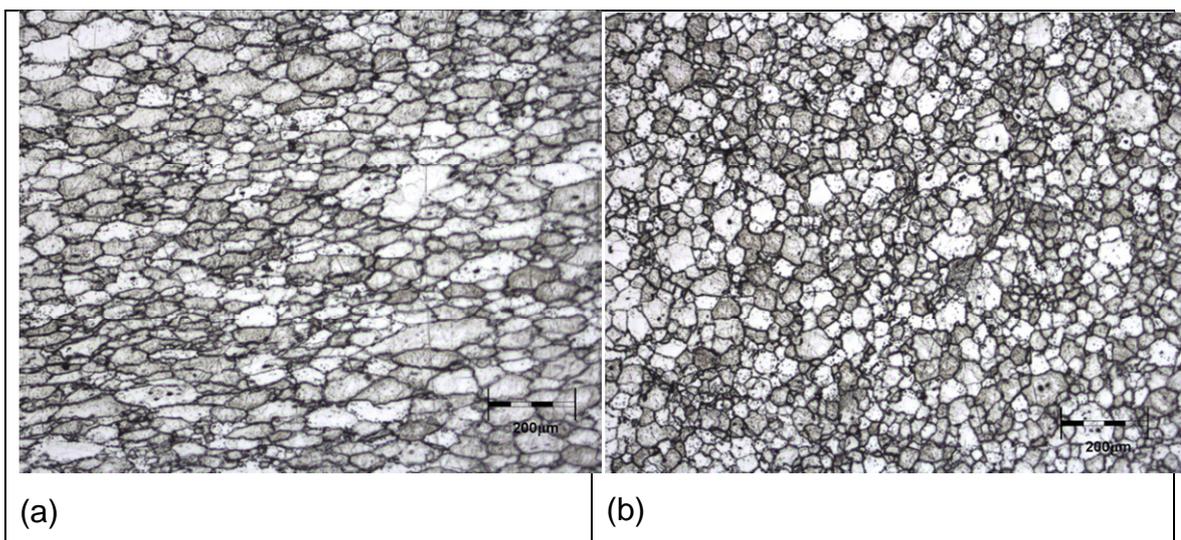


Figura 55 Condição como-extrudado $T=450^{\circ}\text{C}$, $\dot{\varepsilon} = 0,08 \text{ s}^{-1}$ Aumento 100x. (a) Seção Longitudinal. (b) Seção Transversal.

Para compreender como se chegou a essa estrutura foi feita uma observação no material que restou dentro da matriz, que não foi completamente extrudado, e possui a geometria de deformação e o histórico de deformação congelado logo ao final do processo, pois o conjunto de matriz era removido da luva e colocado para resfriamento em água à temperatura ambiente.

O diagrama apresentado na Figura 57 apresenta uma comparação da evolução do tamanho médio de grão obtidos nos ensaios de torção a quente, e os observados após a extrusão com a Matriz de dois estágios. O eixo das abscissas contém os valores da taxa de deformação no processo (torção a quente ou extrusão). Nas ordenadas o valor do tamanho médio de grão. Para os valores do ensaio de torção a quente, estão plotados os valores apresentados na Tabela 4 e interligados pela interpolação logarítmica. Para a taxa de $0,08 \text{ s}^{-1}$, os valores de tamanho médio de grão medido na barra e na porção de material na matriz (descrito no parágrafo anterior) de extrusão estão plotados. A linha tracejada contém o valor médio entre as duas medidas.

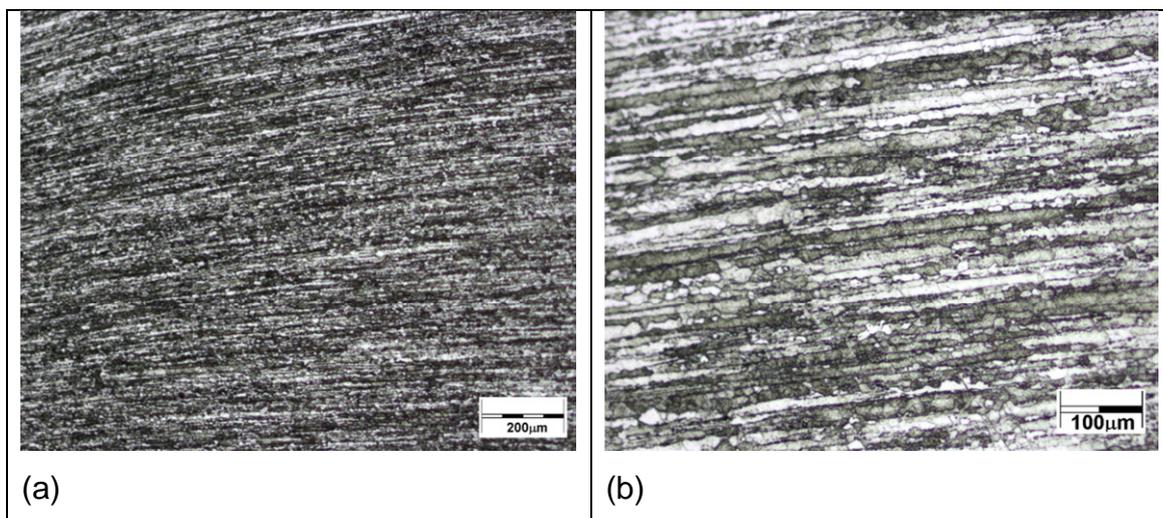


Figura 56 Condição como-extrudado à 450°C $\dot{\epsilon} = 0.1 \text{ s}^{-1}$ na extremidade da barra dentro da matriz de extrusão. (a) 100x. (b) 200x.

Observa-se na Figura 58 (a), na seção longitudinal, a coexistência de grãos com aproximadamente $200\mu\text{m}$ de comprimento e alta razão de aspecto junto a pequenos grãos equiaxiais, recristalizados, consequência do processo de recristalização que ocorre nesses parâmetros de processamento, que haviam sido previstos no estudo de torção a quente.

A coexistência de grãos com dimensões tão diversas, associada a disponibilidade de energia de deformação acumulada durante a extrusão e energia cinética ($T/T_{mp}=0,81$) pode ter auxiliado de alguma forma em mecanismos de recuperação dinâmica como apresentado na curva da Figura 51, especificamente para o CDP15.

A microestrutura apresentada na Figura 58 se assemelha bastante a apresentada na Figura 52 (b).

As diferenças nas microestruturas são intrínsecas dos respectivos processos, sendo que se pode destacar a ausência de atrito no ensaio de torção a quente, o trabalho redundante na extrusão, em função da mudança de fluxo de material nas duas reduções; além do que o controle de temperatura no processo de extrusão é menos preciso do que no ensaio de torção a quente e tende a revelar uma dispersão maior de dados no primeiro. Outro ponto importante é que no caso do ensaio de torção a quente o material de partida (condição metalúrgica) estava em uma condição diversa do extrudado. Ao final do processo, o tamanho médio de grão da região da barra extrudada foi de, 6,4 μm , ligeiramente superior ao valor encontrado na torção a quente, de 4 μm , para a mesma temperatura e taxa de deformação. No entanto, observa-se que na região de deformação da matriz de extrusão o valor do tamanho de grão encontrado de 3,5 μm é bem mais próximo do valor encontrado no torção a quente. Ocorre na prática uma duplicação de tamanho entre a redução e o final da extrusão que deve ser resultante do trabalho redundante de extrusão provocando uma recristalização mais acentuada.

A Figura 57 mostra a situação descrita no paragrafo anterior para a taxa de deformação de 0,08 s^{-1} e também o tamanho de grão para o ensaio de torção a quente realizado em taxas de deformação mais elevadas. Apesar de não terem sido realizados os ensaios de extrusão correspondentes, por excederem a carga máxima da máquina utilizada, eram esperados uma diferença sistêmica entre esses dois ensaios.

Com esses resultados foram realizadas novas extrusões a partir dos parâmetros definidos: 450°C e $\dot{\epsilon}=0,08 \text{ s}^{-1}$. O material dessa forma foi levado a solubilização à 470°C por 30 minutos seguido de resfriamento rápido em água

a temperatura ambiente (quenching) num primeiro passo, seguido de envelhecimento artificial à 121°C por 24 horas. Novamente, a curva de envelhecimento foi levantada via ensaios de dureza Brinell e as análises via MO auxiliaram na avaliação da evolução da microestrutura ao longo do processo. Para o levantamento da curva de envelhecimento, uma barra extrudada foi utilizada para a amostragem. De tal forma que foram cortadas amostras de $3,5 \pm 0,5$ mm de espessura que foram colocadas no forno para testemunharem toda a seqüência de tratamento térmico após a extrusão, tanto para ensaios de dureza quanto para MO.

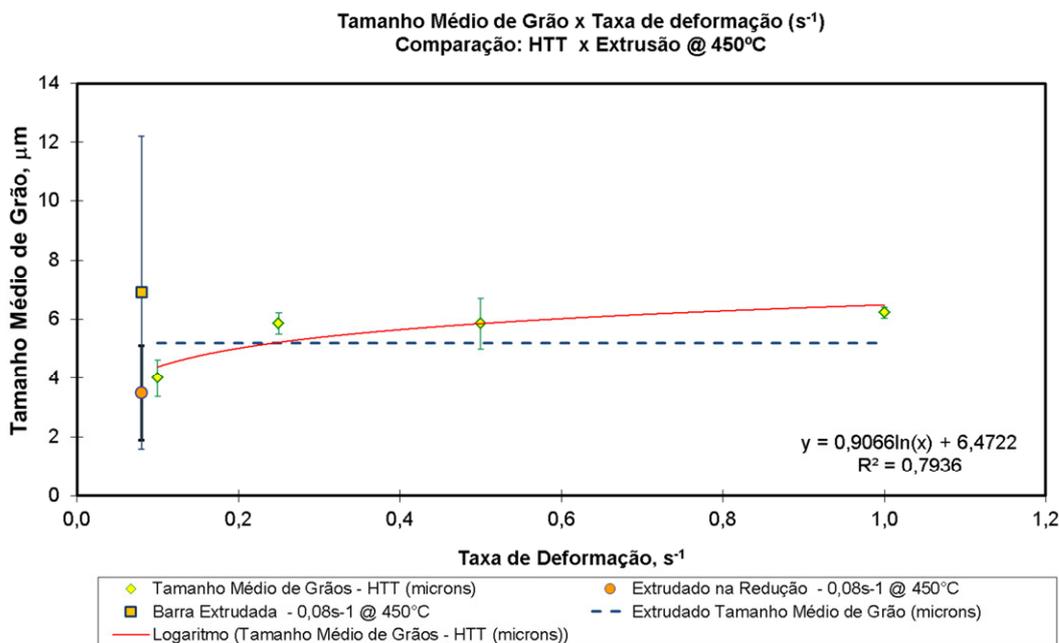
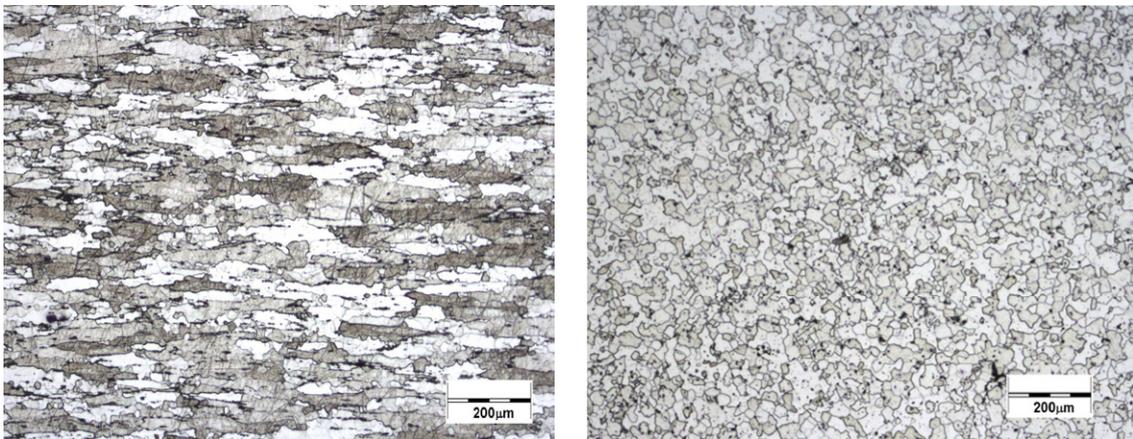


Figura 57 – Tamanho médio de grãos obtidos no ensaio de torção a quente à 450°C em diversas taxas de deformação ($\dot{\epsilon}$) comparado com os valores obtidos na extrusão com a matriz nova no corpo do extrudado e na redução para um $\dot{\epsilon} = 0,08 \text{ s}^{-1}$.

A Figura 58 apresenta a microestrutura do material extrudado, após solubilização e resfriamento em água. Na análise da seção longitudinal - Figura 58 (a) – mostra-se uma microestrutura primária composta por grãos alongados, com razão de aspecto maior que 5, cujos grãos podem ser diferenciados pela tonalidade de resposta ao ataque Keller, revelando-se como grãos claros,

meio-cinza e cinza-escuro. Outro aspecto presente nesta situação são os contornos de grãos fragmentados pela presença de pequenos grãos equiaxiais recristalizados. E, em alguns casos, ocupando todo o interior do grão, que podem ser diferenciados da matriz primária em função da resposta ao ataque revelando-se com tonalidade diferenciada. Em relação a Figura 55, onde o material foi somente extrudado, a solubilização a 470°C por 30 minutos provocou uma continuidade do processo de recristalização que havia iniciado durante o processamento e o valor médio do tamanho de grão aumentou de 6,4 um para 8,0 um.



