RODRIGO CAMARGO CAMPANA

**PARÂMETROS DE PROCESSO, MICROESTRUTURA E TEXTURA
DAS LIGAS DE ALUMINIO AA6063 E AA6082 EXTRUDADAS**

**Dissertação apresentada à Escola Politécnica
da Universidade de São Paulo para obtenção do
título de Mestre em Engenharia**

**São Paulo
2008**

RODRIGO CAMARGO CAMPANA

**PARÂMETROS DE PROCESSO, MICROESTRUTURA E TEXTURA
DAS LIGAS DE ALUMINIO AA6063 E AA6082 EXTRUDADAS**

**Dissertação apresentada à Escola Politécnica
da Universidade de São Paulo para obtenção do
título de Mestre em Engenharia**

**Área de Concentração:
Engenharia Metalúrgica e de Materiais**

**Orientador:
Prof. Dr. Ronald Lesley Plaut**

**São Paulo
2008**

Este exemplar foi revisado e alterado em relação à versão original, sob responsabilidade única do autor e com a anuência de seu orientador.

São Paulo, 14 de janeiro de 2008.

Assinatura do autor

Assinatura do orientador

FICHA CATALOGRÁFICA

Campana, Rodrigo Camargo

Parâmetros de processo, microestrutura e textura das ligas de alumínio AA6063 e AA6082 extrudadas / R.C. Campana. -- ed.rev. -- São Paulo, 2008.

115 p.

Dissertação (Mestrado) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

1. Extrusão 2. Alumínio 3. Zener-Hollomon I. Universidade de São Paulo. Escola Politécnica. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais II. t.

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho a Deus, a meus familiares, amigos e àqueles, que como eu, desejam conhecer um pouco mais sobre o incrível mundo da extrusão de alumínio e suas ligas.

AGRADECIMENTOS

A Deus, por me iluminar em todo o momento ajudando-me a raciocinar e realizar as etapas desta dissertação.

Ao Prof. Dr. Ronald Lesley Plaut, meu orientador, pela orientação, estímulo e paciência transmitidos ao longo do trabalho.

Aos meus pais Maria e Linêo (*in memoriam*) que dedicaram grande parte de suas vidas forjando o meu caráter e auxiliando-me em todos os momentos.

À minha tia Cleide e meus avôs Carlos e Zenaide (*in memoriam*) que colaboraram com meus pais na difícil tarefa da criação de um filho e cidadão.

A Marina, minha esposa, que me apoiou e auxiliou todo o tempo na tarefa de tornar-me um pesquisador.

A meus sogros, Mario e Hitoé, pelo apoio e compreensão despendida.

Aos meus familiares que sempre confiaram, apoiaram e torceram por mim.

A Companhia Brasileira de Alumínio (CBA), pela oportunidade de realização da pesquisa e pelo suporte quanto à matéria prima, prensa e laboratório metalográfico utilizados.

Ao Eng. Renato Brito de Moura, diretor industrial da CBA, pela oportunidade de realização do mestrado em conjunto às atividades diárias de engenheiro de processo.

Aos Eng. Benito de Oliveira Bruno e Eng. Eduardo Dias Ferreira, superintendente e chefe do Departamento de Extrusão da CBA, respectivamente, pelo apoio à pesquisa na área produtiva.

Ao Eng. Marcelo Mendes, Sr. Ricardo Lousada, Eng. Douglas Baker e Sr. Luis Alberto, integrantes da Engenharia de Processo do Departamento de Extrusão da CBA, pelo auxílio despendido na aquisição de dados e amostras nas experiências de extrusão e tratamento térmico.

Ao Sr. Vinicius e a equipe de produção da prensa 3300D pelas experiências realizadas.

A equipe de produção e processo do Departamento de Extrusão da CBA na realização das demais experiências.

Aos técnicos Sr. Ivan Menegueço e Sr. Miguel Borodiak, do laboratório de metalografia da CBA, pelas preparações metalográficas que auxiliaram muito na tentativa de descobrir o que ocorre dentro de um perfil de extrusão.

Ao técnico Sr. Cláudio R. dos Santos, do laboratório de metalografia da EPUSP, pela preparação das amostras de EBSD.

A Dra. Clarice Kuniishi do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da EPUSP, pelas análises realizadas em MEV e EBSD.

Ao Prof. Dr. Nelson B. Lima, responsável pelo laboratório de raios-X do IPEN, pelas análises efetuadas no goniômetro de raios-X.

Ao Departamento de Engenharia Metalúrgica de Materiais da EPUSP, pela possibilidade de desenvolvimento desta pesquisa.

Nunca, jamais desanimeis, embora venham ventos contrários.
(Madre Paulina)

RESUMO

O desenvolvimento de ligas de alumínio de propriedades mecânicas intermediárias possibilitou a extrusão de alumínio a participar de grandes mercados como a construção civil, transportes, automobilística, estruturas, entre outras. O conhecimento do processo de extrusão propicia o aumento de produtividade com melhor desempenho e precisão dimensional do produto acabado. Neste trabalho, procurou-se analisar as características de conformação de perfis sólidos das ligas de alumínio AA6063 e AA6082 com razão de extrusão (RE) variando de 2,0 a 27,8 e tubular com RE de 8,7. A partir da extrusão realizada em uma prensa industrial de 3300 toneladas de força, compararam-se os resultados obtidos da tensão média de escoamento ($\bar{\sigma}$) em função da temperatura de deformação e do parâmetro de Zener-Hollomon (Z) e este último em função do tamanho de subgrão observado no produto extrudado.

Foram obtidos, em condições industriais, para estas ligas os valores da constante α que relaciona a RE com a pressão de fim de extrusão.

Foram realizadas observações metalográficas e constatadas regiões de recristalização e de não recristalização diferentes para as ligas estudadas, bem como as relações do parâmetro Z e o tamanho do subgrão do produto sólido e tubular na liga AA6082.

Em termos de textura foi possível obter as figuras de pólo e do tipo FDO no perfil extrudado ilustrando a presença de fibras do tipo β (característica de produto conformado) e cubo (característica de produto recristalizado/recuperado). Os resultados confirmam valores próximos àqueles encontrados na literatura.

Palavras-chave: Extrusão. Alumínio. Zener-Hollomon. Textura.

ABSTRACT

The development of medium strength aluminum alloys enabled aluminum extrusions to take part of the large world markets, associated with the building, transport and automotive industries, amongst several applications. The knowledge of the extrusion process details enables the productivity increase with better performance and higher dimensional accuracy of the finished extrusion product.

In the present study the deformation characteristics of solid extrusion profiles in the AA6063 and AA6082 alloys with extrusion ratios (ER) in the range of 2.0 to 27.8 and for solid and tubular of 8.7 sections were studied. Extrusions were carried out in an industrial 3300 ton press. Results are compared in terms of average flow stress as a function of extrusion temperature and of the Zener-Hollomon (Z) parameter; the latter one also as a function of the observed subgrain size in the final product.

Under industrial conditions, for the studied alloys, the values of the α -constant (which relates the end pressure to the extrusion ratio), has been evaluated.

Metallographic observations have been conducted to study the recrystallised and unrecrystallised regions in the studied alloys, as well as the relationship between the Z parameter and the subgrain size of the end extrusion, both for the solid and tubular products, mainly for the AA6082 alloy.

In terms of texture components it has been observed that the pole figures and the ODF's of the extruded product presented the β (characteristic of rolled/worked products) and cube (characteristic of recrystallised/recovered products). The results obtained confirmed those reported in the literature.

Keywords: Extrusion. Aluminum. Zener-Hollomon. Texture.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1:	Consumo por setor do alumínio extrudado no ano de 2006.....	24
Figura 2:	Desenho esquemático das partes que compõe uma prensa de extrusão direta.....	28
Figura 3:	Carga aplicada à extrusão direta e indireta.....	29
Figura 4a:	Fluxo tradicional do material dentro do recipiente de uma prensa de extrusão direta.....	30
Figura 4b:	Fluxo observado de material dentro do recipiente de uma prensa de extrusão direta.....	30
Figura 4c:	Formação de penetração de óxido ilustrando o fluxo de metal e as zonas de deformação da extrusão direta. A) Durante extrusão. B) Fim de extrusão.....	30
Figura 5:	Seqüência de movimentos de uma prensa de extrusão indireta.....	32
Figura 6:	Fluxo do material dentro do recipiente de uma prensa de extrusão indireta.....	32
Figura 7:	Desenho esquemático de perfil sólido a) e perfil tubular b).....	33
Figura 8:	Conjunto ferramental de um perfil sólido.....	33
Figura 9:	Conjunto ferramental de um perfil tubular.....	34
Figura 10:	Diagrama limite de conformação de extrusão direta, ilustrando o potencial de ganho de velocidade de extrusão durante a condição isotérmica.....	38

Figura 11:	Diagrama limite de conformação sob os efeitos dos parâmetros de extrusão (as temperaturas de extrusão e emergente são ilustrativas, pois dependendo da situação uma é mais fácil de medir do que a outra).....	40
Figura 12:	Tensão de escoamento em função do tempo de resfriamento, ilustrando o efeito dos elementos Cr, Mn e Zr na sensibilidade à têmpera, tratado termicamente à temperatura ambiente por 24 h + tratamento artificial de envelhecimento à 160 °C por 116 h.....	44
Figura 13:	Mecanismos de restauração (recuperação e recristalização) possíveis durante a deformação a quente de alta deformação (extrusão). A) Metais de alta EDE. B) Metais de baixa EDE.....	44
Figura 14:	Subgrãos de extrusão direta no plano longitudinal da liga 2014. a) T=480 °C, ln Z = 22,9; b) T=440 °C, ln Z = 23,8; c) T=400 °C, ln Z = 24,9; d) T=350 °C, ln Z = 26,3; e) T=300 °C, ln Z = 27,5; f) Discordância em hélice formando redes que promoverão nucleação para o processo de envelhecimento.....	46
Figura 15:	Projeção estereográfica.....	47
Figura 16:	Projeção de um cristal cúbico na rede de Wulff.....	47
Figura 17:	Figura inversa de pólos.....	48
Figura 18:	Figuras de pólo de uma chapa com nítida textura em cubo de orientação (100)[001]. (a) figura de pólo (100); (b) figura de pólo (110) e (c) figura de pólo (111).....	48

Figura 19:	Diagrama esquemático ilustrando as relações entre macrotextura, microtextura e mesotextura. São ilustrados 15 grãos dentro de uma amostra de geometria paralelepipedica com eixos X, Y e Z.....	50
Figura 20:	Diagrama esquemático ilustrando a interação de um feixe de elétrons com uma amostra sólida e a emissão de diversas espécies.....	51
Figura 21:	Discordância atravessando uma região de contorno de subgrão de um perfil extrudado (Contorno de baixo ângulo – 3°). Utilizando-se o MET com aumento de 10500X.....	51
Figura 22:	Arranjo experimental normalmente utilizado para análise de EBSD.....	52
Figura 23:	Diagrama esquemático ilustrando o sistema de detecção das figuras de difração de elétrons retroespalhados.....	53
Figura 24:	(a) Padrão de Kikuchi obtido em uma amostra de nióbio (CCC); (b) Transformada de Hough de (a); (c) Padrão de (a) identificado.....	53
Figura 25:	Mapa de índice de qualidade (IQ) de uma amostra de latão- α deformada em 70% em laminação e, posteriormente, submetida à recristalização parcial à temperatura de 450 °C por 1min.....	54
Figura 26:	(a) Figura de pólo de uma região de um “slug” de carga em cobre OFE, mostrando uma pronunciada textura <100> característica, deformada e submetida à baixa temperatura de recristalização; (b) função de distribuição de orientação (FDO) da mesma amostra.....	55

Figura 27:	Ferramentas utilizadas nos experimentos.	57
Figura 28:	Prensa Scholeman de 3300 toneladas da Companhia Brasileira de Alumínio.....	58
Figura 29:	Gráfico de resposta de prensa em função da RE para a liga AA6063.	64
Figura 30:	Gráfico de resposta de prensa em função da RE para as ligas AA6063 e AA6082.....	65
Figura 31:	Fluxograma da forma de caçulo da pressão calculada a partir da pressão real e das constantes A, B, C e D obtidas experimentalmente	70
Figura 32a:	Tensão de deformação de pico experimental e calculada.....	71
Figura 32b:	Tensão de deformação de fim experimental e calculada.....	72
Figura 33a:	Cálculo de tensão de deformação de fim experimental ($\bar{\sigma}$) em função do $\ln Z$	74
Figura 33b:	Comparação da tensão de deformação em ensaio de torção em diversas ligas da série 6XXX	75
Figura 33c:	Cálculo de tensão de deformação de fim experimental corrigida em função do $\ln Z$ ($\dot{\bar{\epsilon}} = 50s^{-1}$).....	75
Figura 34:	Cálculo de $\ln Z$ em função da temperatura de deformação.....	76
Figura 35:	Pressão de fim de extrusão em função da razão de extrusão.....	77
Figura 36:	Diagrama conceitual de limite de conformação com acréscimo da curva do limite da ferramenta.....	78

Figura 37:	Diagrama limite de conformação dos experimentos realizados (detalhe gráfico da referência de Clode e Sheppard).....	78
Figura 38:	Detalhe do diagrama limite de conformação dos experimentos realizados a partir da equação (4).....	79
Figura 39a:	Relação entre coeficiente de atrito e RE em condições industriais.....	80
Figura 39b:	Relação entre coeficiente de atrito e RE em condições industriais e valores de referência de Sheppard.....	81
Figura 40:	Metalografia do tarugo homogeneizado da liga AA6063 com 200X de aumento e atacado com HF 0,5%.....	82
Figura 41:	Metalografia do tarugo homogeneizado da liga AA6082 com 200X de aumento e atacado com HF 0,5%.....	82
Figura 42:	Metalografia do tarugo homogeneizado da liga AA6063 com 50X de aumento anodizado e fotografado sob luz polarizada.....	83
Figura 43:	Metalografia do tarugo homogeneizado da liga AA6082 com 50X de aumento anodizado e fotografado sob luz polarizada.....	83
Figura 44:	Espectro de composição química obtida por EDS: a) AA6063 e b) AA6082.....	84
Figura 45:	Seção longitudinal do perfil com RE = 27,8: a) centro; b) meio raio e c) periferia. Liga AA6082 e aumento de 100X.....	85
Figura 46:	Seção transversal do perfil com RE = 27,8: a) centro; b) meio raio e c) periferia. Liga AA6082 e aumento de 100X.....	86
Figura 47:	Seção longitudinal do perfil com RE = 3,9: a) centro; b) meio raio e c) periferia. Liga AA6082 e aumento de 100X.....	86