(a)

(b)

Figura 58 – Análise ao MO material extrudado com a matriz nova (CT4) a 450°C e $\dot{\epsilon} = 0.1 \text{ s}^{-1}$. Após homogeneização ('as-quenched') 100x. Seção Longitudinal (a) e Seção Transversal. (b). Reagente Keller.

A seção transversal - Figura 58 (b) – possui uma resposta mais uniforme ao ataque (menos contraste), mas, proporcionalmente, revela uma dispersão de tamanho de grão menor do que a apresentada pela seção longitudinal mas possui igualmente, a presença de grãos novos equiaxiais nos contornos de grão.

Após a solubilização as amostras foram transferidas para outro forno pré-aquecido, de tal forma que o tempo entre o resfriamento em água e o início da contagem do reaquecimento para o envelhecimento foi menor que 15 minutos. Após o forno atingir a temperatura de 121°C, a amostragem foi feita após 0,5 h, 1,0h, 2h, e 24h de envelhecimento artificial.

A análise das microestruturas das seções longitudinais das amostras em envelhecimento artificial ao MO na Figura 59 (a) e (b) e Figura 60 (a) e (b), como era de se esperar para essa temperatura, que não houve modificação perceptível nessas amostras.

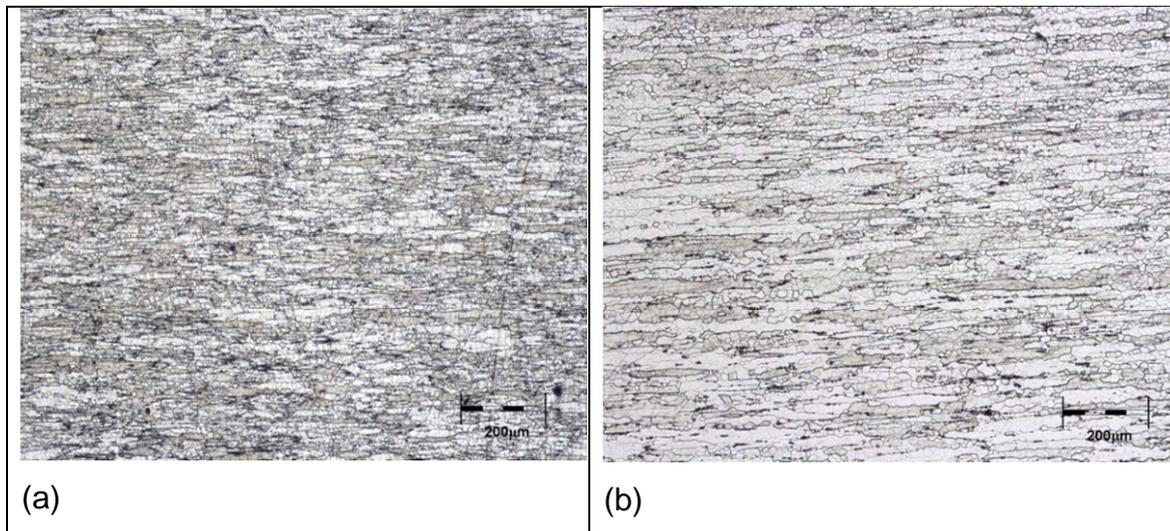


Figura 59 - Análise ao MO material extrudado segundo CT4 com envelhecimento artificial de 0,5 h (a) e 1,0h (b). Reagente Keller.

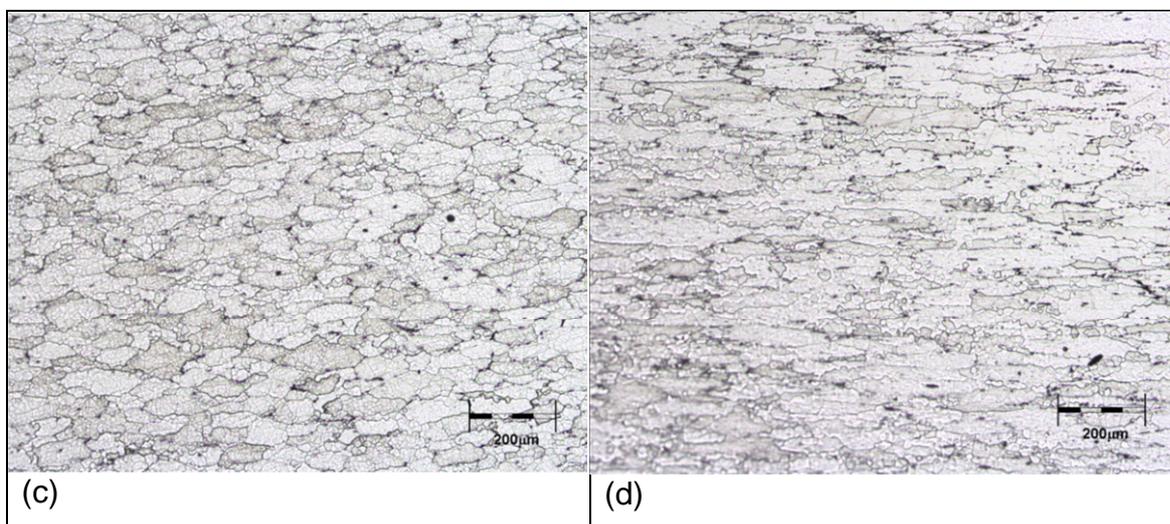


Figura 60 - Análise ao MO material extrudado segundo CT4 com envelhecimento artificial de 2,0 h (a) e 24,0h (b). Reagente Keller.

Observa-se em todas evidencias do processo de recristalização parcial que ocorreu durante a extrusão e a solubilização, onde os grãos alongados foram parcialmente substituídos pelos grãos pequenos e equiaxiais, tendo o tamanho médio de grão se estabilizado em torno de 5 μm.

A Figura 61 (a) apresenta uma área genérica da amostra, com duas horas de envelhecimento artificial. É possível resolver ao MEV com SEI o processo de recristalização de mais evidente, observando-se o contorno de grão da estrutura primária com os novos grãos se formando dentro deste padrão Figura 61 (b).

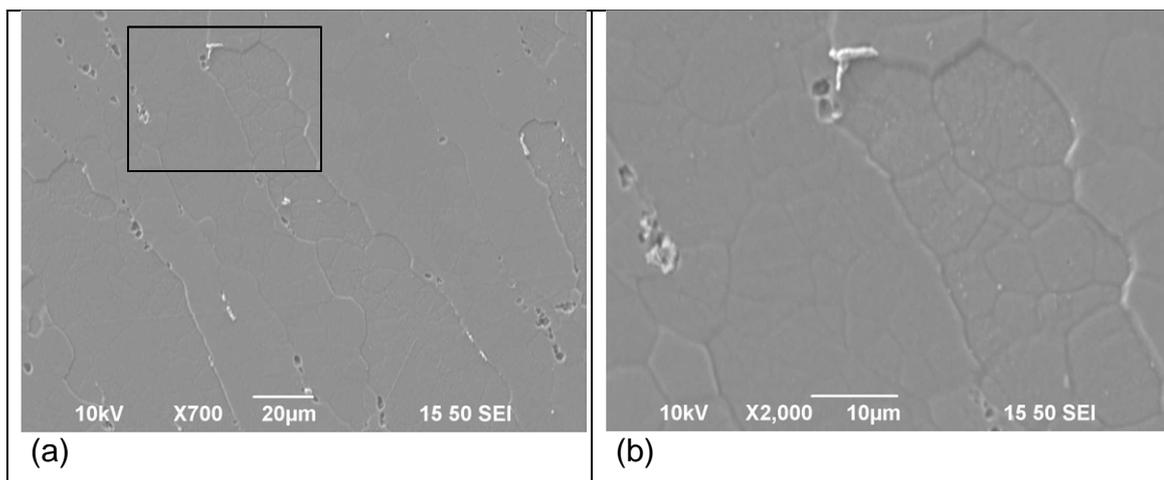


Figura 61 – MEV de amostra com 2h de envelhecimento artificial – SEI. (a) Formação de grãos novos. (b) Detalhe de (a).

Os novos parâmetros de extrusão e a realização do tratamento térmico de homogeneização antes do processamento comprovaram sua eficácia, não somente em função da evolução do tamanho médio de grão, que é aproximadamente um terço do encontrado no CT2, mas também no que diz respeito a resposta ao tratamento térmico, reduzindo o tempo de incubação de 16 horas para 2 horas para atingir o pico de dureza. Neste caso a dureza se manteve no patamar por 52 horas, o tamanho de grão máximo atingido foi $5.9 \pm 0,3\mu\text{m}$ - Figura 62.

Com a homogeneização antes do processamento por extrusão, os elementos de liga foram dispersos na matriz de alumínio de forma mais homogênea no processo de extrusão e no de solubilização, o que levou a uma resposta mais rápida ao processo de envelhecimento. Outro aspecto a ser destacado é que o tempo de solubilização pode ser encurtado significativamente, sendo comprovado que apenas 0,5h de tempo em alta temperatura foi suficiente para a dissolução dos elementos de liga na matriz e a consequência disso é que não houve tempo para uma recristalização estática significativa. Na realidade, o fato

do tamanho de grão estar menor após a solubilização pela presença de grãos recristalizados dentro dos grãos originais altamente deformados, significa que houve uma recristalização parcial devido ao pequeno tempo de solubilização. Com o resfriamento rápido após a solubilização, esta estrutura se manteve refinada e o efeito da temperatura (121°C) e do tempo de envelhecimento foi apenas de acentuar os contornos dos grãos parcialmente recristalizados, com a redução da densidade de discordâncias (processo de recuperação), o que leva a um melhor delineamento dos contornos no ataque químico e às pequenas diferenças observadas no tamanho de grão medido.

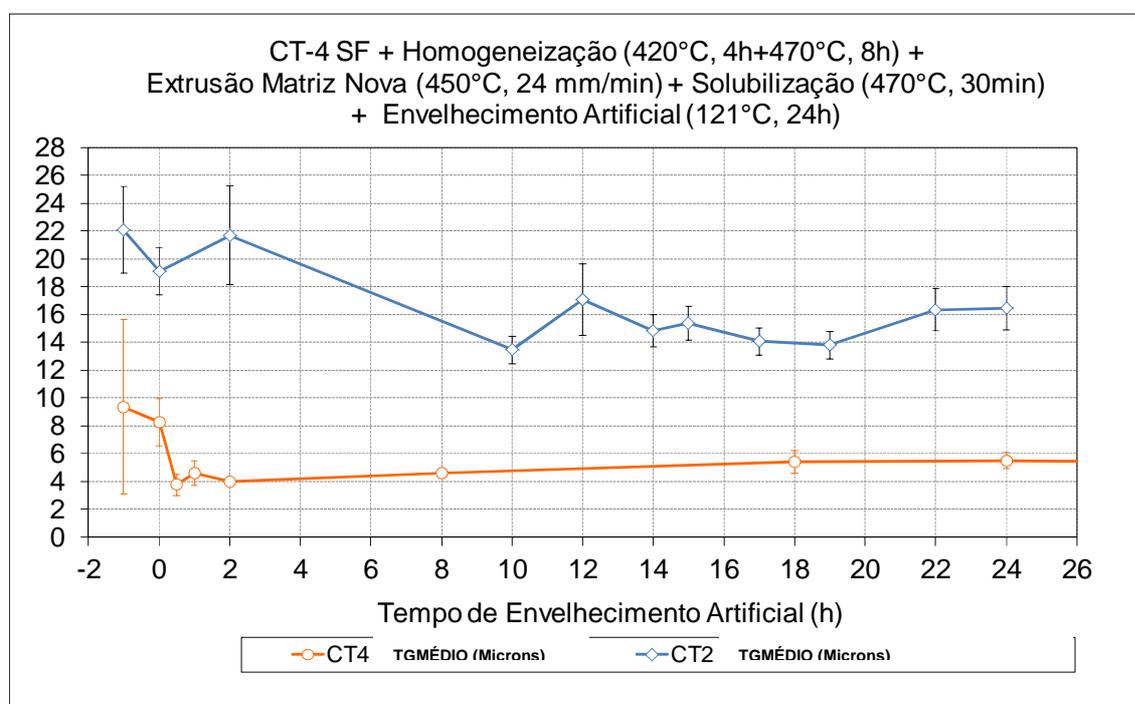


Figura 62 – Comparação de CT4 e CT2: evolução do tamanho médio de grão ao longo do processamento de termomecânico.

Com o resfriamento rápido após a solubilização, esta estrutura se manteve refinada e o efeito da temperatura (121°C) e do tempo de envelhecimento foi apenas de acentuar os contornos dos grãos parcialmente recristalizados, com a redução da densidade de discordâncias (processo de recuperação), o que leva a um melhor delineamento dos contornos no ataque químico e às pequenas diferenças observadas no tamanho de grão medido.

Como já foi feito em outras etapas deste trabalho, outra forma de se fazer a avaliação da eficácia dos parâmetros adotados é através das medições de dureza Brinell. O que foi feito durante a execução do tratamento térmico de envelhecimento e cuja evolução no tempo corrobora com as características reveladas no desenvolvimento da microestrutura.

O que se observa no início é uma queda acentuada na dureza, o que aparenta estar relacionado à eficácia do tratamento de solubilização. Além disso, tem-se o fato de pronta resposta do material ao tratamento térmico, onde foram verificadas significativas mudanças na microestrutura e nos valores de dureza Brinell do material e mantido estável até o final do tratamento térmico do material nos primeiros trinta minutos de tratamento - Figura 62. Neste gráfico, observa-se que os valores de dureza não aumentaram muito em relação ao CT2, sendo que as medições nas primeiras duas horas definiram melhor o comportamento do material na fase inicial do envelhecimento. Os valores atingidos após as duas primeiras horas seguiram aproximadamente a mesma tendência, com pequena diferença de valores. Os valores das curvas em CT2 e CT4 foram bastante próximas, o que confirma a eficácia da etapa de homogeneização do depósito de sprayforming. Vale lembrar que as dimensões envolvidas e os processos utilizados foram diferentes, o que fundamenta ainda mais a conclusão sobre a eficácia da homogeneização.

Constatada a adequação do material processado via CT4 até a caracterização do envelhecimento, agora se pode dar continuidade na caracterização das propriedades mecânicas de tração e fadiga.

Para a obtenção dos corpos de prova de tração (ASTM E8) e fadiga (ASTM E466), primeiramente as barras extrudadas foram usinadas para as dimensões dos corpos de prova reduzidos – Apêndice 6. Em seguida foram solubilizados e envelhecidos artificialmente conforme os procedimentos adotados anteriormente (ASTM 2772 E). Ao final do tratamento térmico os corpos de prova de tração e fadiga ficaram na condição T6.

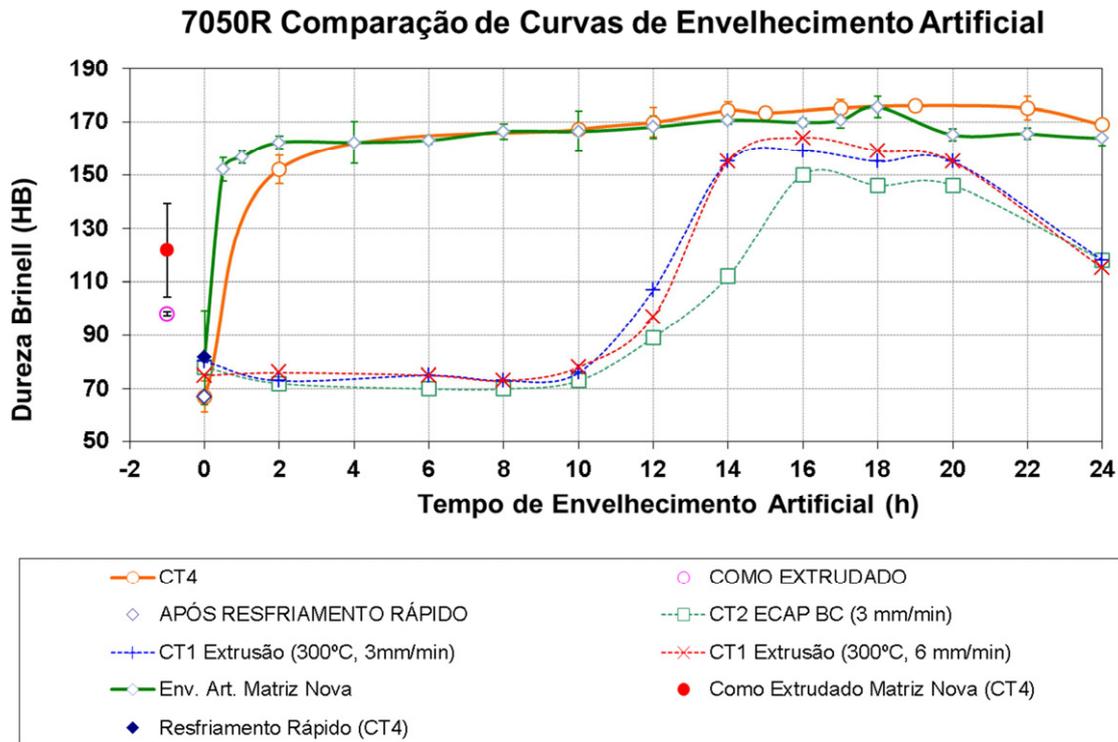


Figura 63 – Curva de envelhecimento artificial após a implementação das melhorias de processo obtidas no ensaio de torção a quente.

4.5.1 Ensaio de tração

O valor médio (três amostras) para o limite de escoamento obtido foi de 509 ± 40 MPa, a máxima resistência a tração foi 558 ± 45 MPa e o alongamento do corpo de prova na ruptura foi de $16 \pm 2\%$. Os valores especificados na AMS 4050H, para a limite de escoamento, tem-se o valor de 441 MPa para limite de escoamento, 510 MPa para a máxima resistência a tração e 10% para o alongamento na ruptura. Os dados obtidos a partir do processo de reciclagem CT4, para a mesma densidade do material, para a tensão de escoamento, apresentam um valor de aproximadamente 70 MPa maior.

A comparação dos valores obtidos em um diagrama de Ashby ($\sigma_y \times \rho$) - Figura 64 – permite ter uma visão relativa do valor obtido através da rota CT4 em relação às demais ligas de alumínio disponíveis para uso em construção mecânica. Pode-se notar que ele se localiza no topo dos valores de tensão de escoamento para essa classe de liga.

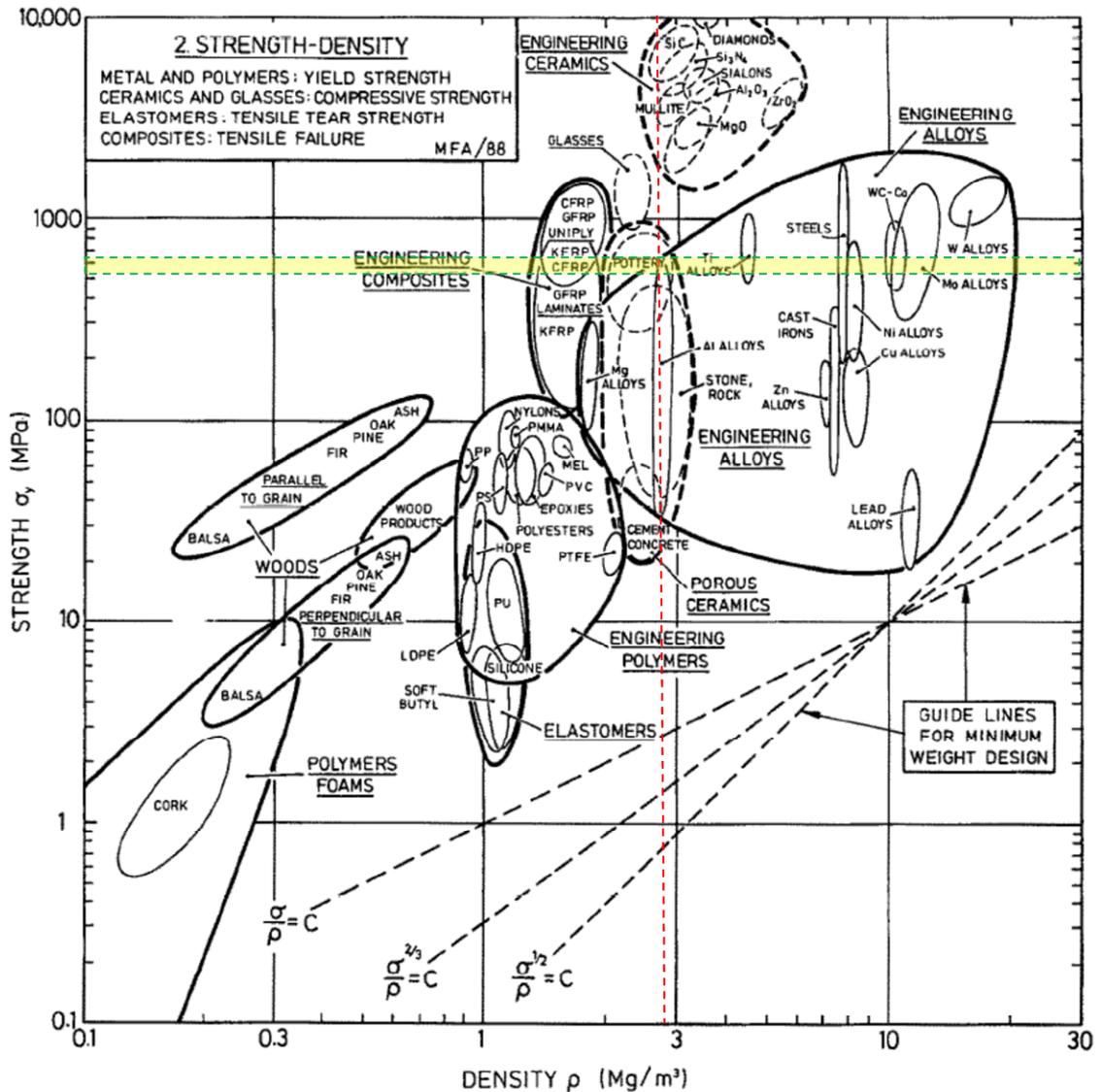


Figura 64 – Comparação de limite de escoamento do material reciclado com os dados de placa (AMS 4050H).

A análise da microestrutura ao MEV revelou uma superfície de fratura homogênea, com evidências de deformação plástica sistêmica convergindo para a fratura, conferindo à superfície um aspecto taça e cone - Figura 65 (a). A análise mais detalhada da superfície da fratura revela o caráter dúctil da mesma, apresentando a predominância de 'dimples' em toda a sua extensão - Figura 65 (b).

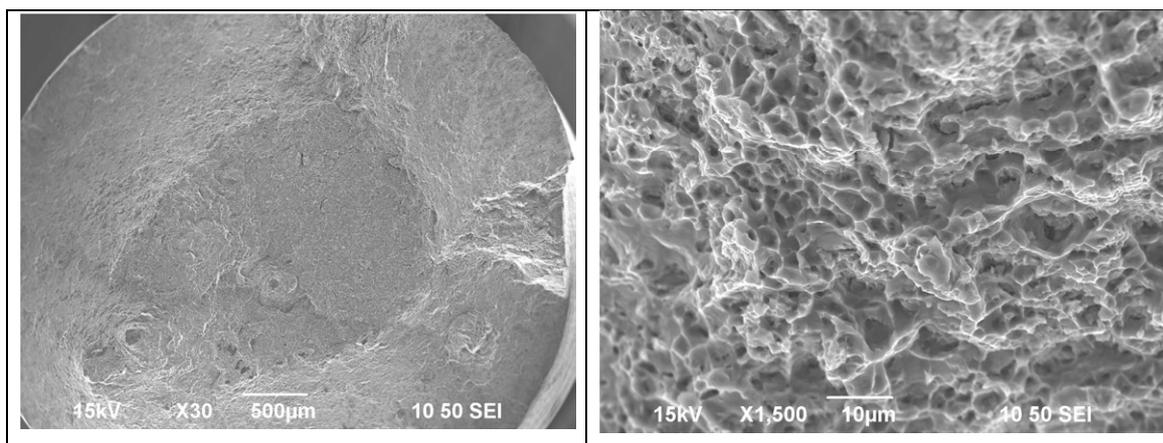


Figura 65 – (a) Tensile stress fracture surface. (b) detail from tensile stress fracture surface.

4.5.2 Ensaio de Fadiga

Inicialmente, a campanha de ensaios de fadiga foi planejada para realizar três ensaios por nível de tensão, com o procedimento de acordo com a norma ASTM E 466-07. A base para a execução dos ensaios foi o valor de limite de escoamento obtido no ensaio de tração.

A mini-campanha exploratória de dados de ensaios de fadiga iniciou com $0,6 \cdot \sigma_y$ seguido de $0,50 \cdot \sigma_y$, $0,47 \cdot \sigma_y$ e $0,39 \cdot \sigma_y$. Esses níveis de tensões foram variados em função do número de ciclos (N) obtidos em cada um dos ensaios. A frequência utilizada foi 20hz com e o $R=0,1$ (tração-tração). O critério para aceitação dos ensaios de fadiga (run-out) foi $1,0 \times 10^6$ ciclos.

Não houve ruptura dos corpos de prova em defeitos de usinagem e todos os corpos de prova romperam na parte útil, o que pode relacionar os mecanismos de iniciação e propagação de trinca intrínsecos do material.

Tais pontos de iniciação de trinca por fadiga, ao analisar a superfície de fratura dos corpos de prova de fadiga revelaram a participação dos poros superficiais neste processo, como pode ser observado na Figura 66 (a) via SEI onde apresenta o aspecto tridimensional o poro, aparentemente subsuperficial.

A análise com elétrons retroespalhados (BSE) apresenta uma matriz com uniformidade da composição do material, onde o poro está presente. Sem a presença de segunda fase extensiva, nem inclusões que poderiam ser

identificados na Figura 66 (b) próximo do sítio de iniciação. Neste ponto observa-se a presença de trinca secundária próxima do poro (vide setas).

Na região mediana da fratura observa-se que a trinca teve propagação estacionária, evidenciada pelo espaçamento das estrias em torno de 400 nm a 800 nm - Figura 66 (a). A análise de BSE: mostra a presença de partículas de segunda fase localizadas nos vazios da propagação de trinca por fadiga. As estrias de propagação de trinca acompanham os contornos da partícula de segunda fase, confirmando o comportamento dúctil do material, não afetando o padrão de propagação de trinca - Figura 66 (b).

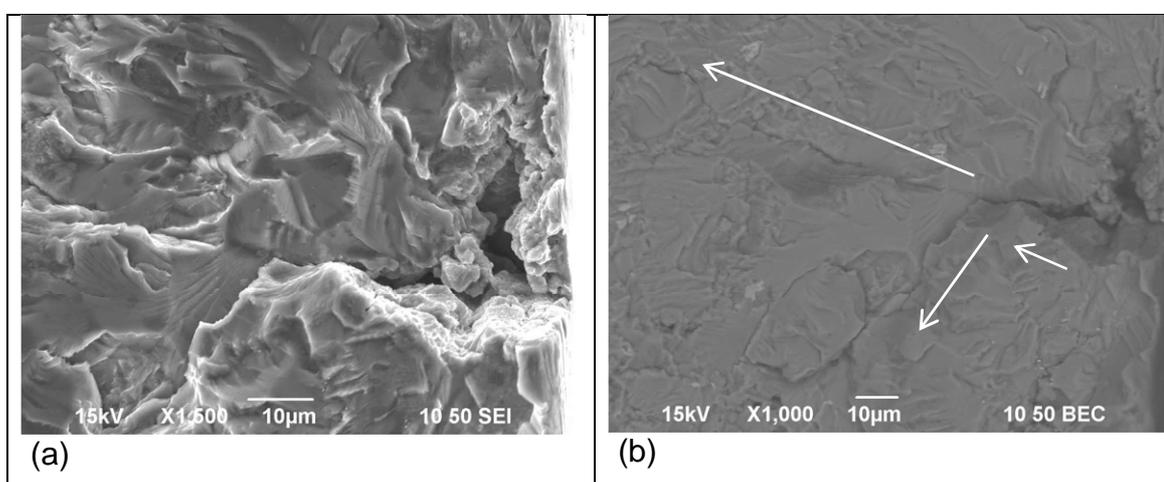


Figura 66 – (a) Sítio de início de trinca por fadiga em um poro MEV-SE. (b) Mesma imagem MEV-ERE (BEC na foto).