Figura 48:	Seção transversal do perfil com RE = 3,9: a) centro; b) meio raio e c) periferia. Liga AA6082 e aumento de 100X.....	86
Figura 49:	Seção a) longitudinal e b) transversal do perfil extrudado de RE 27,8 na liga AA6063 com 500X de aumento e atacado com HF 0,5%.....	87
Figura 50:	Seção a) longitudinal e b) transversal do perfil extrudado de RE 27,8 na liga AA6082 com 500X de aumento e atacado com HF 0,5%.....	87
Figura 51:	Seção a) longitudinal e b) transversal do perfil extrudado de RE 3,9 na liga AA6063 com 500X de aumento e atacado com HF 0,5%.....	88
Figura 52:	Seção a) longitudinal e b) transversal do perfil extrudado de RE 3,9 na liga AA6082 com 500X de aumento e atacado com HF 0,5%.....	88
Figura 53:	Metalografia indicando possível estrutura mista no perfil sólido RE 27,8 na liga AA6082 (100X de aumento) a) antes (T4) e b) após o tratamento térmico de envelhecimento (T6).....	90
Figura 54:	Recristalização estática e crescimento de grão ocorrida na região periférica do perfil sólido RE 27,8 na liga AA6082 após tratamento térmico de envelhecimento de 160 °C por 16 h (T6), a) transversal e b) longitudinal (50X de aumento) c) figura ilustrando a escala do perfil extrudado (diâmetro de 47,8 mm) e da região analisada (em destaque).....	90
Figura 55:	Metalografia indicando recristalização estática e crescimento de grão no perfil sólido RE 27,8 na liga AA6063 (50X de aumento) a) antes (T4) e b) após o tratamento térmico de envelhecimento de 160 °C por 16 h (T6).....	91
Figura 56:	Caracterização microestrutural longitudinal na liga AA6082 do perfil com RE 27,8, (MEV - EBSD-OIM).....	92

Figura 57:	Figura de autogrão do perfil tubular com RE 8,7 obtida a partir da leitura do microscópio eletrônico de varredura e análise em EBSD - tamanho de grão (15 μm).....	93
Figura 58:	Foto obtida por microscópio ótico do perfil sólido com RE 6,7 e seção transversal à extrusão - tamanho de grão (37 μm).....	93
Figura 59:	Leitura de autogrão obtida de detalhe da amostra por microscópio eletrônico de varredura do perfil sólido com RE 6,7 e seção transversal à extrusão – tamanho de grão (17,6 μm).....	94
Figura 60:	Curva de distribuição de diferenças de orientação em grão e subgrão do detalhe apresentado na figura 59.....	95
Figura 61:	Leitura obtida de detalhe da amostra por microscópio eletrônico de varredura do perfil sólido com RE 6,7 e seção transversal à extrusão mostrando os subgrãos existentes - tamanho de subgrão (5,64 μm)...	95
Figura 62:	Curva de distribuição de diferenças de orientação em grão e subgrão do detalhe apresentado na figura 61.....	96
Figura 63:	Foto obtida por microscópio ótico do perfil tubular com RE 8,7 e seção transversal à extrusão - tamanho de grão (28,5 μm).....	96
Figura 64:	Leitura obtida de detalhe da amostra por microscópio eletrônico de varredura do perfil tubular com RE 8,7 e seção transversal à extrusão mostrando os subgrãos existentes - tamanho de subgrão (7,40 μm)...	97
Figura 65:	$\ln (Z/A)$ em função do inverso do tamanho do subgrão.....	98
Figura 66:	Figuras de pólo corrigido de perfil sólido da liga AA6082 de RE de 27,8 na posição de meio-raio na condição T4. TR=4,3.....	99

Figura 67:	Figuras de pólo de perfil sólido com RE 16 na liga extrudada AA2014 com RE de 16 na posição de meio-raio	100
Figura 68:	Figuras de pólo corrigido de perfil sólido da liga AA6082 de RE de 27,8 na posição de meio-raio na condição T6. TR = 2,1.....	100
Figura 69:	FDO do perfil sólido RE 27,8, Região meio-raio, Liga AA6082 (macrotextura - difratômetro de raios X - Rigaku modelo DMAX-2100).....	102
Figura 70:	Fibra β para perfil sólido com RE 27,8 na liga AA6082 nas condições T4 e T6.....	102
Figura 71:	FDO do perfil sólido RE 27,8, Liga AA6082 (região central) T4 (microtextura - MEV/EBSD).....	103
Figura 72:	FDO do perfil sólido RE 27,8, Região meio-raio, Liga AA6082 T6 (macrotextura - difratômetro de raios X - Rigaku modelo DMAX-2100).....	104
Figura 73:	FDO da posição $\Phi_2 = 45^\circ$ ilustra a evolução da textura do perfil sólido com RE 27,8 na liga AA6082 nas condições a) T4 e b) T6.....	104
Figura 74:	Representação da textura da fibra tau (τ) do perfil sólido RE 27,8 extrudado na liga AA6082 nas têmperas T4 e T6.....	105
Figura 75:	FDO do perfil sólido RE 27,8, Região meio-raio, Liga AA6063 T4 (macrotextura - difratômetro de raios X - Rigaku modelo DMAX-2100).....	106
Figura 76:	FDO do perfil sólido RE 27,8, Região meio-raio, Liga AA6063 T6 (macrotextura - difratômetro de raios X - Rigaku modelo DMAX-2100).....	107

LISTA DE TABELAS

Tabela 1:	Indicadores econômicos da indústria do alumínio no Brasil.....	22
Tabela 2:	Produção e consumo doméstico de alumínio do mercado de transformados.....	23
Tabela 3:	Principais elementos dos grupos das ligas de alumínio trabalháveis...	35
Tabela 4:	Liga, característica e aplicação das ligas extrudadas.....	35
Tabela 5:	Parâmetros de processo utilizados durante a extrusão.....	59
Tabela 6:	Faixa de composição química.....	61
Tabela 7:	Cálculos dos parâmetros de conformação ocorridos durante a extrusão.....	68
Tabela 8:	Valores de constantes A, B, C e D em função da liga.....	70
Tabela 9:	Composição química dos experimentos.....	72
Tabela 10:	Valores de tamanho de grão dos produtos extrudados medidas na seção transversal.....	85
Tabela 11:	Partículas por volume (Na) de precipitados de Mg_2Si	88

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AA – Aluminum Association

Cr – Cromo

Cu – Cobre

EBSD – *Eletron Back Scatter Diffraction* – Difração de elétrons retroespalhados

EDE – Energia de falha de empilhamento

EDS – *Energy Dispersive Spectroscopy*

Fe – Ferro

FDO – Função de distribuição de orientação

MEV - Microscópio eletrônico de varredura

MET – Microscópio eletrônico de transmissão

Mg – Magnésio

Mn – Manganês

Si – Silício

Stem – Pistão

Ti – Titânio

Zn – Zinco

LISTA DE SÍMBOLOS

A	Constante da liga trabalhada
Å	Ångström
α	Constante de deformação recíproca
C	Constante dependente do material da equação da curva tensão-deformação
D_B	Diâmetro do tarugo extrudado
D_{BR}	Diâmetro do tarugo recalcado
D_E	Diâmetro do extrudado sólido de mesma razão de extrusão
erg/cm ²	Erg por centímetro quadrado
ε	Deformação
$\dot{\varepsilon}$	Taxa de deformação média
F	Força total aplicada ao tarugo pela prensa na extrusão do perfil
IQ	Índice de qualidade
J	Joule
J/m ²	Joule por metro quadrado
L	Comprimento de tarugo
λ	Fator de forma
μ	Coeficiente de atrito
m	Expoente dependente do material da equação da curva tensão-deformação
Ω_P	Perímetro do perfil extrudado
Ω_V	Perímetro do vergalhão (perfil redondo) de mesma área do perfil em estudo
n	Constante intrínseca do material
P	Pressão final de extrusão
P_{calc}	Pressão calculada
P_{PR}	Pressão de pico real
P _{real}	Pressão real obtida experimentalmente
Q	Energia de ativação da deformação a quente
R	Constante universal dos gases (8,318Jmol ⁻¹ K ⁻¹)
RE	Razão de extrusão

σ	Tensão de escoamento
σ_e	Tensão máxima de escoamento
σ_{ee}	Tensão máxima de escoamento no estado estacionário
$\bar{\sigma}$	Tensão média de escoamento
T	Temperatura absoluta na região de deformação
T4	Tratamento térmico de solubilização em água
T6	Tratamento térmico de solubilização em água seguido de tratamento térmico de envelhecimento artificial.
T_T	Temperatura de aquecimento do tarugo
T_E	Temperatura emergente do perfil (temperatura de saída do perfil) – temperatura de extrusão
TR	<i>Times random</i>
V_R	Velocidade do pistão
Z	Parâmetro de Zener-Hollomon

SUMÁRIO

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

LISTA DE TABELAS

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

LISTA DE SÍMBOLOS

1	INTRODUÇÃO	22
2	OBJETIVO.....	25
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	27
3.1	Extrusão direta x extrusão indireta	27
3.2	Extrusão direta.....	27
3.3	Extrusão indireta.....	31
3.4	Perfil sólido x perfil tubular	33
3.5	Ligas trabalháveis.....	34
3.6	Diagrama limite de conformação aplicado à extrusão	36
3.7	Parâmetro de Zener-Hollomon (Z)	40
3.8	Cálculo de tensão de deformação experimental media ($\bar{\sigma}$) e do coeficiente de atrito (μ).....	42
3.9	Cálculo da pressão	43
3.10	Recuperação e recristalização.....	43
3.11	Orientação de um cristal	46
3.12	EBSD (Electron Back Scatter Diffraction) – Difração de Elétrons Retroespalhados.....	49
3.13	Interação do feixe com a amostra	50
3.14	Aquisição da imagem, linhas de Kikuchi e a formação da figura de difração	52
3.15	Imagens do material e figura de pólo.....	54
4	MATERIAIS E MÉTODOS.....	56
4.1	Extrusão	56
4.2	Preparação das amostras para microscópio ótico e composição química.	61
4.3	Preparação das amostras para o MEV e difração de raios-X em difratômetro Rigaku.....	61
4.4	Preparação das amostras para o EBSD e caracterização dos equipamentos empregados na análise das amostras	62
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	63
5.1	Parâmetro de processo de extrusão	63
5.2	Metalografia ótica – tamanho de grão, precipitados e recristalização.....	81
5.3	MEV/EBSD - tamanho de grão e subgrão	91
5.4	Textura - Figuras de pólo	98
5.5	Textura - FDO	101
6	CONCLUSÕES	108
1	Processo de extrusão	108
2	Microestrutura	110
3	Textura	111
7	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	112

1 INTRODUÇÃO

A extrusão de alumínio é um processo termomecânico no qual um tarugo é submetido ao aquecimento e forçado a fluir por um orifício de uma ferramenta com o auxílio de uma prensa.

Este processo é utilizado comercialmente desde o século XIX, porém o grande advento ocorreu na Segunda Guerra Mundial quando os perfis extrudados de alumínio foram destinados a componentes aeronáuticos [1].

O desenvolvimento de ligas de alumínio, cujas propriedades mecânicas são intermediárias, introduziu os perfis extrudados de alumínio em outros mercados como a Construção Civil, Transportes, Automobilística, Industrial e Estruturas.

O conhecimento de como o alumínio se comporta antes, durante e após a extrusão fornece dados para que se possa melhorar não somente o desempenho de equipamentos, mas também, para aperfeiçoar o processo de extrusão e, desta forma, melhorar às propriedades mecânicas para as aplicações mais exigentes do mercado.

A indústria do alumínio no Brasil faturou cerca de US\$ 12,1 bilhões em 2006 com 58202 empregos diretos e exportou 1,071 milhões toneladas em peso, superando o período de 2005 em 22%, 6% e 10%, respectivamente [2]. A tabela 1 apresenta estes e outros indicadores da indústria do alumínio no Brasil [2].

Tabela 1: Indicadores econômicos da indústria do alumínio no Brasil [2]

Composição	2005 r	2006
Empregos diretos (31/12)	55 068	58 202
Faturamento (US\$ bilhões)	9,4	12,1
Participação no PIB (%) ⁽¹⁾	1,1	1,1
Participação no PIB Industrial (%) ⁽¹⁾	4,1	4,3
Investimentos (US\$ bilhões)	1,3	1,4
Impostos pagos (US\$ bilhões)	1,4	1,8
Produção de Alumínio Primário (mil t)	1 500	1 604
Consumo Doméstico de Transformados de Alumínio (mil t)	802	838
Consumo Per Capita (kg/hab./ano)	4,4	4,6
Exportação (mil t) (peso alumínio)	960	1 071
Importação (mil t) (peso alumínio)	130	140
Balança Comercial da Indústria do Alumínio (US\$ milhões FOB) ⁽²⁾		
Exportações	2 928	4 305
Importações	500	644
Saldo	2 428	3 661
Participação das exportações de alumínio nas exportações brasileiras (%)	2,5	3,1

Notas:
 (1) Calculada com base na nova série do Sistema de Contas Nacionais do IBGE.
 (2) Inclui Bauxita e Alumina.

Os produtos de alumínio extrudado representam no Brasil 14,3% de 993,9 mil toneladas de produtos transformados de alumínio produzidos e 16,3% de 837,6 mil toneladas de consumo doméstico, ambos no ano de 2006 [2].

A tabela 2 ilustra a evolução da produção e do consumo doméstico dos produtos transformados nos últimos 10 anos.