Na região de propagação estática - Figura 67 (a), analisada via SE, há a presença de dimples, mas com padrão de ocorrência menos acentuada que no padrão observado no ensaio de tração. Verifica-se também a presença de trincas secundárias e poros, além de partículas de segunda fase no fundo dos dimples, perceptíveis com BSE - Figura 67 (b).

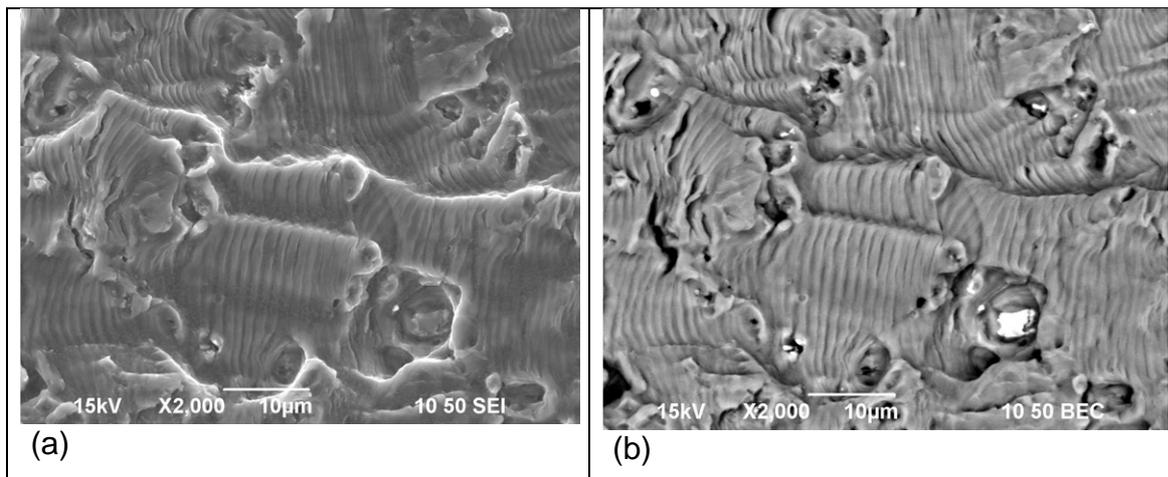


Figura 67 – Estrias de propagação de trinca por fadiga. (a) SEI. (b) BEC.

Observa-se um padrão bem definido de propagação de trinca por fadiga, evidenciado pela presença das estrias. O sequenciamento bem definido, e num padrão perpendicular ao de propagação da trinca primária - Figura 68.

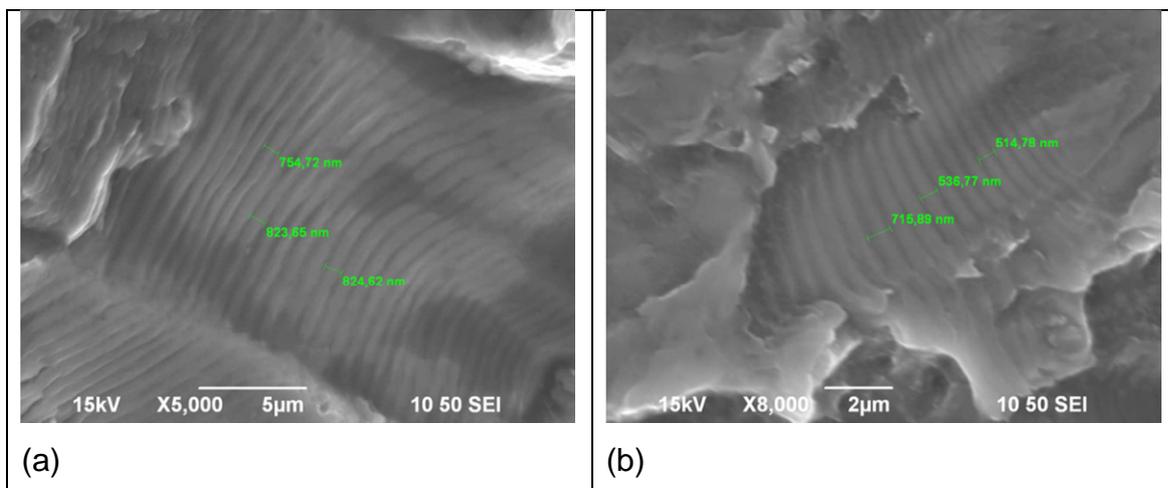


Figura 68 – Medidas preliminares das estrias de propagação de trinca por fadiga por MEV via SEI. (a) 5000x. (b) 8000x.

Na região de propagação estática da trinca por fadiga, a superfície da fratura se apresenta homogênea caracterizada pela presença predominante de dimples - Figura 70 (a) - assim como partículas finas de segunda fase no fundo, evidenciadas pelo BSE na Figura 70 (b). No entanto, estes dimples são menos pronunciados do que os apresentados na Figura 69. Observa-se também a

presença de trincas secundárias em planos normais ao da propagação da trinca por fadiga.

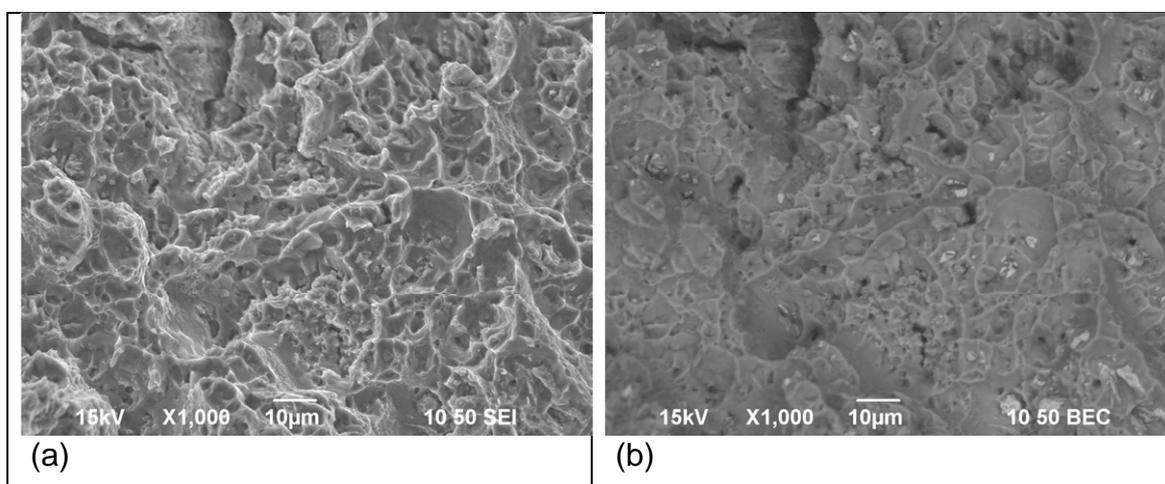


Figura 70 – Dimples na região de propagação estática da trinca por fadiga. (a) dimples (SEI). (b) partículas de segunda fase no fundo dos dimples (BSE).

A Figura 71 apresenta o gráfico contendo os dados obtidos nos ensaios de fadiga. Ao todo foram realizados nove ensaios, em quatro níveis de tensão, com o critério de runout para 1×10^6 ciclos.

O critério de fadiga da AMS 4050H estabelece que o material deve ser testado com $R=0,1$ a uma tensão máxima de 241 MPa (35.0 ksi) e devem respeitar os critérios conforme Tabela 6.

Durante a realização dos ensaios de fadiga, somente dois ensaios romperam ciclos menor do que 90.000 ciclos que foram testados acima de 241MPa. A média geométrica dos ensaios realizados foi 484.447 ciclos, para ensaios realizados abaixo de 241 MPa e 293.000 ciclos considerando todos os nove ensaios, e ao todo tiveram quatro ensaios com 'run-out'.

Juntamente com os dados obtidos neste trabalho, os dados de fadiga disponíveis no MMPDS-06, para condições mais conservativas do que as utilizadas neste trabalho, foram incorporados ao gráfico - Figura 71 - para realizar um comparativo do posicionamento relativo da dispersão de pontos experimentais na dispersão dos dados disponíveis em MMPDS-06.

Tabela 6 – Critério de vida em fadiga conforme AMS 4050 H.

Número Mínimo de Ciclos por Ensaio	90.000 ciclos
Média Logaritmica de 4 ensaios	120.000 ciclos
<i>Run-out</i>	200.000 ciclos

A linha tracejada vertical no gráfico da Figura 71 apresenta o critério de número de ciclos mínimo para a vida em fadiga no teste, 90.000 ciclos. A linha tracejada horizontal apresenta o nível máximo de tensão para a realização dos ensaios de fadiga, segundo o AMS 4050H. As linhas tracejadas curvas têm o intuito de agrupar os pontos de ensaios de fadiga.

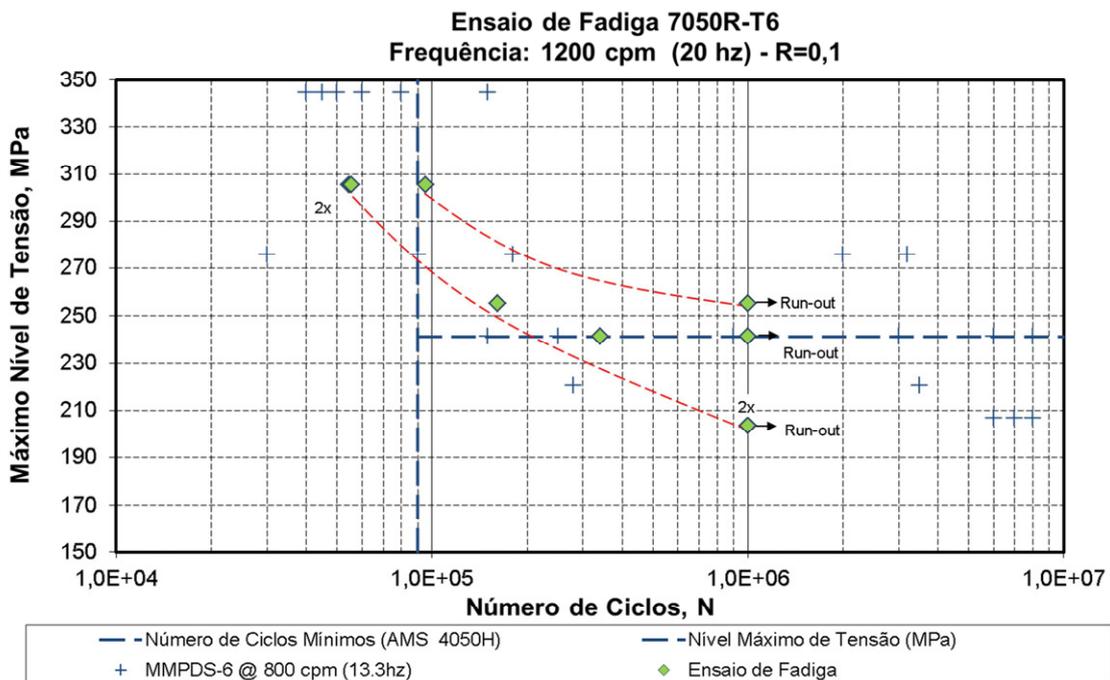


Figura 71 – Diagrama S x N apresentando os ensaios de fadiga obtidos com a rota de reciclagem CT4 e comparando com os dados do MMPDS-6.

5 CONCLUSÕES

De acordo com a análise dos resultados obtidos, pode-se afirmar que:

1. O sprayforming se mostrou um processo eficiente para a refusão de cavacos de usinagem. E devido a sua característica, com possibilidades de aumento de escala.
2. Apesar da restrição de redução de área 5:1, a extrusão é um processo eficiente para a redução de porosidade. E o uso adequado das condições de extrusão pode conferir propriedades mecânicas relevantes.
3. A uso da sequência de homogeneização e envelhecimento artificial resultou em um excessivo crescimento de grão e consequente propriedades mecânicas pobres.
4. A implementação do tratamento térmico de homogeneização do depósito de sprayforming, antes de extrusão, em conjunto com a solubilização antes do envelhecimento artificial reduziu significativamente o tempo de resposta ao tratamento térmico, de dezesseis horas para duas horas para alcançar o nível máximo de dureza.
5. O uso do ensaio de torção a quente se mostrou uma ferramenta poderosa para definir as melhores condições de processamento, $\sigma_{HTT}^{T=cte} = F(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T, \mu)$. A correlação entre o TG obtido no ensaio de torção a quente e o TG obtido no ensaio com a matriz de extrusão projetada foi boa.
6. A metodologia desenvolvida para a análise dos dados de torção a quente, foi fundamental para a caracterização do fenômeno de recristalização dinâmica que ocorria no material, que em correlação com a microestrutura obtida, permitiu definir os parâmetros de processo desejáveis para o dimensionamento da matriz de extrusão.
7. Após a extrusão, o tamanho de grão obtida com essa metodologia teve boa correlação com o valor previsto nos ensaios de torção a quente.
8. As propriedades em tração obtidas na rota CT4 foram superiores do ponto de vista de tensão de escoamento e de alongamento.