Tabela 2: Produção e consumo doméstico de alumínio do mercado de transformados [2]

ESTATÍSTICAS NACIONAIS										
PRODUÇÃO										
Unidade: 1 000 toneladas										
Tipos de produtos	1997	1998	1999	2000	2001	2002	2003	2004	2005	2006
Chapas e Lâminas	165,3	183,8	174,9	234,1	266,2	252,6	274,0	335,1	355,1	377,2
Laminação Pura	127,6	147,3	146,3	200,1	235,9	221,5	241,8	301,9	320,8	345,8
Laminação Artefatos	31,5	30,3	24,6	29,2	25,4	26,2	27,1	27,7	28,9	25,4
Laminação Impactados	6,2	6,2	4,0	4,8	4,9	4,9	5,1	5,5	5,4	6,0
Folhas	46,6	51,9	49,1	57,1	57,4	66,6	70,5	79,8	82,8	80,6
Extrudados ⁽¹⁾	133,5	138,5	139,5	143,6	138,8	128,1	126,2	140,2	140,5	143,0
Fios e Cabos ⁽²⁾	103,4	114,1	107,7	113,1	128,1	130,5	113,7	111,1	129,9	138,9
Fundidos e Forjados	104,6	97,7	100,3	111,1	111,5	119,3	131,4	162,4	172,6	184,6
Pó	15,1	17,5	16,7	16,8	24,2	19,0	18,9	18,0	24,2	24,7
Usos Destrutivos	31,2	30,7	30,0	33,1	31,9	35,3	37,2	39,2	37,7	36,9
Outros ^{(1) (3)}	5,0	6,6	6,3	8,6	8,4	8,8	8,8	12,4	14,2	8,0
Total	604,7	640,8	624,5	717,5	766,5	760,2	780,7	898,2	957,0	993,9
CONSUMO DOMÉSTICO										
Unidade: 1 000 toneladas										
Tipos de produtos	1997	1998	1999	2000	2001	2002	2003	2004	2005	2006
Chapas e Lâminas	255,9	277,6	271,5	273,9	309,9	280,6	266,0	287,7	297,3	310,7
Laminação Pura	219,0	240,7	244,5	245,2	282,5	253,7	240,8	259,3	269,7	283,3
Laminação Artefatos	30,4	30,8	23,1	24,1	22,6	21,8	20,1	23,0	22,2	21,5
Laminação Impactados	6,5	6,1	3,9	4,6	4,8	5,1	5,1	5,4	5,4	5,9
Folhas	46,0	53,7	54,9	59,1	58,7	57,2	60,6	66,3	70,7	72,3
Extrudados ⁽⁴⁾	138,1	141,6	137,6	138,1	137,5	125,9	119,3	129,3	128,4	136,8
Fios e Cabos	54,8	90,3	58,7	44,8	73,0	91,9	51,2	54,4	85,1	86,8
Fundidos e Forjados	91,4	82,6	81,4	91,7	94,0	99,4	107,9	135,9	149,3	157,6
Pó	15,1	17,3	16,4	16,1	22,1	16,0	15,4	16,6	23,0	24,4
Usos Destrutivos	31,2	30,7	30,0	33,1	31,9	35,3	37,2	39,2	37,7	36,9
Outros ⁽³⁾	13,2	10,3	7,6	9,5	9,0	9,2	8,4	9,1	10,8	12,1
Total	645,7	704,1	658,1	666,3	736,1	715,5	666,0	738,5	802,3	837,6

Notas:

- A produção de cada setor é obtida a partir das vendas ao mercado interno (+) exportações (-) importações (+/-) variação de estoque no período.
- A partir de 1999, o volume relativo ao produto "evaporadores" passou a ser inserido em Laminação Pura.
- O consumo doméstico inclui importações de semimanufaturados e manufaturados.
- (1) A partir de 2004 a exportação da posição NCM/SH 7605 (fios de alumínio), anteriormente incluída em "Extrudados", passou a compor "Outros". A única exceção é o item NCM/SH 7605.11.10, que nas exportações, continuou em "Fios e Cabos".
- (2) Inclui vergalhão exportado.
- (3) A partir de 2001 foram desconsideradas as antelhas de alumínio.
- (4) A partir de 2004 a importação da posição NCM/SH 7605 deixou de ser considerada neste setor.

Em 2006, o setor de construção civil foi responsável por 48% do consumo do produto extrudado seguido pelo transporte com 23%. A figura 1 ilustra a divisão do consumo de alumínio extrudado nos diferentes setores.

Figura 1: Consumo por setor do alumínio extrudado no ano de 2006 [2]

2 OBJETIVO

Os objetivos do presente trabalho são:

2.1 Processo de extrusão

2.1.1 Efetuar análise das variáveis do processo de extrusão para as ligas AA6063 e AA6082 e relacioná-las em termos da pressão de extrusão, razão de extrusão (RE), tensão de deformação, velocidade e temperatura de extrusão;

2.1.2 Prever a pressão de pico e de fim a partir de constantes e equações disponíveis na literatura;

2.1.3 Calcular o valor da constante de deformação das ligas AA6063 e AA6082 (equação 6, página 42);

2.1.4 Obter uma relação do coeficiente de atrito em função da razão de extrusão.

2.2 Microestrutura

2.2.1 Caracterização microestrutural do extrudado nas ligas AA6063 e AA6082;

2.2.2 Caracterização da recristalização;

2.2.3 Avaliação da relação entre o tamanho médio de subgrão e o parâmetro de Zener-Hollomon.

2.3 Textura

2.3.1 Caracterização da textura do extrudado da liga AA6082 em termos de figura de pólo;

2.3.2 Caracterização da textura do extrudado das ligas AA6063 e AA6082 em termos de figura de FDO.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Extrusão direta x extrusão indireta

As diferentes características dos produtos extrudados, bem como os diferentes tipos de ligas utilizadas, impossibilitam a utilização de um único método aplicado. Desta forma, podem ser listadas como meios de obtenção de produtos extrudados: extrusão direta, extrusão indireta, extrusão de cabos e extrusão hidrostática [3].

As formas mais difundidas e utilizadas comercialmente para obtenção de perfis são as formas convencionais de extrusão direta e extrusão indireta.

3.2 Extrusão direta

A extrusão direta é o método mais utilizado, devido, principalmente, à possibilidade de trabalhar com perfis de grande diâmetro circunscritos, inconveniente encontrado em prensas de extrusão indireta que necessitam de pistão empurrador (*stem*) de dimensões que possibilitem a fluidez do perfil por dentro dele.

Na figura 2 é possível observar as principais partes que compõem uma prensa de extrusão direta, bem como a seqüência de movimentos de uma prensa de extrusão de alumino, onde se destaca:

- A) Carregamento do tarugo a ser extrudado;
- B) Extrusão propriamente dita;
- C) Descompressão e abertura do recipiente e corte do descarte (resto de prensagem) e retorno do pistão principal e da faca.

A desvantagem da extrusão direta é o grande atrito gerado entre o tarugo e o recipiente. Este é responsável pela elevada pressão de pico no início do processo de extrusão. Por ser o atrito diretamente proporcional ao comprimento do tarugo, quanto maior o comprimento do tarugo maior a probabilidade de causar sobrepressão na prensa, fazendo com que esta perca produtividade. Neste caso, para

minimizar a sobre-pressão é necessário a diminuição do tamanho de tarugo a ser carregado. A figura 3 ilustra comparativamente a diferença da força de extrusão de pico entre a extrusão direta e a extrusão indireta.

Figura 2: Desenho esquemático das partes que compõe uma prensa de extrusão direta [1]

Figura 3: Carga aplicada à extrusão direta e indireta [4]

Por outro lado, este processo de extrusão permite que a superfície do perfil seja de alta qualidade, pois durante o processo de extrusão direta é formado um cone próximo à alimentação da ferramenta e juntamente com a maior velocidade do material fluindo pelo centro, a superfície do tarugo (responsável por normalmente possuir impurezas como óxidos e intermetálicos) é conduzida para trás e tornar-se-á o descarte que será cortado no fim de ciclo (figura 4a a 4c).

A figura 4a é a forma tradicional de se ilustrar o fluxo de metal dentro do recipiente, com a formação da zona morta próxima à ferramenta e a superfície do tarugo sendo conduzida à parte traseira e assim formando o resto de prensagem [5].

Em trabalho desenvolvido anteriormente [6], apresentado na figura 4b, observou-se um fluxo diferente do metal da superfície, onde este é limitado em seu interior pelo movimento constante de metal do tarugo original. Neste trabalho há informações de outros autores que observaram este mesmo fenômeno, como ilustrado esquematicamente na figura 4c [7].

Figura 4a: Fluxo tradicional do material dentro do recipiente de uma prensa de extrusão direta [5]

Figura 4b: Fluxo observado de material dentro do recipiente de uma prensa de extrusão direta [6]

Figura 4c: Formação de penetração de óxido ilustrando o fluxo de metal e as zonas de deformação da extrusão direta. A) Durante extrusão. B) Fim de extrusão [7]

3.3 Extrusão indireta

A extrusão indireta é caracterizada pela ausência do atrito entre a parede do recipiente e o tarugo, resultando em diminuição de 25-50% da pressão de pico [4]. A figura 3 ilustra comparativamente a diferença da força de extrusão de pico entre a extrusão direta e a extrusão indireta.

Os movimentos da prensa de extrusão indireta são basicamente os mesmos da prensa de extrusão direta, porém a diferença fundamental é que o deslocamento não é do tarugo, mas sim da ferramenta.

A figura 5 apresenta a seqüência de movimentos de uma prensa de extrusão indireta, onde se destaca:

- A) Carregamento da ferramenta e do tarugo a ser extrudado;
- B) Deslocamento do conjunto ferramental;
- C) Extrusão.

As principais vantagens da extrusão indireta são: [4]

- a) Menor pressão de pico, resultando em uma menor carga aplicada;
- b) Possibilidade de extrudar perfis mais finos com melhor precisão;
- c) Possuir maior carga aplicada, quando comparada a uma prensa semelhante, porém direta, a temperatura de tarugo a ser extrudado pode ser menor;
- d) Trabalhar com temperatura menor de tarugo, que devido à ausência de atrito entre o recipiente e o tarugo, não é aquecido. A ausência deste efeito proporciona uma temperatura de saída de perfil menor, evitando, desta forma, defeitos como arrancamento;
- e) Maior vida de útil do recipiente;
- f) Maior uniformidade de deformação, evitando desta forma a tendência de grão grosseiros na periferia do perfil extrudado.

Figura 5: Seqüência de movimentos de uma prensa de extrusão indireta [1]

A grande desvantagem da extrusão indireta é a qualidade superficial do perfil extrudado, pois impurezas que o tarugo possua em sua superfície, serão passadas para o perfil (figura 6).

Figura 6: Fluxo do material dentro do recipiente de uma prensa de extrusão indireta [5]

3.4 Perfil sólido x perfil tubular

Convenciona-se chamar de perfil sólido àquele cuja seção transversal não apresenta nenhum vazio, sendo totalmente envolvido por metal. Já o perfil tubular, é aquele cuja seção transversal apresenta pelo menos um vazio totalmente envolvido por metal. A figura 7 ilustra a diferença entre os perfis.

Figura 7: Desenho esquemático de a) perfil sólido e b) perfil tubular

O conjunto ferramental que dá origem ao perfil sólido é uma ferramenta feita com uma bolacha de aço especial (normalmente do tipo H13) onde o formato do perfil é vazado diretamente na face chamada de matriz (figura 8).

Figura 8: Conjunto ferramental de um perfil sólido

Por outro lado, o conjunto ferramental utilizado para a extrusão de perfil tubular é composto basicamente por duas partes:

Espina - Necessária para formar o vazio interno e detalhes internos do perfil

Matriz - Necessária para formar o contorno externo e detalhes externos do perfil

Porém, para que isso seja possível, com os reforços existentes na espina, o fluxo de metal é cisalhado e, logo em seguida, ocorre a soldagem do mesmo, vindo a formar a denominada “Linha de Solda”. A figura 9 ilustra o conjunto ferramental de uma ferramenta tubular.

Figura 9: Conjunto ferramental de um perfil tubular

3.5 Ligas trabalháveis

As ligas de alumínio trabalháveis são classificadas pela norma NBR 6834:2006 [8] e embora a princípio todas possam ser extrudadas, algumas oferecem uma ampla faixa de propriedades e podem ser extrudadas com melhor eficiência.

A tabela 3 apresenta os grupos de divisão das ligas trabalháveis e seu principal elemento de liga.

O primeiro dígito indica o grupo de liga; o segundo indica a modificação da liga original ou dos limites de pureza; os dois últimos indicam a liga de alumínio ou a pureza do alumínio.

A tabela 4 apresenta as principais ligas, características e aplicações típicas das ligas extrudadas.

Tabela 3 - Principais elementos dos grupos das ligas de alumínio trabalháveis

Grupo	Principal elemento de liga
1XXX	Alumínio 99% puro
2XXX	Cobre
3XXX	Manganês
4XXX	Silício
5XXX	Magnésio
6XXX	Silício e Magnésio
7XXX	Zinco
8XXX	Outros elementos

NBR 6834:2006 [8]

Tabela 4 - Liga, característica e aplicação típica das ligas extrudadas

Liga	Características	Aplicações típicas
1050	Baixa resistência mecânica, alta resistência à corrosão, boa conformabilidade, fácil de soldar, apropriada para anodização decorativa.	Utensílios domésticos, refrigeração (trocadores de calor em geral), indústria química, farmacêutica e alimentícia.
1350	Alta condutividade elétrica, boa conformabilidade.	Liga especial para condutores elétricos.
2011	Excelente usinabilidade, alta resistência mecânica, média resistência à corrosão.	Peças usinadas em torno automático. Excelente alternativa para o latão de corte livre.
2014	Elevada resistência mecânica, alta ductibilidade, média resistência à corrosão, boa usinabilidade.	Indústria aeronáutica, transporte, máquinas e equipamentos.
2017	Boa usinabilidade, alta resistência mecânica, elevada ductibilidade, média resistência à corrosão, boa conformabilidade	Peças usinadas, indústria aeronáutica, transporte, máquinas e equipamentos.
2024	Elevada resistência mecânica e alta ductibilidade, média resistência à corrosão, média conformabilidade, boa usinabilidade.	Peças usinadas e forjadas, indústria aeronáutica, transporte, máquinas e equipamentos.
3003	Média resistência mecânica, alta resistência à corrosão, boa conformabilidade, boa soldabilidade	Tubos para trocadores de calor (radiadores automotivos), antenas.