9. Os dados de ensaios de fadiga obtidos revelaram que, de acordo com o critério do MMPDS-06, a existência à fadiga do material encontra-se dentro da dispersão de pontos, mas ainda necessita de melhorias.
10. Com base nos resultados obtidos, dentro das condições de ensaios realizados, a rota proposta de reciclagem de cavacos da liga de alumínio 7050-T7451 possui potencial tecnológico para ser explorado.

6 SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS

O desdobramento deste trabalho deveria considerar:

1. Complementar os experimentos com ECAP.
2. Realizar depósitos de sprayforming maiores, da ordem de 30 – 40 kg, para explorar melhor as potencialidades do método;
3. Realizar extrusões com reduções maiores que 20:1 para obter a redução efetiva da porosidade do material reciclado;
4. Fazer análise da evolução da microestrutura através de técnicas HRTEM e EBSD;
5. Realizar estudos de corrosão e corrosão sob tensão e comparar com a AMS 4050H;
6. Utilizar a metodologia desenvolvida para a análise de dados dos ensaios de torção a quente para determinar os coeficientes dos modelos constitutivos do material;
7. Levantar as propriedades mecânicas, corrosão e formar uma base estatística conforme MMPDS-06 a fim de buscar uma TRL 5-6.
8. Expandir o estudo para outras ligas de alumínio série 7XXX e série 2XXX.

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. WATTON, J. D. Computational modeling and optimization of bulk residual stress in monolithic aluminum die forgings. Residual Stress Summit 2010. Lake Tahoe. 2010. 62 pages.
2. Heymès, F.et ali.. The contribution of heavy extrusions for higher performance commercial aircraft: current new alloys in production. Aeromat 03-HS-7449&2027.ppt .09-06-03
3. Heinz, A.et ali. Recent development in aluminium alloys for aerospace applications. Materials Science and Engineering A280 (2000) 102–107 pages.
4. STALEY, J.T., LEGE, D.J.. Advances in aluminum alloy products for structural applications in transportation. Journal de Physique IV. Colloque C7. V.3. Nov. 1993. 12 pages.
5. LEQUEU, P. The future for aluminum in aerospace : solutions tailored for specific applications. Aeromat 2004 Conference presentation. Seattle, WA, 2004. 31 pages.
6. MARTIN, R., EVANS, D. Reducing Costs in Aircraft: The Metals Affordability Initiative Consortium. Advanced Materials: Featured Acima review. JOM, 52 (3) (2000), pp. 24-28.
7. HINRICHSEN, J. Alcoa Aerospace – Optimized Solutions Meeting Mission Requirements. Aeromat Plenary Session Address. Orlando, FL. June, 6th 2005. 17 pages.
8. HYODO, A. “Influência da tensão residual no empenamento de peças usinadas”. Dissertação de Mestrado.
9. SCHRYNMAKERS, P. Life cycle thinking in the aluminium industry. Life Cycle Performance of Aluminium Applications. Int J. Life Cycle Assess (2009) 14 (Suppl 1): S2 – S5.
10. Compilation of air pollutant emission factors. Volume I: stationary point and area sources. AP-42. U.S.Environmental Protection Agency. Research Triangle Park, NC 27711. 5th ed. January 1995. 12 pages.

11. Aluminum 101. The Aluminum Association. <http://www.aluminum.org/AM/CM/ContentDisplay.cfm?ContentFileID=61917&FullPreview=Yes>. Accessed in January 25th 2012. 36 pages.
12. Subodh K. Das. Designing Aluminum Alloys for a Recycling Friendly World. Trans Tech Publications, Switzerland. Materials Science Forum. Vols. 519-521 (2006) pp. 1239-1244.
13. Materials Case Study 2: Aluminium OECD Global Forum on Environment. Focusing on SUSTAINABLE MATERIALS MANAGEMENT. Mechelen, Belgium. October 2010. 66 pages.
14. Global Aluminium Recycling: A Cornerstone of Sustainable Development. International Aluminium Institute. 2009. 36 pages.
15. SUBODH K. Das. Presentation: Aluminum Recycling in a Carbon Constrained World: Observations and Opportunities. Observations and Opportunities. TMS 2010. The Aluminum Industry -Perspectives on our Future. TMS -LMD Aluminum Plenary Session. Seattle, Washington, USA. February 15, 2010. 21 pages.
16. BLOMBERG, J. , SÖDERHOLM, P., The economics of secondary aluminium supply: An econometric analysis based on European data, Resources, Conservation and Recycling, Volume 53, Issue 8, June 2009, Pages 455-463, ISSN 0921-3449, 10.1016/j.resconrec.2009.03.001.
17. Declaration by the Metals Industry on Recycling Principles. International Aluminium Institute (IAI). <http://www.world-aluminium.org/?pg=/Downloads/Publications/Full%20Publication&path=348> Accessed in January 28th 2012. 2 pages.
18. [http://www.boeing.com/newairplane/environment/#/AirplaneProductionAndRecycling/Recycling 12/maio/2012](http://www.boeing.com/newairplane/environment/#/AirplaneProductionAndRecycling/Recycling%2012/maio/2012).
19. <http://www.airbus.com/innovation/eco-efficiency/aircraft-end-of-life/12/maio/2012>.
20. SUBODH K. Das. Development of Alloy Recycling Indices for Aerospace Aluminum Alloys. AeroMat 2009. June 9, 2009 . Dayton , Ohio, USA. 13 pages.
21. J.C. MANKINS. Technology Readiness Levels. A White paper. Office of Space and Technology NASA. 1995. 5 pages.

22. Embraer em números. http://www.embraer.com/Documents/embraer-em-numeros/embraer-em-numeros-pt_br.pdf. 12/maio/2012. 4 páginas.
23. The Boeing Company. http://www.boeing.com/aboutus/environment/environment_report_12/. Acessado em 30 de junho de 2012.
24. Bombardier. <http://csr.bombardier.com/en/products/our-product-reponsibility-strategy/design-for-environment>. Acessado em 30 de junho de 2012.
25. Aluminum Company of America – Alcoa. <http://www.alcoa.com/sustainability/en/home.asp>. Acessado em 30 de junho de 2012.
26. Kaiser Alumunim Corporation. <http://www.kaiseraluminum.com/>. Acessado em 30 de junho de 2012.
27. Rio Tinto Alcan. http://www.riotintoalcan.com/ENG/ourapproach/360_sustainable_development.asp. Acessado em 30 de Junho de 2012.
28. EADS. <http://www.eads.com/eads/int/en/our-responsibility/eco-efficient-processes-and-operations.html>. Acessado em 30 de junho de 2012.
29. Aleris. <http://www.aleris.com/what-we-offer/recycling>. Acessado em 30 de junho de 2012.
30. Rio tinto Alcan – Europe, Middle East and Africa. http://www.riotintoalcan.com/ENG/ouoperations/1337_europe.asp. Acessado em 30 de junho de 2012.
31. <http://www.constellium.com/news-media/news-and-press-releases/news-only/constellium-presented-aluminium-recycling-benefits-for-the-aerospace-industry> 12/maio/2012.
32. Sharma, M.M., Amateaub, M.F., Edenc, T.J.. Hardening mechanisms of spray formed Al–Zn–Mg–Cu alloys with scandium and other elemental additions. *Journal of Alloys and Compounds* 416 (2006) 135–142 pages.
33. VALIEV, R.Z., LANGDON, T.G. “Principles of equal channel angular pressing as a processing tool for grain refinement” *Progress in Materials Science* (51) 2006 881-981.

34. KAWASAKI, M.; XU, C. T.G.L LANGDON. "An investigation of cavity growth in a superplastic aluminum alloy processed by ECAP" *Acta Materialia* 53(2005) 5353-5364.
35. SAE Aerospace. AMS 4050 H: Aluminum Alloy, Plate 6.2Zn - 2.3Cu - 2.2Mg - 0.12Zr (7050-T7451) Solution Heat Treated, Stress Relieved, and Acima deaged. 2003. 9 pages.
36. FURUKAWA, M., IWAHASHI, Y., HORITA, Z., NEMOTO, M., LANGDON, T. G. The shearing characteristics associated with equal-channel angular pressing. *Materials Science and Engineering A257* (1998) 328–332.
37. Dieter, G.E. *Metalurgia Mecânica*. 2.ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1981. 653p.
38. HELMAN, H; CETLIN, P.R. *Fundamentos da Conformação Mecânica dos Metais*. Rio de Janeiro: Ed. Guanabara Dois. 1983. 170 p.
39. DIETER, G. E. *Mechanical Metallurgy*. McGraw-Hill Series in Materials Science and Engineering. 2nd Edition. 1981. 774pages.
40. HOFFMANN, W.A.M.; JORGE Jr., A.M. e BALANCIN, O. - "Determinação da Energia de Ativação Aparente para a Deformação a Quente de um Aço Inoxidável Duplex" - anais do 11º CBECIMAT, pp.235-238, Águas de São Pedro-SP, 1994.
41. GERONIMO, F.H.C.; CUTRIM, R.M; SILVA, E.S.; BALANCIN, O. Influence of deformation conditions on dynamically recrystallized grain size of ASTM F 138 austenitic stainless steel biomaterial. In: 11TH INTERNATIONAL CONFERENCE ON ADVANCED MATERIAL (ICAM 2009). Rio de Janeiro - RJ. Agosto, 2009.
42. JORGE Jr, A.M. e BALANCIN, O. - "Ensaio de Torção: Um Método para Estudo da Trabalhabilidade a Quente de Materiais Metálicos". R.E.M. - Revista da Escola de Minas, Ouro Preto, vol. 46 - n. 1/3, pp.128-135, 1993.
43. JORGE Jr, A.M. e O. BALANCIN. - "Estudo da Trabalhabilidade a Quente de Materiais Metálicos através do Ensaio de Torção", *Revista de Engenharia e Ciências Aplicadas*, vol. 2, pp. 133-140, 1994/1995.
44. JORGE Jr, A.M.; BALANCIN, O. - "Modelamento e Predição de Curvas de escoamento Plástico em Altas Temperaturas e Altas Taxas de Deformação",

Congresso Internacional de Tecnologia Metalúrgica e de Materiais (ABM), Vol. 2, p. 207-218., São Paulo-SP, Brasil, 1994.

45. ENVIRONMENT, SAFETY AND HEALTH AT WORK.
<http://www.embraer.com/pt-br/amb-responsability/environment/paginas/home.aspx> Acessado em 15 de maio de 2012.

46. Subodh K. Das. Designing Aluminum Alloys for a Recycling Friendly World. Materials Science Forum Vols. 519-521 (2006) pp. 1239-1244.

47. Subodh K Das; J. Gilbert Kaufman. Recycling Aluminum Aerospace Alloys. Light Metals 2007. Edited by Morten Sorlie. TMS. 2007. 1161-1165p.

48. VASUDEVAN, A.K.; DOHERTY, R.D. Aluminum Alloys – Contemporary research and applications. Vol. 31. Academic Press, Inc. 1989. San Diego, CA, USA. 702 pages.

49. STARKE, E.A., STALEY, J.T. Application of Modern Aluminum Alloys to Aircraft. Alcoa Technical Center. March 1995. 42 pages.

50. STARKE, E.A., STALEY, J.T. Application of Modern Aluminum Alloys to Aircraft. Prog. Aerospace Sci. vol. 32. Elsevier Science Ltd. 1996. 131-172 pp.

51. WILLIAMS, J.C., STARKE, E.A. Progress in structural materials for aerospace systems. Acta Materialia vol.51 (2003) 5775 – 5799.

52. M.F. Ashby, Overview No. 80: On the engineering properties of materials, Acta Metallurgica, Volume 37, Issue 5, May 1989, Pages 1273-1293.

53. I.J. Polmear. Aluminium Alloys – A Century of Age Hardening. Materials Forum. Volume 28. 2004. 14 pages.

54. Starke, E. A. Jr and J.C. Williams (1989), Microstructure and the fracture mechanics of fatigue crack propagation, In: Fracture Mechanics: Perspectives and Directions, **STP 1020**, pp. 184-205, ASTM, Philadelphia, Pennsylvania.

55. MacKenzie, S. Heat treating aluminum for aerospace applications. Heat Treating Progress. July 2005. pp. 36-43.

56. O. Hardouin Duparc (2004). Alfred Wilm and the beginnings of Duralumin. Revue de Métallurgie, 101 , pp 353-360 doi:10.1051/metal:2004157

57. SAE Aerospace. AMS 2772E: Heat Treatment of Aluminum Alloy Raw Materials. 2011 24 pages.
58. E.J. Lavernia, N.J. Grant, Spray deposition of metals: A review, *Materials Science and Engineering*, Volume 98, February 1988, Pages 381-394, ISSN 0025-5416, 10.1016/0025-5416(88)90191-7.
59. GRANT, P.S. Sprayforming. *Progress in Materials Science*, Oxford, v.39, pp 497 – 545, 1995.
60. LEAL, V.S. Conformação por spray da liga F6-6%Si: estudo do processo e da microestrutural. São Carlos, UFSCar, 1999. 210 p.
61. P.S. Grant, B. Cantor, L. Katgerman, Modelling of droplet dynamic and thermal histories during spray forming—I. individual droplet behaviour, *Acta Metallurgica et Materialia*, Volume 41, Issue 11, November 1993, Pages 3097-3108, ISSN 0956-7151, 10.1016/0956-7151(93)90039-U.
62. P.S. Grant, B. Cantor, L. Katgerman, Modelling of droplet dynamic and thermal histories during spray forming—II. Effect of process parameters, *Acta Metallurgica et Materialia*, Volume 41, Issue 11, November 1993, Pages 3109-3118, ISSN 0956-7151, 10.1016/0956-7151(93)90040-Y.
63. GRANT, P.S.; CANTOR, B. Modeling of droplet dynamic and thermal histories during spray forming - III. Analysis of spray solid fraction. *Acta metall. Mater.* Elsevier Science Ltd. Vol. 43, pp. 913 - 921, 1995.
64. Johnson, W; Kudo, Hideaki. *The Mechanics of Metal Extrusion*. Manchester University Press. Butler & Tanner Ltd. Manchester, UK. 1962. 226 pages.
65. Ruslan Z. Valiev, Terence G. Langdon, Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement, *Progress in Materials Science*, Volume 51, Issue 7, September 2006, Pages 881-981.
66. R.Z. Valiev, N.A. Krasilnikov, N.K. Tsenev, Plastic deformation of alloys with submicron-grained structure, *Materials Science and Engineering: A*, Volume 137, 15 May 1991, Pages 35-40, ISSN 0921-5093, 10.1016/0921-5093(91)90316-F.
67. LEIVA, D. et ali *Anais do 62º Congresso Anual da ABM*. Vitória-ES. São Paulo: Tec.Art., 2007. V.1pp.3734-3743.