Continua

Conclusão

Liga	Características	Aplicações típicas
4043 4047	Ligas de silício utilizadas em varetas de solda.	Soldagem das ligas dos grupos 1XXX, 3XXX e 6XXX.
5052	Boa resistência mecânica, alta resistência à corrosão, boa conformabilidade.	Transportes, equipamentos, vergalhões para rebites.
5356	Resistência mecânica superior à 5052, alta resistência à corrosão, boa conformabilidade.	Solda, especialmente 5052 e 5083 entre si e com ligas dos grupos 1XXX, 3XXX e 6XXX.
6005A 6261	Boa resistência mecânica, boa resistência à corrosão, boa conformabilidade (melhor é a 6261), média usinabilidade.	Carrocerias de veículos, estruturas e equipamentos.
6060 6063	Média resistência mecânica, alta resistência à corrosão, boa conformabilidade (melhor é a 6063). Apropriada para anodização decorativa fosca.	Perfis para construção civil, caixilharia em geral, tubos de irrigação, móveis e iluminação.
6061	Média resistência mecânica, boa resistência à corrosão, boa conformabilidade, média usinabilidade, melhor soldabilidade.	Estruturas, construção naval, veículos, indústria moveleira, rebites.
6082 6351	Boa resistência mecânica, alta resistência à corrosão, boa conformabilidade, média usinabilidade.	Engenharia estrutural, construção de navios, veículos e equipamentos, peças usinadas em tornos automáticos, forjamento a frio.
6101	Alta condutividade elétrica, média resistência mecânica, boa resistência à corrosão.	Liga especial para fins elétricos e barramentos (estruturas).
6262	Alta resistência mecânica, alta resistência à corrosão, ótima usinabilidade. Apropriada para anodização decorativa.	Peças usinadas em torno automático. Excelente alternativa para o latão de corte livre.
6463	Média resistência mecânica, boa resistência à corrosão, boa conformabilidade. Apropriada para anodização decorativa de alto brilho.	Painéis e frisos para eletrodomésticos, automóveis e armários.
7075	Os mais altos valores de resistência mecânica, média resistência à corrosão, boa forjabilidade e usinabilidade.	Peças sujeitas aos mais altos esforços mecânicos em indústria aeronáutica, militar, máquinas e equipamentos, moldes para injeção de plástico.
7104	Alta resistência mecânica, boa resistência à corrosão, boa conformabilidade, apropriada para anodização decorativa.	Estruturas soldadas.

Associação Brasileira do Alumínio, Extrusão, Ed 3 [1]

3.6 Diagrama limite de conformação aplicado à extrusão

O processo de extrusão, como relatado anteriormente, consiste na transformação de um tarugo de alumínio, que forçado a passar por um orifício de uma

ferramenta, auxiliado por uma prensa, gera um perfil. Este esforço, juntamente com a temperatura, altera a estrutura do alumínio, deformando-a, “quebrando-a” e desenvolvendo uma grande quantidade de calor. Como consequência do aumento da temperatura, novas transformações metalúrgicas ocorrem no metal. Essas transformações metalúrgicas são resultantes da taxa de deformação, que é basicamente função da velocidade de extrusão e do fator de transformação como será discutido no capítulo 3.7. A velocidade de extrusão determina se o calor gerado será transferido para o perfil, metal dentro do recipiente (tarugo), ferramenta ou recipiente.

Os fatores mais importantes a serem controlados durante o processo de extrusão são: temperatura do tarugo, temperatura do recipiente, temperatura da ferramenta, temperatura emergente e temperatura do perfil após resfriamento.

Pode-se dizer que para a obtenção de um bom perfil são necessárias as seguintes condições [1, 9]:

- Liga a ser extrudada - quanto mais carregada em elementos químicos, maior será a sua resistência à extrusão;
- Tarugo - composição química, sua homogeneidade e tratamento térmico de homogeneização;
- Temperatura do tarugo - garante um aquecimento homogêneo em seu diâmetro e gradiente de temperatura ao longo de seu comprimento;
- Temperatura do recipiente e sua distribuição dentro do mesmo - deve ser menor do que a temperatura do tarugo, pois desta forma será promovida a extrusão do centro (núcleo) do tarugo, que é a parte mais nobre;
- Temperatura da ferramenta - deve estar aquecida uniformemente a uma temperatura que não resfrie o tarugo em contato, facilitando desta maneira o início da extrusão. A estabilidade da temperatura da ferramenta deve ser mantida durante a extrusão;
- Temperatura emergente ou temperatura de saída do perfil - resultante do aquecimento do tarugo, da transformação plástica ocorrida durante o processo de extrusão e das perdas de temperatura para o recipiente e para o próprio perfil extrudado;
- Velocidade do pistão principal - fator determinante na geração e na transmissão de calor para o perfil, recipiente e metal (tarugo) durante a

deformação do metal que, conseqüentemente, alterará a temperatura emergente e a estrutura metalúrgica.

A partir do diagrama de conformação de extrusão apresentado na figura 10, pode-se observar que o processo de extrusão possui uma área ideal de operação, conhecida como “janela operacional”. Esta área está sob a curva pressão de extrusão e acabamento aceitável. A extrusão se processa entre as curvas de pressão e conformação.

Figura 10: Diagrama limite de conformação de extrusão direta, ilustrando o potencial de ganho de velocidade de extrusão durante a condição isotérmica [1, 9]

A figura 11 detalha os fatores mais importantes. As duas escalas de temperatura facilitam a leitura desta variável tão importante no processo de extrusão.

A curva de pressão de extrusão pode deslocar-se para a direita e para baixo, quando, por exemplo, são extrudados perfis com geometria complexa, relação de extrusão elevado ou de seção ou ainda com espessura menor, dificultando a extrusão e diminuindo a área de operação e a produtividade. Por outro lado, a curva pode deslocar-se para a esquerda e para cima, isto ocorre quando se aumenta a pressão disponível em máquina e quando se trabalha com ligas mais leves, pois

estas possuem menor resistência à conformação mecânica. Ao deslocar-se nesta direção, facilita a extrusão, aumentando a área de operação e conseqüentemente a produtividade.

A curva de acabamento aceitável possui característica semelhante, isto é, desloca-se para a direita e para cima quando, por exemplo, da extrusão de ligas menos carregadas, pois estas fundem em temperaturas maiores. Desta forma, a extrusão é facilitada, aumentando a área de operação e a produtividade. Por outro lado, quando a curva se desloca para a esquerda e para baixo, por exemplo, em casos onde há exigência de melhor acabamento, início do aparecimento do defeito "pick-up", arrancamento e por último a liquefação da superfície, ocorre uma diminuição da área de operação, dificultando à extrusão e, conseqüentemente, reduzindo a produtividade.

Aplicando os conhecimentos expostos através do diagrama de limites de extrusão, pode-se desenvolver equipamento e processo para operar na condição de extrusão isotérmica, isto é, onde a temperatura emergente do perfil não se altera ao longo do comprimento da puxada, garantindo a homogeneidade das propriedades mecânicas, o acabamento da superfície e a alta produtividade. Deve ser construído um diagrama específico para cada perfil, ferramenta e liga.

Este diagrama vale para todas as ligas trabalháveis comercialmente e permite compreender bem o processo de extrusão. Este diagrama foi desenvolvido para as ligas da serie 6XXX [1].

Aplicando o diagrama de extrusão, consegue-se aumentar a velocidade de extrusão e, conseqüentemente, a produtividade. Desta forma, é possível desenvolver modelos que indiquem o menor custo da transformação do tarugo em perfil (energia elétrica e combustível/manutenção / mão-de-obra / ferramenta). Isto ocorre normalmente quando a razão de extrusão (relação entre a área do tarugo e a área do perfil extrudado) está entre 30 e 40, aumentando-se razoavelmente a partir destes valores até aproximadamente 60 e, muito acentuadamente, a partir de 80.

Figura 11: Diagrama limite de conformação sob os efeitos dos parâmetros de extrusão (as temperaturas de extrusão e emergente são ilustrativas, pois dependendo da situação uma é mais fácil de medir do que a outra) [1, 9]

3.7 Parâmetro de Zener-Hollomon (Z)

Na avaliação da força de extrusão, um dos parâmetros principais é a tensão de escoamento (σ) que, por sua vez, é função do material a ser extrudado, da deformação (ε) (ou seja, da RE (razão de extrusão) = relação entre a área do tarugo e a área do perfil extrudado), da taxa de deformação ($\dot{\varepsilon}$) e da temperatura (T).

A equação comumente empregada para descrever a curva tensão-deformação de um metal policristalino deformado a quente é dada por [10]:

$$\sigma = C \dot{\varepsilon}^m \quad (1)$$

onde, a constante C e o expoente m dependem do material.

Esta equação descreve um comportamento parabólico da deformação plástica a quente, porém, por não se tratar de uma equação de estado, no sentido termodinâmico, é influenciada pela seqüência de deformação [11]. Portanto, fatores como a taxa de deformação e a temperatura, na qual ocorre a deformação, influenciam a tensão de deformação (σ) [12].

Zener e Hollomon sugeriram um parâmetro (Z) que reúne a taxa de deformação e a temperatura conforme a relação:

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (2)$$

onde Q é a energia de ativação da deformação a quente, R a constante universal dos gases ($8,318 \text{ Jmol}^{-1}\text{K}^{-1}$), T é a temperatura absoluta em que ocorre a deformação. Por outro lado $\sigma = f(Z)$, onde σ é utilizado como sendo a tensão máxima de escoamento (σ_e) ou no estado estacionário (σ_{ee}) [13].

A equação 2 foi posteriormente modificada por outros pesquisadores para a tensão de escoamento no estado estacionário [10,4].

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = A[\sinh(\alpha\bar{\sigma})]^n \quad (3)$$

onde Q é a energia de ativação da deformação a quente, $\dot{\varepsilon}$ é a taxa de deformação média equivalente, R a constante universal dos gases ($8,318\text{Jmol}^{-1}\text{K}^{-1}$), sendo A e n constantes dependentes do material, e α uma constante cujo valor depende da taxa de deformação e da temperatura absoluta do tarugo, T, medida na região de máxima deformação, próxima ao orifício de saída [14], dada pela equação:

$$\frac{1}{T} = \frac{1}{2} \left(\frac{1}{T_T} + \frac{1}{T_E} \right) \quad (4)$$

onde T_T é a temperatura de aquecimento do tarugo e T_E é a temperatura emergente do perfil [15].

O valor da taxa de deformação $\dot{\varepsilon}$ pode ser calculado a partir da equação de Feltham dada por [11, 4]:

$$\dot{\varepsilon} = \frac{6V_R D_B^2 (0,171 + 1,86RE) \tan(38,7 + 6,9 \ln RE)}{D_B^3 - D_E^3} \quad (5)$$

onde, V_R é a velocidade do pistão, D_B é o diâmetro do tarugo extrudado, RE é a razão de extrusão e D_E é o diâmetro equivalente, ou seja, o diâmetro do perfil extrudado circular de mesma área de seção do perfil em estudo [4, 16]. A equação 5 foi desenvolvida especificamente para produtos extrudados que, com o auxílio das equações 4 e 6, conduzem a uma boa aproximação das condições reais de extrusão. Estas serão utilizadas nos cálculos do presente trabalho.

3.8 Cálculo de tensão de deformação experimental media ($\bar{\sigma}$) e do coeficiente de atrito (μ)

De acordo com Hughes et al [17], para o cálculo da tensão de deformação experimental ($\bar{\sigma}$) pode-se utilizar a seguinte relação:

$$P = \alpha \bar{\sigma} \ln(RE) \quad (6)$$

onde P é a pressão no final de extrusão experimental, pois, neste momento, não há mais atrito entre a parede do recipiente e o tarugo, e α é uma constante que varia entre 1,1 a 1,3.

Já para o cálculo do coeficiente de atrito (μ) pode-se utilizar a equação:

$$P_{PR} = \alpha \bar{\sigma} \ln \left(RE \left(\exp \frac{4\mu L}{D_{BR}} \right) \right) \approx \alpha \bar{\sigma} \ln RE \left(1 + \frac{4\mu L}{D_{BR}} \right) \quad (7)$$

onde P_{PR} é a pressão de pico real, L é o comprimento do tarugo e D_{BR} é o diâmetro do tarugo recalado [14].

3.9 Cálculo da pressão

Para o cálculo da pressão na extrusão empregou-se a equação desenvolvida por Sheppard [4]:

$$P_{calc} = \frac{1}{\alpha n} \left\{ A + B \ln \lambda RE + C \left[\ln \lambda^2 \left(\frac{Z}{A} \right) \right] + D \left(\frac{L}{D_B} \right) \left[\ln \lambda^2 \left(\frac{Z}{A} \right) \right] \right\} \quad (8)$$

onde P_{calc} é a pressão calculada, A, B, C e D são constantes de extrusão, obtidas por experimentos práticos de extrusão de perfis de geometria simples, e λ o fator de forma definido como a razão entre o perímetro do perfil extrudado Ω_P e o perímetro do extrudado circular de mesma área de seção do perfil em estudo, Ω_V , isto é [4]:

$$\lambda = \frac{\Omega_P}{\Omega_V} \quad (9)$$

3.10 Recuperação e recristalização

O alumínio é um metal com alta energia de falha de empilhamento (EDE) ($0,2 \text{ J/m}^2$ ou 200 erg/cm^2) e que normalmente não apresenta recristalização dinâmica durante a deformação a quente, ocorrendo apenas a recuperação dinâmica. Alta energia de falha de empilhamento significa discordâncias dissociadas em parciais próximas umas das outras, facilitando assim a mobilidade das discordâncias [18].

Átomos de soluto como Si, Mg, Mn, Cr e Zr são responsáveis pela diminuição da EDE, inibindo a recristalização. Si e Mg são os elementos constituintes da liga da série 6XXX e responsáveis pela formação dos precipitados de Mg_2Si . Mn, Cr e Zr, inibem a recristalização em forma de dispersóides [4, 19]. O de menor influência é o Mn que, para exercer esta função, precisa ser adicionado em teores próximos a 0,5% em peso [4]. A figura 12 ilustra o efeito na tensão de escoamento de uma liga de alumínio, em função do tempo de resfriamento, ilustrando o efeito dos elementos Cr, Mn e Zr na sensibilidade à têmpera. A figura 13 ilustra a ocorrência de

recristalização estática e recuperação dinâmica em produto extrudado de elevada EDE e a ocorrência de recristalização dinâmica e recristalização estática em produto extrudado de baixa EDE.

Figura 12: Tensão de escoamento em função do tempo de resfriamento, ilustrando o efeito do elementos Cr, Mn e Zr na sensibilidade à têmpera, tratado termicamente à temperatura ambiente por 24 h + tratamento artificial de envelhecimento à 160 °C por 116 h [4]

Figura 13: Mecanismos de restauração (recuperação e recristalização) possíveis durante a deformação a quente de alta deformação (extrusão). A) Metais de alta EDE. B) Metais de baixa EDE [18]

A recuperação dinâmica é caracterizada por apresentar grãos alongados e subgrãos equiaxiais, pois, neste momento, a quantidade de defeitos criados é compensada pela quantidade de defeitos eliminados e não ocorre migração de alto ângulo, podendo-se dizer que neste ponto atinge-se o estado estacionário, ou seja, a quantidade de defeitos permanece constante [18].

Materiais que sofrem recuperação dinâmica, tais como o alumínio e suas ligas, tem o tamanho de subgrão extrudado relacionado com a temperatura e a taxa de deformação através do parâmetro de Zener-Hollomon (Z), pela relação dada na equação (10) [20]:

$$d^{-m} = x + y \log \frac{Z}{A} \quad (10)$$

Análises realizadas em microscópio eletrônico de transmissão de produtos extrudados revelam a variação entre a temperatura e a taxa de deformação, e demonstram o aumento do tamanho médio de subgrão do início para o fim de extrusão em ligas da série 2XXX [4]. A figura 14 ilustra o comportamento do subgrão em função de Z e da temperatura de deformação.

Este trabalho não abordou em detalhes a metalurgia física do alumínio. Para maiores informações consultar literatura especializada.

Figura 14: Subgrãos de extrusão direta no plano longitudinal da liga 2014. a) $T=480$ °C, $\ln Z = 22,9$; b) $T=440$ °C, $\ln Z = 23,8$; c) $T=400$ °C, $\ln Z = 24,9$; d) $T=350$ °C, $\ln Z = 26,3$; e) $T=300$ °C, $\ln Z = 27,5$; f) Discordância em hélice formando redes que promoverão nucleação para o processo de envelhecimento [4]

3.11 Orientação de um cristal

Para ler uma figura de pólo é necessário conhecer a sua orientação. A figura 15 representa uma esfera em cujo centro há um cristal que projeta uma direção cristalográfica que corta a esfera em um ponto P. A partir da chamada rede de Wulff, liga-se o ponto P ao pólo sul projetando-o na região equatorial, formando assim o ponto P'. A figura 16 ilustra os pontos de corte da esfera das direções $\langle 100 \rangle$, $\langle 110 \rangle$, $\langle 111 \rangle$ de um cristal cujos eixos são paralelos aos eixos de projeção. As linhas

traçadas na figura 16 dividem a figura em 24 triângulos que devido à simetria são considerados equivalentes. O módulo medido na direção P' é o mesmo para as direções P'' , P''' , etc. Portanto, basta a determinação de uma direção referenciando um dos 24 triângulos, por exemplo, o triângulo hachurado da figura 16, que é conhecido como o triângulo fundamental de orientação. A figura 17 representa uma figura inversa de pólos com dupla textura de fibra no qual há grande densidade de planos nas direções $\langle 111 \rangle$ e $\langle 100 \rangle$. A textura é descrita pelos índices $(hkl)[mno]$; onde (hkl) é o plano cristalográfico que coincide com o plano de superfície da chapa e $[mno]$ é a direção cristalográfica paralela a direção de laminação. A figura 18 ilustra as figuras de pólo de uma chapa de textura tipo cubo. Sucessivamente se representam as projeções das arestas, das diagonais das faces e das diagonais do cubo. As três diferentes figuras de pólo descrevem a mesma orientação $(100)[001]$ [21].

Figura 15: Projeção estereográfica [21]

Figura 16: Projeção de um cristal cúbico na rede de Wulff [21]

Figura 17: Figura inversa de pólos [21]

Figura 18: Figuras de pólo de uma chapa com nítida textura em cubo de orientação (100)[001]. (a) figura de pólo (100); (b) figura de pólo (110) e (c) figura de pólo (111) [21]

3.12 EBSD (Electron Back Scatter Diffraction) – Difração de Elétrons Retroespalhados

O conhecimento detalhado da microestrutura dos materiais permite o entendimento e, em muitos casos, até a previsão das propriedades e do comportamento dos mesmos.

A caracterização microestrutural desejável envolve a determinação da estrutura cristalina, composição química, tamanho, forma e distribuição de fases. A determinação da natureza, quantidade (densidade) e distribuição dos defeitos cristalinos também são, em muitos casos, necessárias. Além disso, a orientação preferencial das fases (textura e microtextura) e a diferença entre elas (mesotextura) também têm estreita relação com o comportamento dos materiais [22].

A forma tradicional de avaliação cristalográfica dos materiais é a difração de raios-X, na qual milhares de cristais são iluminados simultaneamente, proporcionando uma média volumétrica da quantidade de grãos na condição de Bragg para cada posição do espaço de orientação da amostra. Por outro lado, o microscópio eletrônico de transmissão (MET) possui resolução espacial de nanômetros, adequada a avaliações intragranulares. No entanto, a região de análise é muito pequena, da ordem de micron. Pode-se observar que há uma região do tamanho de grão, onde nenhum dos equipamentos anteriores possui características necessárias para análise. Portanto, neste caso desenvolveu-se a técnica de EBSD [23].

A partir da figura 19, pode-se caracterizar como sendo a macrotextura, uma região onde se apresenta um número de grãos relativamente grande. Microtextura, obtidas por EBSD, como sendo a diferença de orientação de cada grão (na figura menor apresentam-se três orientações distintas: branca, preta e hachurada). Já a mesotextura obtida por EBSD determina a diferença de orientação de cada grão e seus vizinhos e os contornos de grãos e interfaces entre eles são caracterizados cristalograficamente (na figura 19, apresentam-se três tipos de contornos de grão: espessos, finos e pontilhados. Estes poderiam representar contornos de alto, médio e baixo ângulo) [22].

Figura 19: Diagrama esquemático ilustrando as relações entre macrotextura, microtextura e mesotextura. São ilustrados 15 grãos dentro de uma amostra de geometria paralelepipedica com eixos X, Y e Z [22]

3.13 Interação do feixe com a amostra

A figura 20 ilustra que, ao incidir um feixe de elétrons em uma amostra sólida, ocorrem vários eventos tais como emissão de elétrons secundários, Auger, retroespalhados, absorção e transmissão de elétrons, emissão de raios-X e luz [22]. Todos os eventos e espécies mencionados na figura 20 podem ser utilizados para obter informações sobre a amostra. Por exemplo, os elétrons retroespalhados, absorvidos e secundários são utilizados para aquisição de imagens da superfície da amostra no microscópio de varredura (MEV) e EBSD. No caso da aquisição de imagem por EBSD são utilizados os elétrons retroespalhados dos primeiros 500 Å, sendo que os primeiros 100 Å são responsáveis pela maior contribuição. Os elétrons transmitidos já são utilizados para aquisição de imagens do interior da amostra através do MET (figura 21). Já os raios-X e os elétrons Auger característicos fornecem informações sobre a composição química de micro-regiões, enquanto que elétrons difratados fornecem informações sobre a estrutura cristalina. Neste caso, o

volume de amostra é relativamente grande, cerca de $0,4 \text{ cm}^2$ de área por cerca de $2 \text{ }\mu\text{m}$ de profundidade [22].

Figura 20: Diagrama esquemático ilustrando a interação de um feixe de elétrons com uma amostra sólida e a emissão de diversas espécies [22]

Figura 21: Discordância atravessando uma região de contorno de subgrão de um perfil extrudado (Contorno de baixo ângulo – 3°). Utilizando-se o MET com aumento de 10500X [24]

3.14 Aquisição da imagem, linhas de Kikuchi e a formação da figura de difração

A figura 22 ilustra o arranjo experimental normalmente utilizado para a aquisição da imagem. A amostra é posicionada em ângulos entre 70° e 80° com relação ao feixe de elétrons. Isto se deve principalmente para encurtar o percurso dos elétrons retroespalhados e diminuir a fração de elétrons absorvidos. Quando a lei de Bragg é satisfeita os padrões de Kikuchi de alto ângulo formados são captados por uma tela de fósforo, através da qual é convenientemente colocada uma câmera compatível com o nível de luz gerado (figura 23). A imagem passa por um sistema de pré-processamento de sinal, visando a redução do ruído, a subtração do fundo incoerente e o aumento de contraste. A partir daí, a imagem é enviada a um sistema de identificação automática dos padrões captados. Para isto se tornar possível, a imagem é submetida a uma transformação de Hough. Tais pontos são então identificados e a transformada inversa de Hough proporciona linhas artificiais paralelas às bandas de Kikuchi, que são comparadas com os padrões estabelecidos. Esta comparação é por sistema de votos, proporcionando assim um sistema de um índice de confiança (IC) no qual quando for maior que 0,1 indica que há cerca de 95% de chance de estarem corretamente identificados. A figura 24 mostra a seqüência de identificação de um padrão de Kikuchi [23].

Figura 22: Arranjo experimental normalmente utilizado para análise de EBSD [23]

Figura 23: Diagrama esquemático ilustrando o sistema de detecção das figuras de difração de elétrons retroespalhados [22]

(a)

(b)

(c)

Figura 24: (a) Padrão de Kikuchi obtido em uma amostra de nióbio (CCC); (b) Transformada de Hough de (a); (c) Padrão de (a) identificado [23]

3.15 Imagens do material e figura de pólo

Em geral, um dos primeiros mapas que deve ser traçado após uma varredura de EBSD é o mapa referente ao índice de qualidade (IQ), no qual uma escala de cinza é atribuída a cada ponto, branco para o melhor índice e preto para o pior. Este mapa pode revelar eventuais problemas durante a coleta de dados (figura 25).

Outro produto do EBSD é a figura de pólo. É válido lembrar que esta figura é obtida com a análise de alguns grãos, diferentemente das figuras de pólo obtidas a partir da difração de raios-X onde milhares de grão geram uma figura de pólo. Devido a esta diferença de amostragem, é comum a figura de pólo da difração de raios-X não possuir o mesmo aspecto da figura de pólo obtida por EBSD. O aspecto semelhante ocorre normalmente em produtos com alto grau de textura (figura 26) [23].

Figura 25: Mapa de índice de qualidade (IQ) de uma amostra de latão- α deformada em 70% em laminação e, posteriormente, submetida à recristalização parcial à temperatura de 450 °C por 1 minuto [23]

Figura 26: (a) Figura de pólo de uma região de um “slug” de carga em cobre OFE, mostrando uma pronunciada textura <100> característica, deformada e submetida à baixa temperatura de recristalização; (b) função de distribuição de orientação (FDO) da mesma amostra [23]

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Extrusão

Os materiais e as condições utilizados na extrusão foram:

- 1) Ferramentas sólidas em formato redondo de 1 furo com razão de extrusão variando de 2,0 , 6,0, 19,3 e 27,8;
- 2) Tarugo de alumínio de 10 polegadas na liga AA6082 homogeneizado e não torneado (tabela 6);
- 4) Tarugo de alumínio de 10 polegadas na liga AA6063 homogeneizado e não torneado (tabela 6);
- 5) Prensa de Extrusão Scholeman de 3300 toneladas de força com pressão máxima de 250 BAR;
- 6) Forno de aquecimento de tarugo Cometal a gás com sistema de tesoura (Hot-Shear);
- 7) Forno de aquecimento de ferramenta Cometal a gás com atmosfera de nitrogênio;
- 8) Sistema de resfriamento do perfil na saída da prensa (água);
- 9) Aquisição dos dados de temperatura a partir de termopares de contato tipo K (Cromel-Alumel) com leitor marca Salvterm 1200K (para a determinação da temperatura do tarugo) e o sistema laser marca 3T, modelo P2000, (para a determinação da temperatura de saída da prensa de extrusão – temperatura emergente).

O experimento de extrusão foi realizado na Companhia Brasileira de Alumínio, CBA, Alumínio, SP, Brasil.

A ferramenta é aquecida em forno com atmosfera de nitrogênio. Após 4 horas à 450 °C, a ferramenta é conduzida à prensa, a qual será alimentada com tarugo para iniciar a extrusão. A tabela 5 indica os parâmetros de processo utilizados durante a extrusão dos perfis.

A figura 27 apresenta a foto das ferramentas utilizadas e a figura 28 a prensa Scholeman de 3300 toneladas locada na Companhia Brasileira de Alumínio.

Figura 27: Ferramentas sólidas utilizadas nos experimentos de extrusão

Figura 28: Prensa Scholeman de 3300 toneladas da Companhia Brasileira de Alumínio

Tabela 5 - Parâmetros de processo utilizados durante a extrusão

Característica	Experimento 1	Experimento 2	Experimento 3	Experimento 4	Experimento 5	Experimento 6	Experimento 7	Experimento 8
Perfil/Liga	RE 27,8 - AA6063	RE 27,5 - AA6082	RE 19,3 - AA6063	RE 19,3 - AA6082	RE 6,1 - AA6063	RE 6,1 - AA6082	RE 2,0 - AA6063	RE 2,0 - AA6082
Peso real médio (kg/m)	4,924	4,961	7,089	7,080	22,455	22,665	67,602	67,155
Diâmetro médio do perfil extrudado (mm)	48,19	48,37	57,82	57,78	102,90	103,38	178,55	177,96
Razão de extrusão média	27,8	27,5	19,3	19,3	6,1	6,1	2,0	2,0
Velocidade de extrusão média (m/min)	20,91	16,62	16,89	11,26	8,98	5,53	2,80	1,98
Velocidade de pistão médio (mm/s)	11,4	9,0	13,1	8,7	22,2	13,6	20,7	14,5
Comprimento médio do tarugo (mm)	1014	991	1111	1111	1177	1177	823	831
Pressão máxima média da máquina (BAR)	150	161	144	161	141	165	73	89

Continua.

Característica	Experimento 1	Experimento 2	Experimento 3	Experimento 4	Experimento 5	Experimento 6	Experimento 7	Experimento 8
Perfil/Liga	RE 27,8 - AA6063	RE 27,5 - AA6082	RE 19,3 - AA6063	RE 19,3 - AA6082	RE 6,1 - AA6063	RE 6,1 - AA6082	RE 2,0 - AA6063	RE 2,0 - AA6082
Temperatura aquecimento médio de tarugo (°C)	484	466	487	469	461	447	485	474
Temperatura média do recipiente (°C)	430	430	428	428	429	428	429	428
Temperatura emergente médio (°C)	523	515	523	510	501	490	501	487
Temperatura ferramenta (°C)	450	450	450	450	450	450	450	450
Temperatura após resfriamento (°C)	65	60	65	59	63	63	50	50
Força de extrusão final média (Toneladas)	958	982	779	861	548	625	170	183
Força de extrusão inicial média (Toneladas)	2055	2258	1956	2274	1759	2238	858	1110

Conclusão.

Tabela 6 – Faixa de composição química (% peso)

Liga	Si	Mg	Fe	Cu	Mn	Cr	Zn	Ti
AA6063	0,20-0,60	0,45-0,90	0,35	0,10	0,10	0,10	0,10	0,10
AA6082	0,70-1,30	0,60-1,20	0,50	0,10	0,40-1,00	0,25	0,20	0,10

NBR 6834:2006 [8]

4.2 Preparação das amostras para microscópio ótico e composição química.

- 1) Corte em Cut-off;
- 2) Preparação com lixas d'água granas 220, 400 e 800;
- 3) Polimento intermediário com BRASSO em pano de fibra sintética curta;
- 5) Polimento final com sílica coloidal em pano de fibra sintética longa;
- 6) Ataque da superfície com solução de Barker (1,8% ácido fluobórico, HBF_4);
- 7) Amostras de perfis sólidos de RE 3,9 e 27,8;
- 8) Microscópio ótico Olympus modelo BX51RF com câmera Olympus DP12;
- 9) Espectrômetro ARL – Applied Research Laboratories modelo 3460.