68. Kiyotaka Nakashima, Zenji Horita, Minoru Nemoto, Terence G Langdon, Development of a multi-pass facility for equal-channel angular pressing to high total strains, *Materials Science and Engineering: A*, Volume 281, Issues 1–2, 15 April 2000, Pages 82-87, ISSN 0921-5093, 10.1016/S0921-5093(99)00744-3.
69. Berbon, P.B., Furukawa, M., Horita, Z., Nemoto, M., Langdon, T.G. Influence of pressing speed on microstructural development in equal-channel angular pressing (1999) *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 30 (8), pp. 1989-1997.
70. Yoshinori Iwahashi, Jingtao Wang, Zenji Horita, Minoru Nemoto, Terence G. Langdon, Principle of equal-channel angular pressing for the processing of ultra-fine grained materials, *Scripta Materialia*, Volume 35, Issue 2, 15 July 1996, Pages 143-146, ISSN 1359-6462, 10.1016/1359-6462(96)00107-8.
71. *Metallic Materials Properties Development and Standardization - MMPDS-06*. April 2011. 2248 pages.
72. ANSI H35.1 | H35.1(M)-2009 American National Standard Alloy and Temper Designation Systems for Aluminum. American National Standards Institute. 2009. 13 pages.
73. K.P. Mingard, B. Cantor, I.G. Palmer, I.R. Hughes, P.W. Alexander, T.C. Willis, J. White, Macro-segregation in aluminium alloy sprayformed billets, *Acta Materialia*, Volume 48, Issue 10, 14 June 2000, Pages 2435-2449, ISSN 1359-6454, 10.1016/S1359-6454(00)00075-6.
74. Li LI, Tie-tao ZHOU, Huan-xi LI, Chang-qi CHEN, Bai-qing XIONG, Li-Kai SHI, Effect of additional elements on aging behavior of Al-Zn-Mg-Cu alloys by spray forming, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, Volume 16, Issue 3, June 2006, Pages 532-538, ISSN 1003-6326, 10.1016/S1003-6326(06)60093-9.
75. Shu GUO, Zhi-liang NING, Fu-yang CAO, Jian-fei SUN, Microstructural evolution of spray-formed Al-11.5Zn-2.0Mg-1.6Cu alloy during hot-extrusion and heat-treatment, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, Volume 19, Supplement 2, September 2009, Pages s343-s348.
76. Hornbogen, E; Starke, E.A. Jr (1993) Theory assisted design of high strength low alloy aluminium, *Overview No. 102, Acta Met. Mater.* 41, 1-16.

77. MARKUSHEV, M.V.; MURASHKIN, M.YU.; PRANGNELL, P.B.; GHOLINIA, A.; MAIOROVA, O.A. "Structure and mechanical behaviour of an Al-Mg alloy after equal channel angular extrusion". *NanoStructured Materials. Acta Metallurgica Inc.*, v.12, pp. 39-942. 1999.
78. SEGAL, V.M. "Equal channel angular extrusion: from mechanics to structure formation" *Materials Science and Engineering A271* (1999) 323-333.
79. IWAHASHI, Y. HORITA, Z., NEMOTO, M.; LANGDON T.G. "Na investigation of microstructural evolution during equal-channel angular pressing" *Acta mater.* Vol. 45, No. 11, pp 4733-4741, 1997.
80. CARDOSO, K.R.; TRAVESSA, D.N.; BOTTA, W.J.; JORGE Jr; ^aM. "High strength AA7050 Al alloy processed by ECAP: microstructure and mechanical properties" *Materials Science and Engineering A* 528 (2011) 5804 – 5811.
81. <http://www.embraer.com/en-US/amb-responsability/environment/Pages/home.aspx> ENVIRONMENT, SAFETY AND HEALTH AT WORK. accessed in set 25th 2011.
82. Subodh K. Das. *Designing Aluminum Alloys for a Recycling Friendly World. Materials Science Forum Vols. 519-521 (2006) pp. 1239-1244.*
83. Subodh K Das; J. Gilbert Kaufman. *Recycling Aluminum Aerospace Alloys. Light Metals 2007. Edited by Morten Sorlie. TMS. 2007. 1161-1165p.*
84. Saha, P. *Aluminum extrusion technology, ASM International, Materials Park, OH. Chapter 1 Fundamentals of extrusion. 2000. 29 pages.*
85. <http://www.lcmp.eng.cam.ac.uk/welcome/introduction> The Low Carbon and Materials Processing group. University of Cambridge.
86. COOPER, D. Hot extrusion of aerospace and packaging aluminum scrap. Theme 1: Reuse without melting in <http://www.lcmp.eng.cam.ac.uk/wellmet2/publications> The Low Carbon and Materials Processing group. University of Cambridge. June 2010. 58 pages.
87. ALWOOD, J.; CULLEN, J. Energy and material efficiency in a nutshell. University of Cambridge in <http://www.lcmp.eng.cam.ac.uk/wp-content/uploads/100110-LCMP-web.pdf>. 4 pages.
88. ASTM. E 8/E 8M – 08: Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials, West Conshohocken, PA. 2008. 25 pages.

89. STARINK, M.J. AND WANG, S.C. A model for the yield strength of acma deaged Al-Zn-Mg-Cu alloys. *Acta Materialia*. 2003; 51. 5131 – 5150.
90. ASTM E 112 – 10 Standard Test Method for Determining Average Grain Size, ASTM International, 100 Barr Harbor Drive, PO Box C700, West Conshohocken, PA

8 APÊNDICES

8.1 Apêndice 1: Estimativa de relação Gás-Metal (GMR)

			Fusão					
			Fusão 01	Fusão 02	Fusão 03	Fusão 04	Fusão 05	Fusão 06
Manômetro do Painel de Controle	Pressão Inicial	(bar)	11	11	11	10,5	10,6	10,6
		(MPa)	1,1	1,1	1,1	1,05	1,06	1,06
	Massa Inicial	kg	49,48	49,48	49,48	47,23	47,68	47,68
		n	1767,19	1767,19	1767,19	1686,86	1702,93	1702,93
	Pressão Final	(bar)	4	4	6	4	4	3
		(MPa)	0,4	0,4	0,6	0,4	0,4	0,3
	Massa Final	kg	17,99	17,99	26,99	17,99	17,99	13,49
		n	642,61	642,61	963,92	642,61	642,61	481,96
	ΔP	(MPa)	0,7	0,7	0,5	0,65	0,66	0,76
	Δm	kg	31,49	31,49	22,49	29,24	29,69	34,19
	ρ	(kg/m ³)	0,09	0,09	0,05	0,08	0,08	0,10
	V	m ³	356,33	356,33	498,87	383,74	377,93	328,20
	Δt	segundos	90,00	91,00	92,00	93,00	94,00	95,00
	$\Delta P/\Delta t$	MPa/min	0,47	0,46	0,33	0,42	0,42	0,48
$\Delta m/\Delta t$	kg/min	20,99	20,76	14,67	18,86	18,95	21,59	
$\Delta V/\Delta t$	m ³ /min	237,556	234,946	325,349	247,577	241,232	207,286	
$\Delta n/\Delta t$	moles/min	749,72	741,48	523,87	673,71	676,80	771,14	
Metal	Massa de Cavaco	g	4000	4100	4000	4000	4000	3950
	Massa de Depósito	g	3000	3075	3000	3000	3000	2962,5
	Eficiência de Deposição	η	0,75	0,75	0,75	0,75	0,75	0,75
	número de moles depositado	n	143	146	143	143	143	141
GAS - METAL RATIO (GMR)	Massa Nitrogênio (N ₂) / Massa Alumínio (Al)	GMR	6,0	5,9	9,0	6,0	6,0	4,6
			6,2					
			STD	1,5				

8.2 Apêndice 2: Certificado do Fabricante de placas.



=====

INSPECTION CERTIFICATE (EN 10204/3.1) / TEST REPORT / APPROVED CERTIFICATE

=====

NO.: 0777423 SERIAL-NO.: PAGE: 11 / 13
PURCHASER:

SPEC.:
CUSTOMER PART NO.:
ITEM: 07 LOT: 107633 ALLOY/TEMPER: 7050 T7451 PRODUCT: PLATE
QUANTITY: 001 DIMENSIONS: 139,70"x.1219,20 x 3657,60 mm

=====

Chemical composition: in % , remainder Al Cast No.: S-05-3200

=====

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	B
0,036	0,083	2,190	0,003	2,090	0,004	6,183	0,0393	0,0007
Zr	Pb	Ni	Sn	Be	Na	Li	V	H2 (*)
0,1040	0,0021	0,0044	0,0051	0,0008	0,0000	0,0000	0,0082	0,07
Al	Tl	Ti+Zr	Cu/Mg	Fe/Si				
		0,143		2,299				

(*) = H2 in ml/100 g AL

Other tests:

Dimensional check: OK
Surface control: OK
Ultrasonic test: OK US-spec.: ASTM B 594 CL.A

Normative references:

ULTRASCHALLNORM/ULTRASONIC STANDARD/ULTRASON - NORME
ASTM B594 CL.A

Remarks:
FATIGUE: 1.) SPEC.: SINGLE SPECIMEN REQUIRED: 90000 CYCLES; ACTUAL:
1A1: 300000; 1A2: 300000; 1E1: 233837; 1E2: 300000 CYCLES
2.) LOG. MEAN REQUIRED: 120000 CYCLES; ACTUAL: 281883 CYCLES

Electrical conductivity:

Min.: 40,7 Max.: 41,3 %IACS Result: OK

Heat treatment:

120 DEGREES C.-5H / 165 DEGREES C.-20H

8.4 Apêndice 3: Ensaio de Compressão

A Figura 72 de (a) a (d) descrevem o ensaio de compressão realizado nos depósitos como parte do desenvolvimento do processo bem como para auxiliar no projeto da nova matriz de extrusão.

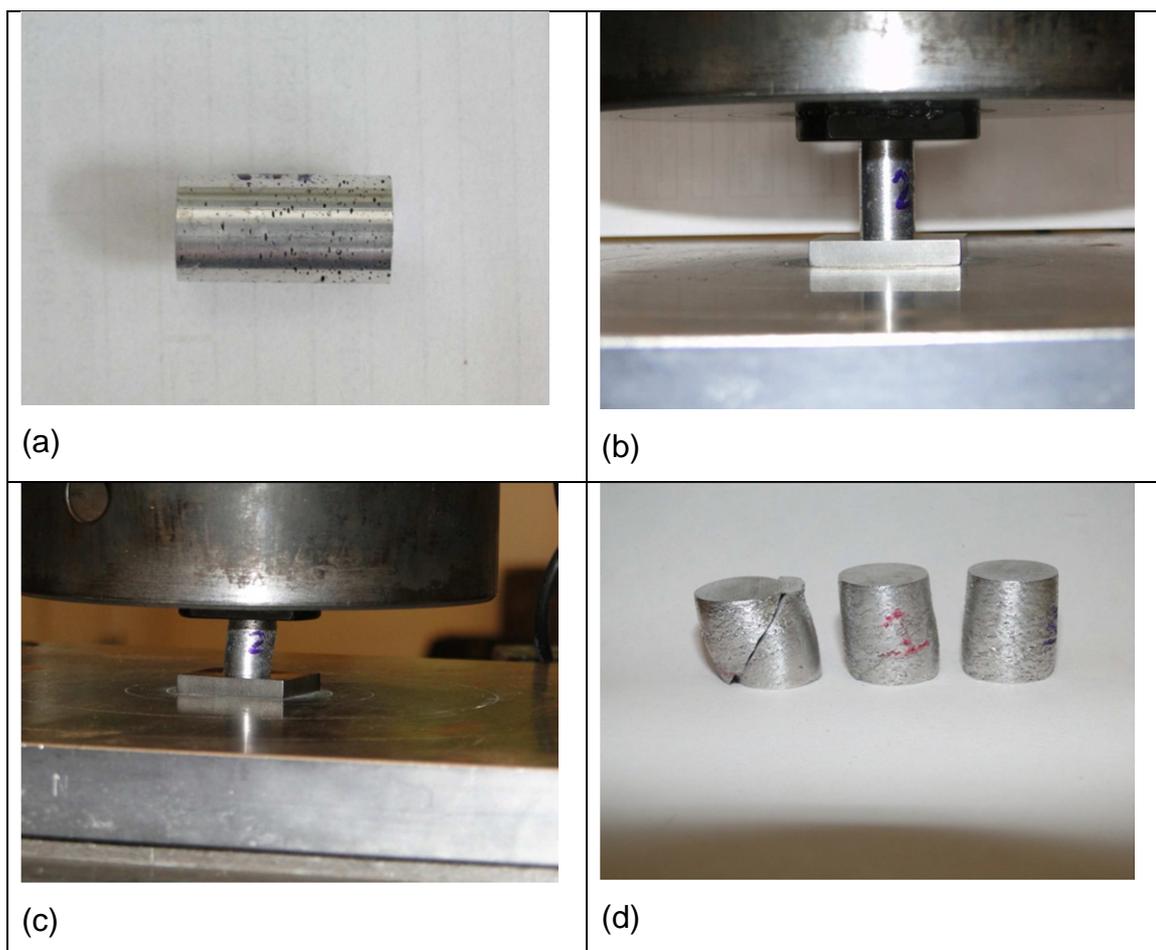
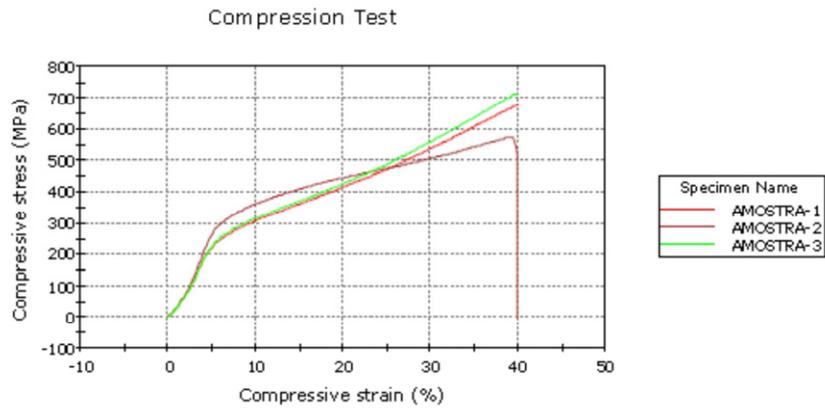


Figura 72 – Ensaio de Compressão. (a) Corpo de Prova. (b) Início do ensaio. (c) Execução do ensaio. (d) Corpos de prova ensaiados.

A porosidade constante no material depende das condições de processamento da conformação por spray. A Figura 73 apresenta as curvas dos ensaios de compressão realizados.



	Specimen label	Maximum load (kgf)	Stress at Maximum load (MPa)	Modulus (E-modulus) (MPa)	Stress at Yield 0.2 % (MPa)
1	AMOSTRA-1	9172,63	677,70	5020,71	227,59
2	AMOSTRA-2	7747,61	572,42	6153,10	286,66
3	AMOSTRA-3	9692,13	716,08	5175,29	239,26
Mean		8870,79	655,40	5449,70	251,17
Standard Deviation		1006,78587	74,38429	614,04803	31,28609
Coefficient of Variation		11,34945	11,34945	11,26755	12,45611
Minimum		7747,61	572,42	5020,71	227,59
Maximum		9692,13	716,08	6153,10	286,66

	Strain at Maximum load (%)
1	40,11
2	39,40
3	40,06
Mean	39,86
Standard Deviation	0,39780
Coefficient of Variation	0,99805
Minimum	39,40
Maximum	40,11

Figura 73 – Curva dos ensaios de compressão no depósito de sprayforming.

8.5 Apêndice 4: Dimensionamento da Matriz de Extrusão

Redução	D _c (mm)	D _e (mm)	ΔS (mm)	Ram speed				Comprimento Zona Morta (mm)	Deformação Efetiva (e)	Taxa média de Deformação Efetiva (de/dt, s ⁻¹)	
				(mm/min)	(mm/s)	A _c (mm)	A _e (mm)				ER
Primeira	37	31	3	21	0,35	1075,2	754,8	1,42	11,06	0,35	0,03
Segunda	31	16	4	21	0,35	754,8	201,1	3,75	18,39	1,32	0,08
Old Matrix	26	11,1	5,78	24	0,40	530,9	96,8	5,49	22,91	1,70	0,11

8.6 Apêndice 5: Ensaio de Torção a Quente

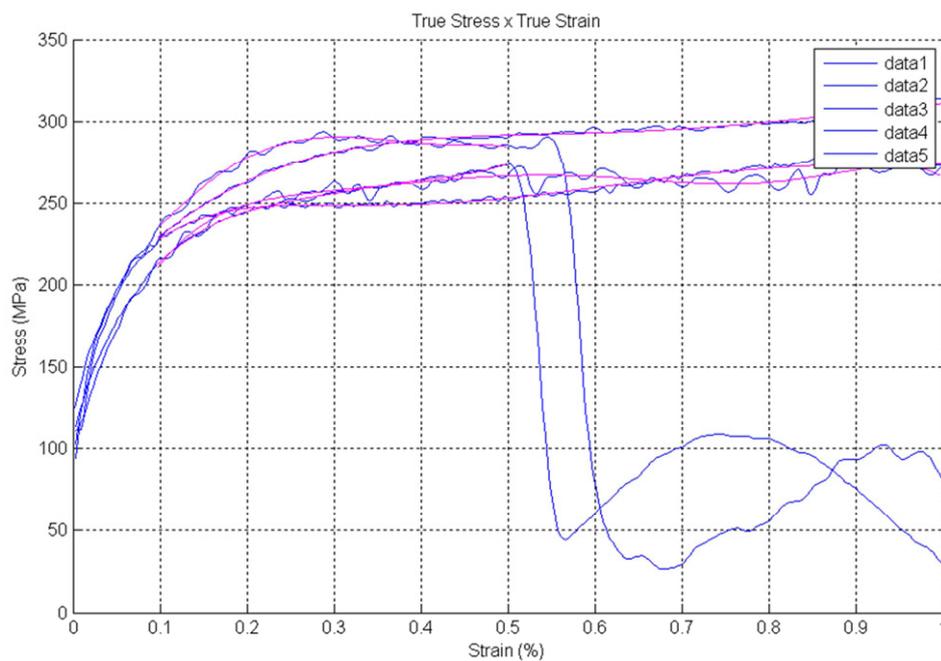


Figura 74 – Ensaio de torção à quente a 174°C.

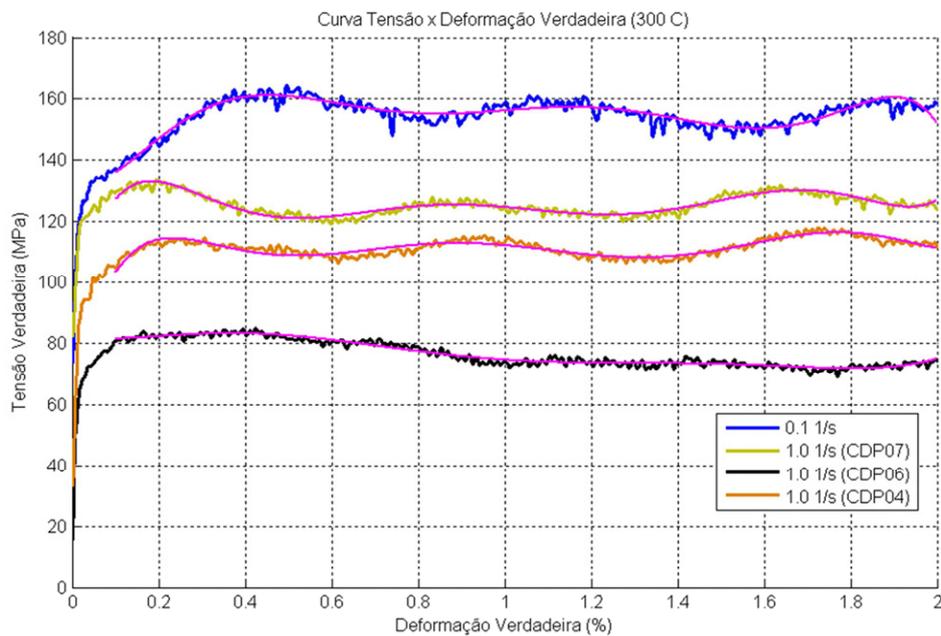


Figura 75 - Ensaio de torção à quente a 300°C.

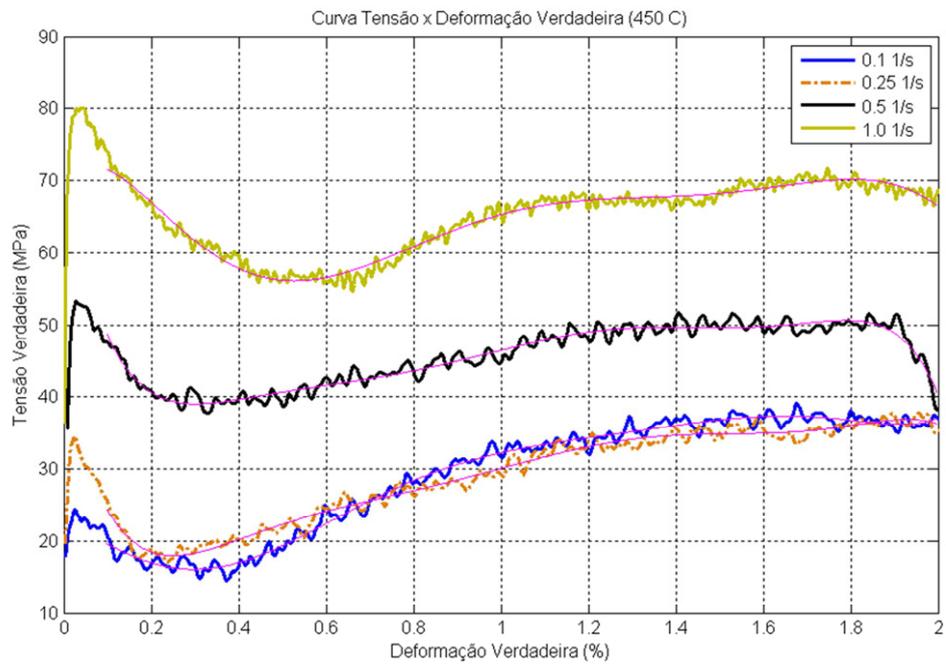


Figura 76 - Ensaio de torção à quente a 450°C.

8.7 Apêndice 6: Test Proposal Ensaio de Fadiga

ISSUED BY: VTE/DEN/GFT

09/04/2012

REPORT No.:

PROGRAM: PB-DTEC-018-32

TITLE: Tensile and fatigue properties for AA7050R-T76 – Fatigue
and tensile test proposal

ATA 2200 No.: 51-20-00, 51-30-00

REVISION SHEET

ISSUE:	DATE:
DESCRIPTION Original	

SUMMARY

DEDICATÓRIA.....	V
VITAE DO CANDIDATO	V
AGRADECIMENTOS	III
RESUMO.....	V
RECYCLING OF MACHINING CHIPS OF ALUMINIUM 7050-T7451 ALLOY BY SPRAY FORMING AND THERMOMECHANICAL PROCESSING	VII
PUBLICAÇÕES	IX
SUMÁRIO.....	XI
ÍNDICE DE TABELAS	XV
ÍNDICE DE FIGURAS	XVII
1 INTRODUÇÃO	1
1.1 CONTEXTO AEROESPACIAL	1
1.2 CONTEXTO DE SUSTENTABILIDADE	1
1.3 ALLOY RECYCLING INDEX – ARI	2
1.4 NÍVEL DE PRONTIDÃO TECNOLÓGICA (TRL).....	3
1.5 MOTIVAÇÃO PARA A REALIZAÇÃO DO TRABALHO.....	3
1.5.1 Efeito da localização	4
1.5.2 Efeito de Escala	4
1.5.3 Janela de Oportunidade Tecnológica.....	4
1.6 ESCOPO.....	5
1.6.1 Refusão dos cavacos.....	5
1.6.2 Processamento termomecânico.....	6
1.6.3 Otimização de processo.....	6
1.7 OBJETIVO.....	8
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	9
2.1 LIGAS DE ALUMÍNIO.....	9
2.2 LIGAS DE ALUMÍNIO DA SÉRIE 7XXX	10
2.3 MICROESTRUTURA DA LIGA 7XXX.....	11
2.4 PROPRIEDADES MECÂNICAS	12
2.4.1 Resistência Mecânica	16

2.4.2	Propriedades Mecânicas Dinâmicas.....	17
2.5	TRATAMENTO TÉRMICO	18
2.6	CONFORMAÇÃO POR SPRAY	20
2.7	PROCESSO DE EXTRUSÃO.....	22
2.7.1	Técnica e Parâmetros de Processo.....	22
2.7.2	Extrusão Direta e Indireta:	25
2.7.3	Defeito de Extrusão:	27
2.7.4	Lubrificação:	27
2.8	EXTRUSÃO EM CANAL ANGULAR (ECAP)	28
2.9	ENSAIOS DE TORÇÃO A QUENTE.....	31
3	MATERIAIS E MÉTODOS.....	35
3.1	MATERIAL.....	35
3.2	METODOLOGIA PROPOSTA PARA RECICLAGEM DOS CAVACOS DE 7050-T7451 36	
3.3	PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	38
3.3.1	Refusão	38
3.3.2	Processamento termomecânico	39
3.3.3	Tratamento dos dados do ensaio de torção a quente.....	47
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES	51
4.1	CONFORMAÇÃO POR SPRAY.....	51
4.1.1	Depósito de Conformação por Spray.....	51
4.1.2	Análise de Composição Química.....	53
4.2	CICLO TERMOMECÂNICO 1 – CT1	54
4.2.1	Extrusão – Matriz 01	55
4.2.2	Ensaio de Tração na condição ‘como-extrudado’	56
4.2.3	Propriedades Mecânicas do Extrudado após homogeneização e envelhecimento artificial.....	58
4.2.4	Análise no microscópio óptico - MO	60