4.3 Preparação das amostras para o MEV e difração de raios-X em difratômetro Rigaku

- 1) Preparação com lixas de carbetto de silício de 220, 320, 400, 600 e 1000;
- 2) Polimento com pasta de diamante com granulometrias de 6, 3 e 1 μm ;
- 3) Polimento final com solução OP-S (sílica coloidal);
- 4) Amostras de perfis sólido de RE 6,7 e tubular de RE 8,7;
- 5) Goniômetro Rigaku empregando a radiação $\text{Mo K}\alpha 1$ ($\lambda = 0,7093\text{\AA}$) do laboratório de difração de raios-X do IPEN/CNEN-SP. A técnica empregada é de reflexão de Schultz obtendo-se as figuras de pólo (111), (200), (220) e (311). Baseado nas figuras de pólo, levantou-se as FDOs (Função de Distribuição de Orientação) utilizando o programa de análise de textura (PAT), desenvolvido no IPEN, o qual é

baseado no método da expansão em séries de harmônicos esféricos, proposto por Bunge [25], com expansão até $L = 22$ dos termos pares da série;

6) Microscópio eletrônico de varredura Philips XL-30, do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da EPUSP.

4.4 Preparação das amostras para o EBSD e caracterização dos equipamentos empregados na análise das amostras

1) Polimento eletrolítico final com o eletrólito: 700 ml de álcool etílico; 120 ml de água destilada; 100 ml de butil glicol e 68 ml de ácido perclórico;

2) O polimento eletrolítico foi feito em um aparelho Polectrol da Struers, com 40 V por 10 segundos;

3) Amostras de perfis sólido de RE 6,7 e tubular de RE 8,7;

4) Minimet 1000 da marca Buehler;

5) Microscópio eletrônico de varredura Philips XL-30, do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da EPUSP.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os resultados e discussão obedecem à seguinte ordem:

- 5.1 Parâmetro de processo de extrusão
- 5.2 Metalografia ótica – tamanho de grão, precipitados e recristalização
- 5.3 MEV/EBSD - tamanho de grão e subgrão
- 5.4 Textura - Figuras de pólo
- 5.5 Textura - FDO

5.1 Parâmetro de processo de extrusão

Neste item será analisada a influência da temperatura de deformação, da relação de extrusão e da taxa de deformação sobre a pressão de extrusão de pico, a pressão de extrusão de fim, o parâmetro de Zener-Hollomon e o acabamento de perfil extrudado, bem como a relação entre o coeficiente de atrito e a RE.

A figura 29 apresenta a evolução da força de extrusão em função do tempo e da razão de extrusão para a liga AA6063. Nesta figura, observa-se que os perfis com maior razão de extrusão ($RE = 27,8$ e $RE = 19,3$) possuem maior força de pico e de fim. Isto resulta da maior dificuldade verificada no início de extrusão, uma vez que a liga de alumínio precisa fluir por um orifício menor, quando comparado com as barras redondas de maior diâmetro ($RE = 6,0$ e $RE = 2,0$).

Observa-se, ainda, nesta figura, o menor tempo de extrusão associado aos perfis de menor RE, uma vez que estes perfis apresentam menor resistência ao escoamento, podendo ser extrudados com uma maior velocidade de pistão (razão de extrusão de 27,8 na liga AA6063 - 11,4 mm/s e na liga AA6082 - 9,0 mm/s e razão de extrusão de 2,0 na liga AA6063 – 20,7 mm/s e na liga AA6082 – 14,5 mm/s).

Outro aspecto a ser notado é a presença da inflexão na curva de força de extrusão experimental em função do tempo de extrusão verificada no fim de extrusão nos perfis de maior RE, dada a maior dificuldade de escoamento do alumínio, e, conseqüentemente, mantendo a pressão de extrusão elevada. Esta inflexão é praticamente inexistente nos perfis com baixa RE.

A figura 30 apresenta a evolução da força de extrusão em função do tempo e da razão de extrusão e das ligas AA6063 e AA6082. Em ambas as RE observa-se que na liga AA6082 a força e o tempo de extrusão são superiores quando comparados à liga AA6063. Este resultado é devido à maior resistência a conformação da liga AA6082 que possui uma quantidade maior de elementos de liga, como será discutido adiante.

Figura 29: Gráfico de resposta de prensa em função da RE para a liga AA6063

Eixo X: Tempo de extrusão (segundos)

Eixo Y: Força de extrusão (toneladas)

Figura 30: Gráfico de resposta de prensa em função da RE para as ligas AA6063 e AA6082

Eixo X: Tempo de extrusão (segundos)

Eixo Y: Força de extrusão (toneladas)

A tabela 7 apresenta os valores referentes aos cálculos dos parâmetros de conformação ocorridos durante a extrusão. Para estes cálculos foram utilizados os parâmetros de processo apresentados na tabela 5 e as fórmulas indicadas na própria tabela 7.

Em especial, para o cálculo das tensões de deformação de pico e de fim calculadas e experimentais utilizou-se as fórmulas 7 e 6, descritas abaixo.

$$P_{PR} = \alpha \bar{\sigma} \ln \left(RE \left(\exp \frac{4\mu L}{D_{BR}} \right) \right) \approx \alpha \bar{\sigma} \ln RE \left(1 + \frac{4\mu L}{D_{BR}} \right) \quad (7)$$

e

$$P = \alpha \bar{\sigma} \ln(RE) \quad (6)$$

A principal diferença entre elas é o componente referente ao atrito gerado pelo tarugo ao longo de seu comprimento quando este é forçado a escoar dentro do recipiente em direção ao orifício da ferramenta. Este componente é responsável pela maior pressão de pico quando comparada à pressão de fim.

As tensões de deformação de pico e fim calculadas e experimentais apresentaram os mesmos valores e ordem de grandeza semelhantes àqueles encontrados por Sheppard [4].

Outro aspecto característico e esperado é a maior tensão de deformação para a liga AA6082 quando comparado à liga AA6063 em cada razão de extrusão.

Ao contrário da metodologia empregada por Castle e Sheppard [10], que utilizava na equação para a previsão do cálculo da pressão de pico (8A) as constantes A, B, C e D obtidas em condições laboratoriais, neste trabalho, utilizou-se os valores das constantes obtidas em condições industriais.

O cálculo das constantes foi determinado a partir da resolução de um sistema linear com base nos valores de pressão de pico e de fim experimentais de perfis em quatro diferentes razões de extrusão, além dos valores das constantes de $\ln A$ (AA6063 – $22,5s^{-1}$ e AA6082 – $19,29s^{-1}$), α (AA6063 – $0,040MPa^{-1}$ e AA6082 – $0,045MPa^{-1}$), n (AA6063 – 5,385 e AA6082 – 2,976) e Q , a energia de ativação de deformação a quente (AA6063 – $141500Jmol^{-1}$ e AA6082 – $153000Jmol^{-1}$).

O sistema linear resolvido é do tipo $[A].x = [B]$ onde $[A]$ é uma matriz representada pelos valores obtidos experimentalmente (8B) multiplicados pelas constantes A, B, C e D, que neste sistema é representado por x (8C) e a matriz $[B]$, resultado da multiplicação da P_{real} (pressão real obtida experimentalmente) pelas constantes α e n (8D).

$$Preal = \frac{1}{\alpha n} \left\{ A + B \ln \lambda RE + C \left[\ln \lambda^2 \left(\frac{Z}{A} \right) \right] + D \left(\frac{L}{D_B} \right) \left[\ln \lambda^2 \left(\frac{Z}{A} \right) \right] \right\} \quad (8A)$$

$$[A] = \begin{bmatrix} 1_1 & n\lambda RE_1 & \left[\ln \lambda^2 \left(\frac{Z}{A} \right) \right]_1 & \left(\frac{L}{D_B} \right) \left[\ln \lambda^2 \left(\frac{Z}{A} \right) \right]_1 \\ 1_2 & n\lambda RE_2 & \left[\ln \lambda^2 \left(\frac{Z}{A} \right) \right]_2 & \cdot \\ 1_3 & \cdot & \cdot & \cdot \\ 1_4 & \cdot & \cdot & \cdot \end{bmatrix} \quad (8B)$$

$$x = \begin{bmatrix} A \\ B \\ C \\ D \end{bmatrix} \quad (8C)$$

$$[B] = \begin{bmatrix} Preal_1 * \alpha n \\ Preal_2 * \alpha n \\ Preal_3 * \alpha n \\ Preal_4 * \alpha n \end{bmatrix} \quad (8D)$$

A partir dos valores das constantes A, B, C e D para cada uma das ligas (AA6063 e AA6082), as pressões de pico e de fim foram calculadas (Pcalc) utilizando a equação 8, descrita abaixo novamente.

$$Pcalc = \frac{1}{\alpha n} \left\{ A + B \ln \lambda RE + C \left[\ln \lambda^2 \left(\frac{Z}{A} \right) \right] + D \left(\frac{L}{D_B} \right) \left[\ln \lambda^2 \left(\frac{Z}{A} \right) \right] \right\} \quad (8)$$

A figura 31 apresenta em forma de fluxograma a metodologia de cálculo descrito anteriormente.

Tabela 7 - Cálculos dos parâmetros de conformação ocorridos durante à extrusão

Característica	Experimento 1	Experimento 2	Experimento 3	Experimento 4	Experimento 5	Experimento 6	Experimento 7	Experimento 8	Equação
RE/ Liga	RE 27,8 - AA6063	RE 27,5 - AA6082	RE 19,3 - AA6063	RE 19,3 - AA6082	RE 6,1 - AA6063	RE 6,1 - AA6082	RE 2,0 - AA6063	RE 2,0 - AA6082	-
Razão de extrusão média	27,8	27,5	19,3	19,3	6,1	6,1	2,0	2,0	-
Ln Razão de extrusão média	3,3	3,3	3,0	3,0	1,8	1,8	0,7	0,7	-
Taxa de deformação média (s^{-1})	3,07	2,42	2,86	1,91	2,36	1,44	0,97	0,68	5
Ln Z média (s^{-1})	22,98	25,06	22,95	24,82	23,55	25,23	22,18	24,16	3
Temperatura na região de deformação média ($^{\circ}C$)	505	488	504	488	477	467	493	477	4
Temperatura na região de deformação média (K)	778	761	777	761	750	740	766	750	-
Tensão de deformação de pico experimental média (MPa)	48	49	44	48	51	58	40	43	7

Continua.

Característica	Experimento 1	Experimento 2	Experimento 3	Experimento 4	Experimento 5	Experimento 6	Experimento 7	Experimento 8	Equação
RE/ Liga	RE 27,8 - AA6063	RE 27,5 - AA6082	RE 19,3 - AA6063	RE 19,3 - AA6082	RE 6,1 - AA6063	RE 6,1 - AA6082	RE 2,0 - AA6063	RE 2,0 - AA6082	-
Tensão de deformação de pico calculado média (MPa)	48	48	44	49	50	58	41	43	7
Pressão de pico experimental média (MPa)	377	414	359	417	323	410	157	204	-
Pressão de pico calculada média (MPa)	380	403	357	423	318	408	160	205	8
Tensão de deformação de fim experimental média (MPa)	48	50	44	48	51	58	40	43	6
Tensão de deformação de fim calculado média (MPa)	46	48	46	49	49	57	40	43	6
Pressão de fim experimental média (MPa)	176	180	143	158	100	115	31	34	-
Pressão de fim calculada média (MPa)	169	175	151	161	98	113	31	34	8
Coeficiente de atrito médio (μ m)	0,085	0,098	0,101	0,110	0,140	0,163	0,373	0,461	7

Conclusão.

Figura 31: Fluxograma da forma de caçulo da pressão calculada a partir da pressão real e das constantes A, B, C e D obtidas experimentalmente

A tabela 8 apresenta as constantes obtidas neste trabalho (prefixo AA na liga e os valores em *itálico*) e por Castle e Sheppard. Embora estes autores não tenham reportado valores das ligas AA6063 e AA6082, os dados obtidos mostram similaridade.

Tabela 8 - Valores de constantes A, B, C e D em função da liga

Liga\Constante	A	B	C	D	αn
5456	0,616	8,0503	3,124	1,156	0,059
5083	4,119	10,817	4,933	0,187	0,075
5056	23,677	8,171	3,910	0,706	0,035
5052	-3,644	7,721	4,053	0,700	0,072
2014(5%Cu)	7,8158	6,894	3,239	0,1081	0,065
2014(4%Cu)	2,6744	7,546	2,888	0,634	0,080
1100	-3,9056	3,849	1,728	0,0179	0,192
7049	17,785	10,90	1,141	2,084	0,093
7075	14,176	11,60	1,757	2,211	0,093
7150	9,818	13,89	2,613	2,084	0,079
AA6063 pico	25,2	15,4	38	-96	0,2154
AA6063 fim	-0,3	10,8	1,9	-0,6	0,2154
AA6082 pico	15,9	5,7	12,5	-32,2	0,13392
AA6082 fim	-6,6	6,3	2,7	-3,8	0,13392

SHEPPARD, T. Extrusion of Aluminium Alloys [4].

* Dados gerados neste trabalho estão em *itálico*.

As figuras 32a e 32b ilustram os gráficos comparativos entre as tensões de deformação experimental e calculada de pico e fim de extrusão, respectivamente, obtidos a partir dos valores de P_{calc} , das constantes A, B, C e D, obtidas neste trabalho e apresentadas na tabela 8 e das equações 6 (tensão de deformação de fim) e 7 (tensão de deformação de pico). Em ambas as figuras é possível observar a proximidade dos valores calculados e experimentais, comprovando a validade das constantes para a pressão de fim e de pico.

Figura 32a: Tensão de deformação de pico experimental e calculada

A seguir são analisados os dados relativos à interação entre os parâmetros de Zener-Hollomon e a tensão de deformação de fim.

A figura 33a ilustra o gráfico de tensão de deformação de fim experimental por $\ln Z$. A partir da equação 2, repetida abaixo

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (2)$$

é possível observar que o aumento da razão de extrusão implica em um aumento da taxa de deformação e conseqüentemente do valor de Z . Por outro lado, uma maior temperatura de deformação implica em uma diminuição do valor de Z .

Os valores maiores de Z da liga AA6082, conforme a tabela 7, quando comparado com a liga AA6063 são referentes principalmente às maiores temperaturas nos experimentos na liga AA6063 (495 °C) que na liga AA6082 (480 °C). Observa-se que a taxa de deformação exerce menor influência em Z, pois, conforme a tabela 7, a taxa de deformação média da liga AA6082 ($1,61s^{-1}$) é um pouco menor que a média da liga AA6063 ($2,31s^{-1}$).