4.2.5	Análise no Microscópio Eletrônico de Varredura – MEV	64
4.2.6	Tratamento térmico	67
4.3	CICLO TERMOMECÂNICO 2 – CT2	69
4.3.1	Análise MO.....	71
4.4	CICLO TERMOMECÂNICO 3 – CT3	73
4.4.1	Análise ao Microscópio Optico	77
4.5	CICLO TERMOMECANICO 4 – CT4	80
4.5.1	Ensaio de tração	90
4.5.2	Ensaio de Fadiga	92
5	CONCLUSÕES	97
6	SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS	99
7	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	101
8	APÊNDICES	111
8.1	APÊNDICE 1: ESTIMATIVA DE RELAÇÃO GÁS-METAL (GMR)	111
8.2	APÊNDICE 2: CERTIFICADO DO FABRICANTE DE PLACAS.	113
8.3	APÊNDICE 3: MATRIZ DE ENSAIOS DE TORÇÃO A QUENTE	115
8.4	APÊNDICE 3: ENSAIO DE COMPRESSÃO	117
8.5	APÊNDICE 4: DIMENSIONAMENTO DA MATRIZ DE EXTRUSÃO.....	119
8.6	APÊNDICE 5: ENSAIOS DE TORÇÃO A QUENTE.....	121
8.7	APÊNDICE 6: TEST PROPOSAL ENSAIO DE FADIGA.....	123
	SUMMARY	4
	LIST OF FIGURES	8
	LIST OF TABLES	9
1.	ABSTRACT.....	10
9	SCOPE.....	10
10	DEVELOPMENT.....	10
1.1.	TEST SUMMARY	10
11	TEST PROCEDURE.....	11
12	TEST RESULTS	11
13	REFERENCES	11
14	ANNEX	12

1. COUPONS DETAILS – (CDP).....	12
A. TENSILE TEST COUPON (ASTM E8-M) – SMALL SIZE SPECIMENS PROPORTIONAL TO STANDARD - SPECIMEN 3	12
B. FATIGUE TEST COUPONS DETAILS (ASTM E466).....	13

LIST OF FIGURES

Figure 1 – Round Tensile test specimen 2 view diagram.	12
Figure 2 – Round fatigue test specimen dimensions.	13

LIST OF TABLES

Table 1 – Round tensile test specimen dimensions with Specimen 3 boxed	12
Table 2 – Tensile and fatigue tests matrix	14

1. ABSTRACT

This test proposal is part of Metallic Materials Recycling Technological Development project, and the aim of this work is to evaluate the conjugation of advanced processing techniques, such as spray forming, extrusion and ECAP as a processing route for reuse of machining chips generated during aircrafts manufacturing parts from AA7050-T7451 raw material plates supplied according to AMS 4050H [1]. In this way, the sprayforming process was used for remelting, and billet production, followed by extrusion and ECAP. At the end of the process, an artificial aging according to AMS 2772E [2] was conducted.

9 SCOPE

The scope of this report is to describe conditions to perform preliminary tensile and fatigue tests on recycled aluminum alloy 7050R-T76 coupons.

10 DEVELOPMENT

1.1. TEST SUMMARY

This preliminary mechanical test campaign is related to recycled aluminum alloy 7050R-T76 coupons, for the machining chips recycling process study.

All the coupons were obtained from remelted AA7050-T7451 machining chips via sprayforming. After remelting, this material was submitted to extrusion and heat treatment (homogenization, solubilization, and artificial aging) in order to attain T76 temper.

In order to have the tensile strength behavior of the mentioned materials, round specimens were chosen, designed according to ASTM E 8/E 8M – 08 [3]. Figure 1 shows the detailed dimensions of the tensile test specimen 3, as detailed in Table 1.

For the preliminary fatigue properties survey of the mentioned materials, hour glass specimen was chosen, designed according to ASTM E466 – 07 [4]. Figure 1 shows the detailed dimensions of the fatigue test specimen.

11 TEST PROCEDURE

The tensile tests and the fatigue test shall be performed according to ASTM E 8/E 8M – 08 [3] and ASTM E466 – 07 [4], respectively, to the best practices and equipment operational limits, and this Test Proposal orientation.

All the tensile and fatigue tests are detailed in the test matrix is as described in Annex Table 2.

After tensile test specimen fracture they should be reserved and fractured surface protect for fracture surface characterization. The same procedure shall be performed in case of fatigue test specimen fracture.

12 TEST RESULTS

Test results shall compose a complete data sheet containing all specimen information, test parameters and failure modes for each configuration.

13 REFERENCES

- [1]. SAE Aerospace. AMS 4050 H: Aluminum Alloy, Plate 6.2Zn - 2.3Cu - 2.2Mg - 0.12Zr (7050-T7451) Solution Heat Treated, Stress Relieved, and Overaged. 2003. 9 pages.
- [2]. SAE Aerospace. AMS 2772E: Heat Treatment of Aluminum Alloy Raw Materials. 2011 24 pages.
- [3]. ASTM. E 8/E 8M – 08: Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials, West Conshohocken, PA. 2008. 25 pages.
- [4]. ASTM E466 – 07. Standard Practice for Conducting Force Controlled Constant Amplitude Axial Fatigue Tests o Metallic Materials, PA. 2007. 5 pages.

14 ANNEX

1. COUPONS DETAILS – (CDP)

**A. Tensile Test Coupon (ASTM E8-M) – Small Size Specimens
Proportional to Standard - Specimen 3**

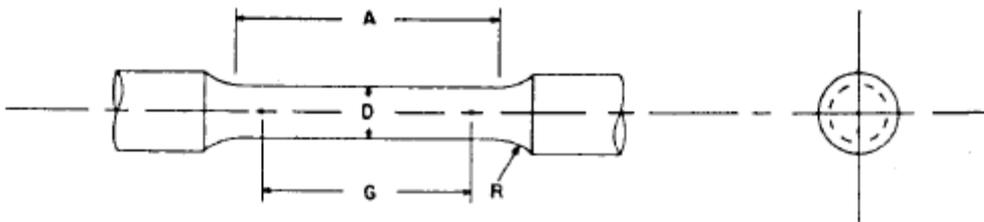


Figure 1 – Round Tensile test specimen 2 view diagram.

Table 1 – Round tensile test specimen dimensions with Specimen 3
boxed

	Dimensions, mm [in.]				
	For Test Specimens with Gage Length Five times the Diameter [E 8M]				
	Standard Specimen		Small-Size Specimens	Proportional to Standard	
	Specimen 1	Specimen 2	Specimen 3	Specimen 4	Specimen 5
<i>G</i> —Gage length	62.5 ± 0.1 [2.500 ± 0.005]	45.0 ± 0.1 [1.750 ± 0.005]	30.0 ± 0.1 [1.250 ± 0.005]	20.0 ± 0.1 [0.800 ± 0.005]	12.5 ± 0.1 [0.565 ± 0.005]
<i>D</i> —Diameter (Note 1)	12.5 ± 0.2 [0.500 ± 0.010]	9.0 ± 0.1 [0.350 ± 0.007]	6.0 ± 0.1 [0.250 ± 0.005]	4.0 ± 0.1 [0.160 ± 0.003]	2.5 ± 0.1 [0.113 ± 0.002]
<i>R</i> —Radius of fillet, min	10 [0.375]	8 [0.25]	6 [0.188]	4 [0.156]	2 [0.094]
<i>A</i> —Length of reduced section, min (Note 2)	75 [3.0]	54 [2.0]	36 [1.4]	24 [1.0]	20 [0.75]

B. Fatigue test coupons details (ASTM E466)

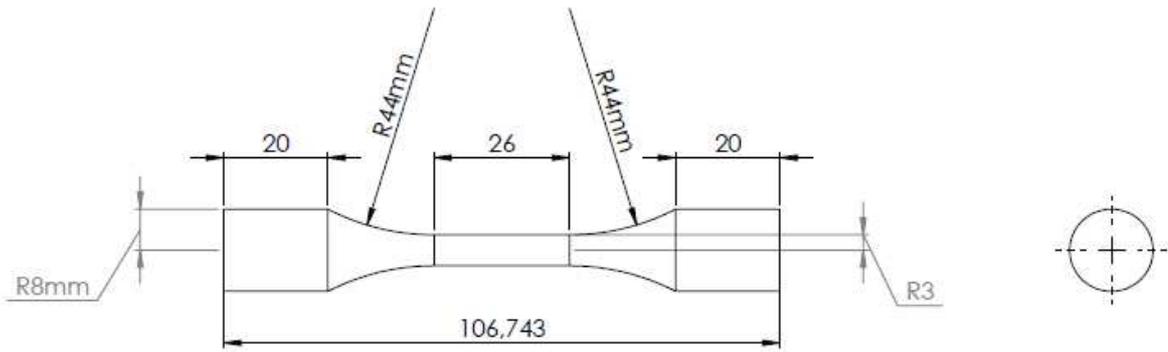


Figure 2 – Round fatigue test specimen dimensions.

Table 2 – Tensile and fatigue tests matrix.

Tipo de Ensaio	Método	Corpo de Prova (CP)	Aplicação dos Dados	Dados de Tração obtidos Tensão de Escoamento, σ_y (MPa)	Ensaio de Fadiga			Observações
					Tensão para a Execução do Ensaio, MPa		R	
Tração	ASTM E8M	T01			N/A	N/A	N/A	N/A
Fadiga	ASTM E466	FC1-01	Curva 01	n/a	0,8*FTY	0	0,1	Run-out 10 ⁶
Fadiga	ASTM E466	FC1-02	Curva 01	n/a	0,8*FTY	0	0,1	Run-out 10 ⁶
Fadiga	ASTM E466	FC1-03	Curva 01	n/a	0,8*FTY	0	0,1	Run-out 10 ⁶
Fadiga	ASTM E466	FC1-04	Curva 01	n/a	0,8*FTY	0	0,1	Backup
Fadiga	ASTM E466	FC1-05	Curva 01	n/a	0,6*FTY	0	0,1	Run-out 10 ⁶
Fadiga	ASTM E466	FC1-06	Curva 01	n/a	0,6*FTY	0	0,1	Run-out 10 ⁶
Fadiga	ASTM E466	FC1-07	Curva 01	n/a	0,6*FTY	0	0,1	Run-out 10 ⁶
Fadiga	ASTM E466	FC1-08	Curva 01	n/a	0,6*FTY	0	0,1	Backup
Fadiga	ASTM E466	FC1-09	Curva 01	n/a	0,4*FTY	0	0,1	Run-out 10 ⁶
Fadiga	ASTM E466	FC1-10	Curva 01	n/a	0,4*FTY	0	0,1	Run-out 10 ⁶
Fadiga	ASTM E466	FC1-11	Curva 01	n/a	0,4*FTY	0	0,1	Run-out 10 ⁶
Fadiga	ASTM E466	FC1-12	Curva 01	n/a	0,4*FTY	0	0,1	Backup
Tração	ASTM E8M	T02			N/A	N/A	N/A	N/A
Fadiga	ASTM E466	FC2-01	Curva 02	n/a	0,8*FTY	0	0,1	Run-out 10 ⁶
Fadiga	ASTM E466	FC2-02	Curva 02	n/a	0,8*FTY	0	0,1	Run-out 10 ⁶
Fadiga	ASTM E466	FC2-03	Curva 02	n/a	0,8*FTY	0	0,1	Run-out 10 ⁶
Fadiga	ASTM E466	FC2-04	Curva 02	n/a	0,8*FTY	0	0,1	Backup
Fadiga	ASTM E466	FC2-05	Curva 02	n/a	0,6*FTY	0	0,1	Run-out 10 ⁶
Fadiga	ASTM E466	FC2-06	Curva 02	n/a	0,6*FTY	0	0,1	Run-out 10 ⁶
Fadiga	ASTM E466	FC2-07	Curva 02	n/a	0,6*FTY	0	0,1	Run-out 10 ⁶
Fadiga	ASTM E466	FC2-08	Curva 02	n/a	0,6*FTY	0	0,1	Backup
Fadiga	ASTM E466	FC2-09	Curva 02	n/a	0,4*FTY	0	0,1	Run-out 10 ⁶
Fadiga	ASTM E466	FC2-10	Curva 02	n/a	0,4*FTY	0	0,1	Run-out 10 ⁶
Fadiga	ASTM E466	FC2-11	Curva 02	n/a	0,4*FTY	0	0,1	Run-out 10 ⁶
Fadiga	ASTM E466	FC2-12	Curva 02	n/a	0,4*FTY	0	0,1	Backup
Tração	ASTM E8M	T03			N/A	N/A	N/A	N/A
Fadiga	ASTM E466	FC3-01	Curva 03	n/a	0,8*FTY	0	0,1	Run-out 10 ⁶
Fadiga	ASTM E466	FC3-02	Curva 03	n/a	0,8*FTY	0	0,1	Run-out 10 ⁶
Fadiga	ASTM E466	FC3-03	Curva 03	n/a	0,8*FTY	0	0,1	Run-out 10 ⁶
Fadiga	ASTM E466	FC3-04	Curva 03	n/a	0,8*FTY	0	0,1	Backup
Fadiga	ASTM E466	FC3-05	Curva 03	n/a	0,6*FTY	0	0,1	Run-out 10 ⁶
Fadiga	ASTM E466	FC3-06	Curva 03	n/a	0,6*FTY	0	0,1	Run-out 10 ⁶
Fadiga	ASTM E466	FC3-07	Curva 03	n/a	0,6*FTY	0	0,1	Run-out 10 ⁶
Fadiga	ASTM E466	FC3-08	Curva 03	n/a	0,6*FTY	0	0,1	Backup
Fadiga	ASTM E466	FC3-09	Curva 03	n/a	0,4*FTY	0	0,1	Run-out 10 ⁶
Fadiga	ASTM E466	FC3-10	Curva 03	n/a	0,4*FTY	0	0,1	Run-out 10 ⁶
Fadiga	ASTM E466	FC3-11	Curva 03	n/a	0,4*FTY	0	0,1	Run-out 10 ⁶
Fadiga	ASTM E466	FC3-12	Curva 03	n/a	0,4*FTY	0	0,1	Backup