Figura 32b: Tensão de deformação de fim experimental e calculada

Os valores de tensão de deformação maiores na liga AA6082 quando comparados à liga AA6063, em todas as RE, referem-se ao efeito dos elementos de liga presentes na liga AA6082. A tabela 9 apresenta os valores de composição química utilizados nos experimentos e que se encontram dentro dos valores apresentados pela norma (tabela 6).

Tabela 9 - Composição química dos experimentos (% peso)

Liga	Si	Mg	Fe	Cu	Mn	Cr	Zn	Ti
AA6063	0,441	0,488	0,184	0,003	0,075	0,002	0,009	0,017
AA6082	1,121	0,725	0,219	0,014	0,535	0,007	0,009	0,040

Analisando os valores de Z (tabela 7) para RE de 27,8 e 19,3 respectivamente, observa-se que a maior influência sobre esta variável é referente à taxa de deformação que é maior quanto maior for a RE, de acordo com a equação 2 (na liga AA6063, na razão de extrusão de 27,8 a taxa de deformação foi de $3,07s^{-1}$; enquanto que na razão de extrusão de 19,3 a taxa de deformação foi de $2,86s^{-1}$), pois, a temperatura de deformação foi praticamente a mesma (na liga AA6063, na razão de extrusão de 27,8 a temperatura de deformação foi de $505^{\circ}C$; enquanto que na razão de extrusão de 19,3 a temperatura de deformação foi de $504^{\circ}C$).

A figura 33b apresenta a tensão de deformação de torção obtida por Sheppard [4] em diferentes ligas da série 6XXX em função da temperatura de deformação.

A partir dos dados obtidos experimentalmente e da fórmula 11 [4], que conhecida uma taxa de deformação para uma determinada tensão de deformação, é possível calcular outra tensão de deformação a partir de outra taxa de deformação conhecida ($50s^{-1}$ para o ensaio de torção apresentado na figura 33b). Desta forma, foi possível calcular com correção a tensão de deformação de fim de extrusão experimental e o $\ln Z$ (figura 33c).

$$\frac{\dot{\ln \bar{\epsilon}}_1}{\dot{\ln \bar{\epsilon}}_2} = n \left[\frac{\sinh(\alpha \bar{\sigma}_1)}{\sinh(\alpha \bar{\sigma}_2)} \right] \quad (11)$$

Ainda nesta figura, observa-se que, quando comparados os valores da tensão de deformação de fim de extrusão experimental corrigida com os valores da literatura em ensaios de torção, observa-se coerência dos dados. É válido lembrar que os dados experimentais foram obtidos a partir de condições industriais, enquanto que os de torção em condições laboratoriais, onde os controles de temperatura são mais precisos que os obtidos em condições industriais.

Analisando a figura 34 onde se levantou o gráfico da temperatura da região de deformação, dada pela equação 4, abaixo repetida,

$$\frac{1}{T} = \frac{1}{2} \left(\frac{1}{T_r} + \frac{1}{T_e} \right) \quad (4)$$

observa-se o posicionamento dos valores experimentais obtidos em relação aos valores experimentais obtidos na literatura que define o limite entre a região de acabamento aceitável e não aceitável (linha de aceitabilidade de acabamento).

Desta figura constata-se que, de fato, os experimentos realizados neste trabalho estão dentro da região de acabamento aceitável.

Portanto, este gráfico é importante e confirma a possibilidade de termos de informação sobre a “janela operacional”, em condições industriais. O limite inferior do mesmo gráfico será discutido adiante.

Nesta mesma figura observa-se que há uma tendência de se aproximar da linha de aceitabilidade de acabamento quanto maior a RE.

Figura 33a: Cálculo de tensão de deformação de fim experimental ($\bar{\sigma}$) em função do $\ln Z$. Dados da literatura [4]

Figura 33b: Comparação da tensão de deformação em ensaio de torção em diversas ligas da série 6XXX [4]

Figura 33c: Cálculo de tensão de deformação de fim experimental corrigida em função do $\ln Z (\dot{\epsilon} = 50 \text{ s}^{-1})$. Dados da literatura [4]

Figura 34: Cálculo de $\ln Z$ em função da temperatura de deformação. Dados da literatura [26]

A figura 35 ilustra a relação entre a RE e a pressão de fim experimental, obtendo-se as seguintes relações experimentais:

Liga AA6082: $PF = 53,87 \ln RE$

Liga AA6063: $PF = 52,061 \ln RE$

Chama-se a atenção para os valores das constantes de 53,87MPa para a liga AA6082 e 52,061MPa para a liga AA6063. Levando em consideração a equação 6, $P = \alpha \bar{\sigma} \ln(RE)$, observa-se que este resultado é decorrente do produto entre α e $\bar{\sigma}$, onde objetiva-se obter a constante α .

Observando os valores experimentais obtidos no presente trabalho, obtém-se, para as diferentes condições experimentais uma média geral da tensão de deformação de 49,3MPa para a liga AA6082 e 45,7MPa para a liga AA6063. Com estes valores foi possível determinar a constante α de 1,092 para a liga AA6082 e 1,139 para a liga AA6063, corroborando com a estimativa de 1,1 por Hughes et al [17].

A figura 36 ilustra de forma conceitual o diagrama limite de conformação [1], onde se acrescenta o limite superior relativo ao limite das tensões exercidas sobre o ferramental.

Figura 35: Pressão de fim de extrusão em função da razão de extrusão

A figura 37 ilustra a relação entre a temperatura de deformação (equação 4) e a RE. Esta figura apresenta os pontos experimentais que estão localizados na curva limite de conformação quando comparado aos dados da literatura [26], inserida na mesma figura. Todos os pontos estão localizados dentro do diagrama limite de conformação (conhecido também como janela operacional), que é limitado à esquerda pela pressão de extrusão, à direita pela curva de aceitabilidade de acabamento e na superior pela pressão máxima suportada pelo ferramental, sob pena de riscar o produto extrudado. A figura 38 ilustra o detalhe da distribuição dos experimentos apresentados na figura 37.

Continuando à análise dos parâmetros de extrusão referentes à temperatura emergente foram avaliados mais de 240 experimentos, totalizando a coleta de 1920 dados industriais que permitiram obter, com sucesso, uma rede neural adaptativa apresentado em trabalho técnico [27].

Figura 36: Diagrama conceitual de limite de conformação com acréscimo da curva do limite da ferramenta

Figura 37: Diagrama limite de conformação dos experimentos realizados (detalhe gráfico da referência de Clode e Sheppard [26])

Figura 38: Detalhe do diagrama limite de conformação dos experimentos realizados a partir da equação (4)

Observando os valores de coeficiente de atrito apresentados na tabela 7, pode-se verificar que para a liga AA6082 o coeficiente de atrito é cerca de 10% maior quando comparado à liga AA6063 e que estes valores aumentam com a diminuição da RE. De modo geral os coeficientes estão situados entre 0,085 e 0,373 para a liga AA6063 e 0,098 e 0,461 para a liga AA6082, como apresentado na figura 39a.

Deve-se ressaltar que os valores obtidos foram para o mesmo recipiente.

A equação do tipo:

$$\mu = 0,56 * RE^{-0,55} \quad (12)$$

é representativa como valor médio para as duas ligas extrudadas do presente trabalho.

Figura 39a: Relação entre coeficiente de atrito e RE em condições industriais

Excluindo o valor de RE de 2,0, a equação 12 representativa de valor passa a ser:

$$\mu = 0,26 * RE^{-0,3} \quad (13)$$

que é representativa para RE entre 6 e 30.

Valores semelhantes foram obtidos por Sheppard [4] para as ligas AA1100 e AA2014. A figura 39b ilustra os valores obtidos para o coeficiente de atrito neste trabalho e os valores de literatura.

Dos fatores que afetam o coeficiente de atrito devem-se destacar os efeitos da velocidade, temperatura de extrusão e RE, onde esta é preponderante no efeito sobre o coeficiente de atrito para baixos valores de RE.

Figura 39b: Relação entre coeficiente de atrito e RE em condições industriais e valores de referência de Sheppard [4]

5.2 Metalografia ótica – tamanho de grão, precipitados e recristalização

Neste item apresentam-se os resultados obtidos nos ensaios de metalografia de tarugos e perfis extrudados em diferentes RE para as ligas AA6063 e AA6082.

As figuras 40 a 43 ilustram micrografias dos tarugos homogeneizados de dez polegadas de diâmetro das ligas AA6063 e AA6082 nas condições normais de produção, isto é, submetidos ao tratamento térmico de homogeneização de 7 horas à temperatura de 555 °C para a liga AA6082 e 590 °C para a liga AA6063 e resfriados à taxa de 200 °C por hora.

A análise conjunta das figuras 40 e 42 para o tarugo da liga AA6063 apresenta tamanho médio de grão de 107 μ m, fase α do intermetálico Al-Fe-Si 100% fragmentada e arredondada em contorno de grão e distribuição de precipitados de Mg₂Si homogêneo na matriz metálica.

A análise conjunta das figuras 41 e 43 para o tarugo da liga AA6082 apresenta tamanho médio de grão de $127\mu\text{m}$, fase α do intermetálico Al-Fe-Mn-Si 100% fragmentada, arredondada em contorno de grão e escrita chinesa e distribuição de precipitados de Mg_2Si homogêneo na matriz metálica.

A composição qualitativa da fase intergranular de ambas as ligas analisadas pode ser observada no espectro de EDS na figura 44.

Figura 40: Metalografia do tarugo homogeneizado da liga AA6063 com 200X de aumento e atacado com HF 0,5%

Figura 41: Metalografia do tarugo homogeneizado da liga AA6082 com 200X de aumento e atacado com HF 0,5%

Figura 42: Metalografia do tarugo homogeneizado da liga AA6063 com 50X de aumento anodizado e fotografado sob luz polarizada

Figura 43: Metalografia do tarugo homogeneizado da liga AA6082 com 50X de aumento anodizado e fotografado sob luz polarizada

a)

b)

Figura 44: Espectro de composição química da fase intergranular obtida por EDS: a) AA6063 e b) AA6082

Nas figuras 45 e 47 é possível observar os grãos alongados em uma seção longitudinal para as RE de 27,8 e 3,9, respectivamente. Nas figuras 46 e 48 observa-se a seção transversal para as mesmas RE. Estas micrografias são apresentadas para as três posições ao longo da seção transversal do perfil extrudado sólido da liga AA6082. São elas: centro, meio-raio e periferia.

Para valores de RE maiores, os grãos são mais alongados e apresentam menor espessura. Nestas condições de extrusão, observa-se ainda, a variação do tamanho médio de grão (TG) ao longo do raio do perfil extrudado, com granulação menor próximo a periferia do perfil (2 mm abaixo da superfície).

A tabela 10 apresenta os valores de tamanho médio de grão médio obtido a partir da metalografia ótica.

Tabela 10 - Valores de tamanho de grão dos produtos extrudados medidas na seção transversal

RE \ Posição (μm)	centro	meio-raio	periferia
27,8	43	32	18
3,9	87	58	20

Observa-se maior heterogeneidade de tamanho médio de grão em perfis extrudados com menor RE. Resultados semelhantes foram observados para a liga AA6063.

Figura 45: Seção longitudinal do perfil com RE = 27,8: a) centro; b) meio raio e c) periferia, liga AA6082 e aumento de 100X

Figura 46: Seção transversal do perfil com RE = 27,8: a) centro; b) meio raio e c) periferia, liga AA6082 e aumento de 100X

Figura 47: Seção longitudinal do perfil com RE = 3,9: a) centro; b) meio raio e c) periferia, liga AA6082 e aumento de 100X

Figura 48: Seção transversal do perfil com RE = 3,9: a) centro; b) meio raio e c) periferia, liga AA6082 e aumento de 100X

As figuras 49 e 50 apresentam a distribuição dos intermetálicos e dos precipitados na região central dos perfis com RE de 27,8 nas ligas AA6063 e AA6082,

respectivamente, sendo que na figura 49 o intermetálico é composto por Al-Fe-Si enquanto que na figura 50 este é composto por Al-Fe-Mn-Si. Os precipitados de Mg_2Si são mais visíveis na liga AA6082 (figura 50) que na liga AA6063 (figura 49).

Figura 49: Seção a) longitudinal e b) transversal do perfil extrudado de RE 27,8 na liga AA6063 com 500X de aumento e atacado com HF 0,5%

Figura 50: Seção a) longitudinal e b) transversal do perfil extrudado de RE 27,8 na liga AA6082 com 500X de aumento e atacado com HF 0,5%

As figuras 51 e 52 apresentam a distribuição dos intermetálicos e dos precipitados na região central dos perfis com RE de 3,9 nas ligas AA6063 e AA6082, respectivamente. Observações quanto ao tipo de precipitado são idênticas às observadas nas figuras 49 e 50 relativos à RE de 27,8. Em particular, na figura 52b é apresentada uma formação conhecida como escrita chinesa.

Figura 51: Seção a) longitudinal e b) transversal do perfil extrudado de RE 3,9 na liga AA6063 com 500X de aumento e atacado com HF 0,5%

Figura 52: Seção a) longitudinal e b) transversal do perfil extrudado de RE 3,9 na liga AA6082 com 500X de aumento e atacado com HF 0,5%

A partir das figuras 49 a 52, pode-se estimar a quantidade de precipitados em função da liga e da RE com o auxílio da microscopia ótica, utilizando o software Image Pro Plus. Os dados estão apresentados na tabela 11.

Tabela 11 – Partículas por unidade de volume (Na) de precipitados de Mg_2Si

RE \ Liga [PP/m^3]	AA6063	AA6082
27,8	2,4E+14	8,7E+14
3,9	1,8E+14	9,8E+14

A estimativa da quantidade de precipitados se deve principalmente ao fato de que o precipitado de Mg_2Si visível à microscopia ótica é restrito à partícula com tamanho de até $0,1\mu m$, ao passo que, autores como Myhr [28], empregando MET, encontrou valores de precipitados por unidade de volume da ordem de 10^{18} precipitados/ m^3 e tamanho de partícula entre $0,005$ e $0,015\mu m$. É conhecido que o MET é um instrumento que permite maior precisão de análise deste tipo de precipitado em relação àqueles medidos utilizando microscopia ótica, os quais podem ser considerados precipitados grandes [29]. Analisando os dados da tabela 11 é possível verificar que o número de precipitados por unidade de volume de Mg_2Si é maior na liga AA6082 em ambas as RE. Este valor é esperado, pois, esta liga apresenta maior quantidade destes elementos em sua composição química. Analisando em função da RE, não há indicativo de relação entre RE e a quantidade de precipitados.

Quanto à recristalização, as figura 53a e 53b apresentam as micrografias do perfil de RE de 27,8 na liga AA6082 após o tratamento de solubilização em água e antes do processo de tratamento térmico de envelhecimento (designado como T4) e após o tratamento térmico de envelhecimento (designado como T6), respectivamente. Em ambas as figuras não são possíveis observar a ausência/presença de recristalização, sugerindo a presença de estrutura mista seguida de crescimento de grão.

O processo de solubilização em prensa é responsável por manter a maior quantidade de Mg e Si em solução sólida e para isso o perfil é resfriado em água na saída da prensa. Quanto maior a quantidade de elementos como Mg, Si e Mn o processo de recristalização é retardado.

A figura 54 ilustra a recristalização e crescimento de grão que ocorreu na superfície em final de extrusão no perfil da liga AA6082. Apesar de a metalografia ser do perfil após o tratamento térmico de envelhecimento, a recristalização e o crescimento de grão ocorre durante a solubilização em água, pois neste momento a temperatura atinge cerca de $515^\circ C$, conforme tabela 5, mais propícia a este tipo de ocorrência.

Figura 53: Metalografia indicando possível estrutura mista no perfil sólido RE 27,8 na liga AA6082 (100X de aumento) a) antes (T4) e b) após o tratamento térmico de envelhecimento (T6)

Figura 54: Recristalização estática e crescimento de grão ocorrida na região periférica do perfil sólido RE 27,8 na liga AA6082 após tratamento térmico de envelhecimento de 160 °C por 16 h (T6), a) transversal e b) longitudinal (50X de aumento) c) figura ilustrando a escala do perfil extrudado (diâmetro de 47,8 mm) e da região analisada (em destaque)

A liga AA6063 possui quantidade menor de Mg, Si e Mn quando comparada à liga AA6082 (tabela 9). Portanto, pode ser observados recristalização e crescimento de grão na região central do perfil sólido RE 27,8 após o tratamento de solubilização em água e antes do processo de tratamento térmico de envelhecimento (T4) e após o tratamento térmico de envelhecimento (T6), conforme a figura 55. Isto indica que a temperatura de 523 °C, conforme a tabela 5, na liga AA6063, foi suficiente para promover a recristalização e crescimento de grão do perfil.

Figura 55: Metalografia indicando recristalização estática e crescimento de grão no perfil sólido RE 27,8 na liga AA6063 (50X de aumento) a) antes (T4) e b) após o tratamento térmico de envelhecimento de 160 °C por 16 h (T6)

5.3 MEV/EBSD - tamanho de grão e subgrão

Neste item será comentada a relação de tamanho médio de grão e subgrão em função da RE, do parâmetro de Zener-Hollomon e do tipo de perfil (sólido ou tubular).

A figura 56 apresenta a microestrutura longitudinal do perfil extrudado de RE de 27,8 na liga AA6082, empregando a técnica de microscopia eletrônica de varredura, acoplada com dispositivo de medição de orientação de grãos (EBSD-OIM), [22,25] onde é possível observar os grãos (contorno em cor vermelha) e os subgrãos (contorno em cor preta). Nota-se que os subgrãos têm formato equiaxial, enquanto os grãos apresentam-se alongados, corroborando as informações amplamente conhecidas na literatura técnica e resumidas na figura 13 no capítulo 3.10.

Figura 56: Caracterização microestrutural longitudinal na liga AA6082 do perfil com RE 27,8, (MEV - EBSD-OIM) [30]

Como resultado do MEV/EBSD a figura 57 representa o resultado da leitura da amostra pelo MEV e da aproximação denominada autogrão, pelo EBSD, ilustrando com maior detalhe as diferenças de orientações de grão (direção de extrusão é vertical nesta figura).

Figura 57: Figura de autogrão do perfil tubular com RE 8,7 obtida a partir da leitura do microscópio eletrônico de varredura e análise em EBSD - tamanho de grão ($15\mu\text{m}$)

A partir da microscopia ótica apresentada na figura 58, estima-se o tamanho médio de grão em $37\mu\text{m}$ para o perfil sólido com RE 6,7 na liga AA6082.

Figura 58: Foto obtida por microscópio ótico do perfil sólido com RE 6,7 e seção transversal à extrusão - tamanho de grão ($37\mu\text{m}$)

Figura 59: Leitura de autogrão obtida de detalhe da amostra por microscópio eletrônico de varredura do perfil sólido com RE 6,7 e seção transversal à extrusão – tamanho de grão ($17,6 \mu\text{m}$)

Quando o tamanho médio de grão é estimado a partir da figura 59, obtida pelo MEV, observa-se um valor menor ($17,6 \mu\text{m}$) que o obtido no microscópio óptico ($37 \mu\text{m}$), isto se deve principalmente à maior resolução do MEV.

Análise preliminar da figura 60, em termos de diferença de orientação entre grão e subgrão ilustra a presença de grão (diferença de orientação dos planos adjacentes maior que 15°) e subgrão (diferença de orientação dos planos adjacentes menor que 15°).

Para a estimativa do tamanho médio de subgrão em $5,64 \mu\text{m}$ utilizou-se a figura 61, na qual o EBSD destacou os contornos de subgrão (1° - 15°). A figura 62 apresenta o histograma onde se podem verificar duas concentrações bem distintas, diferenças de baixo ângulo (subgrão) e alto ângulo (grão). Resultados semelhantes foram obtidos por Vatne [31] em vergalhões (perfil redondo) na liga AA6082 e RE 32.

Figura 60: Curva de distribuição de diferenças de orientação em grão e subgrão do detalhe apresentado na figura 59

Figura 61: Leitura obtida de detalhe da amostra por microscópio eletrônico de varredura do perfil sólido com RE 6,7 e seção transversal à extrusão mostrando os subgrãos existentes - tamanho de subgrão (5,64 μm)

Figura 62: Curva de distribuição de diferenças de orientação em grão e subgrão do detalhe apresentado na figura 61

Da mesma forma, analisando o perfil tubular com RE 8,7 observou-se a mesma tendência à variação de tamanho médio de grão entre a microscopia ótica e o MEV (figuras 63 e 64). Portanto o cálculo de tamanho médio de grão foi obtido a partir de microscopia ótica - 28,5 μm (figura 63) e para o MEV, o tamanho médio de grão de 15 μm (figura 57). Para a estimativa do tamanho médio de subgrão em 7,40 μm utilizou-se a imagem obtida pelo MEV/EBSD – 7,40 μm (figura 64).

Figura 63: Foto obtida por microscópio ótico do perfil tubular com RE 8,7 e seção transversal à extrusão - tamanho de grão (28,5 μm)

Figura 64: Leitura obtida de detalhe da amostra por microscópio eletrônico de varredura do perfil tubular com RE 8,7 e seção transversal à extrusão mostrando os subgrãos existentes - tamanho de subgrão (7,40 μm)

É importante ressaltar que em ambos os perfis, apesar dos grãos estarem alongados, os subgrãos são equiaxiais. O valor de subgrão fornece a informação necessária para estabelecer a relação entre $\ln(Z/A)$ e do inverso do tamanho do subgrão, como sugerido por Sheppard [4]. Este valor representa a alteração estrutural ocorrida com o material durante o processo de extrusão como comentado no capítulo 3.10. A partir da figura 65 pode-se verificar que o valor encontrado experimentalmente está próximo do valor de literatura, tanto para o perfil sólido RE 6,7 como para o perfil tubular RE 8,7. A curva da literatura foi obtida a partir da constante A da liga trabalhada AA6082 ($\ln A = 19,29s^{-1}$) e da equação 10, repetida abaixo. A utilização de um denominador (A) de mesma unidade é importante para fazer com que esta razão seja adimensional. Foram levadas em consideração as devidas mudanças da base log na base 10 para log na base e (Ln) para a construção do gráfico na figura 65.

$$d^{-1} = -0,7 + 0,21 \log \frac{Z}{A} \quad (10)$$

Figura 65: $\ln(Z/A)$ em função do inverso do tamanho do subgrão [20]

5.4 Textura - Figuras de pólo

Neste item serão analisadas as figuras de pólo obtidas no ensaio de difração de raios-X do perfil sólido da liga AA6082 nas condições de solubilização em água (T4) e solubilização em água e envelhecido (T6).

A figura 66 ilustra a figura de pólo do perfil extrudado sólido na liga AA6082 de RE de 27,8 na região transversal distante do centro em 11,5 mm (meio-raio) na condição de extrudado e solubilizado em água (T4).

Comparando o resultado da figura 66 com a figura 67, onde é apresentado o resultado de uma figura de pólo obtida por Lee [32] para a liga extrudada AA2014 com RE de 16, é possível notar as semelhanças nas fibras $\langle 100 \rangle$ e $\langle 111 \rangle$. Observações semelhantes foram relatadas no trabalho de Vatne [31] para a liga AA6082 e RE 32.

Calnan [33] reportou que as fibras $\langle 111 \rangle$ e $\langle 100 \rangle$ são dominantes em alumínio puro, enquanto que a fibra $\langle 111 \rangle$ é dominante em alumínio ligado, fato semelhante foi observado neste trabalho, como ilustrado na figura 66 (Reg 238-05-200).

Barret e Massalski [34] reportaram a dependência da energia de falha de empilhamento com a densidade da fibra, isto é, quanto maior a energia de falha de empilhamento, maior é a intensidade na fibra $\langle 111 \rangle$, enquanto que materiais com menor energia de falha de empilhamento a intensidade se concentra na fibra $\langle 100 \rangle$. Portanto, a figura 66 corrobora estas informações.

A figura 68 ilustra a figura de pólo do perfil extrudado sólido na liga AA6082 de RE de 27,8 na região transversal distante do centro em 11,5 mm (meio-raio) na condição de extrudado, solubilizado em água e envelhecido artificialmente (T6).

O perfil extrudado na condição T6 apresenta fibras com menor intensidade (TR = 2,1) que na condição T4 (TR = 4,3).

Figura 66: Figuras de pólo corrigido de perfil sólido da liga AA6082 de RE de 27,8 na posição de meio-raio na condição T4. TR=4,3

Figura 67: Figuras de pólo de perfil sólido com RE 16 na liga extrudada AA2014 com RE de 16 na posição de meio-raio [32]

Figura 68: Figuras de pólo corrigido de perfil sólido da liga AA6082 de RE de 27,8 na posição de meio-raio na condição T6. TR = 2,1

As figuras de pólo associadas à liga AA6063 do perfil sólido de mesma RE apresentaram um valor de TR de 1,9 e 1,7 nas condições T4 e T6, respectivamente, e serão analisadas em maior profundidade no item 5.5 na forma de FDO.

5.5 Textura - FDO

Neste item serão analisadas as figuras FDO obtidas no ensaio de difração de raios-X dos perfis sólidos das ligas AA6082 e AA6063 nas condições de solubilização em água (T4) e solubilização em água e envelhecido (T6), respectivamente.

A figura 69 apresenta a FDO (função de distribuição de orientação), obtida em difratômetro de raios-X, em seção situada a meio-raio do perfil extrudado sólido com RE 27,8, na liga AA6082, na condição de solubilizado em água (T4), na seção transversal à direção de extrusão, isto é, ilustrando a consistência e reprodutividade das componentes de textura, quando $\phi_2 = 45^\circ$, C {112} <111>, B {011} <112> e Goss G {011} <100>. Em $\phi_2 = 65^\circ$, S {123} <634>. As características C, B e S são componentes da fibra β . Em $\phi_2 = 0^\circ$ é possível observar a textura de fibra de cubo ({001}<100>) que é típica de material recristalizado. Entretanto as micrografias (figura 53) não evidenciam este aspecto.

A figura 70 apresenta a fibra β para o perfil sólido de RE 27,8 na liga AA6082 nas condições T4 e T6. A intensidade da fibra β para a condição T4 aqui observadas encontra-se em níveis semelhantes àqueles observados em outras ligas de alumínio por Lücke e Engler [35] tanto para materiais deformados como recristalizados.

Em termos de figuras FDO obtida a partir da técnica de MEV/EBSD, a figura 71 apresenta a FDO da mesma região da figura 56, perfil extrudado sólido com RE 27,8 no meio-raio da liga AA6082. Na seção $\phi_2 = 45^\circ$ observa-se a presença das componentes C (cobre), B (latão) e S, características da fibra β , além da G, que são características das ligas de alumínio deformado e cubo característica de material recristalizado [30]. Estas se assemelham àquelas apresentadas por Bunge [25] e Li [36].

A figura 71 é semelhante à figura 69 ilustrando a repetibilidade apresentado em produtos de elevado grau de textura quando analisados em duas ordens de grandezas diferentes, isto é com as técnicas de difração de raios-X e EBSD.

Figura 69: FDO do perfil sólido RE 27,8, Região meio-raio, Liga AA6082 T4 (macrotextura - difratômetro de raios X - Rigaku modelo DMAX-2100) [30]

Figura 70: Fibra β para perfil sólido com RE 27,8 na liga AA6082 nas condições T4 e T6

Figura 71: FDO do perfil sólido RE 27,8, Liga AA6082 (região central) T4 (microtextura - MEV/EBSD) [30]

A figura 72 apresenta a FDO, situada a meio-raio do perfil extrudado sólido com RE 27,8, na liga AA6082 na seção transversal à direção de extrusão na condição solubilizado em água e envelhecido (T6).

A figura 73 apresenta a FDO na posição $\Phi_2 = 45^\circ$ para o perfil sólido de RE 27,8 na liga AA6082 nas condições solubilizado em água (T4) e solubilizado em água e envelhecido (T6). A intensidade diminui significativamente com o tratamento térmico de envelhecimento, isto é, em T4 a intensidade máxima é de 23,5 enquanto que em T6 é de 7,1. Observa-se também na condição T6 a presença, embora fraca, da fibra no plano $(\bar{3}31)$ [37].

A figura 74 apresenta graficamente a fibra tau (τ) do perfil extrudado sólido com RE 27,8 na liga AA6082 nas condições T4 e T6. Para a obtenção destes gráficos foi utilizado o programa PAT e como características da fibra de liga CFC do tipo tau, cujo eixo da fibra é $\langle 011 \rangle // DT$ com os ângulos de Euler como $\Phi_1 = 90^\circ$, $\Phi = 0 - 90^\circ$ e $\Phi_2 = 45^\circ$.

A partir desta figura é possível observar a sensível diminuição da intensidade da fibra tau (τ) após o perfil ser tratado termicamente (T6).

Figura 72: FDO do perfil sólido RE 27,8, Região meio-raio, Liga AA6082 T6 (macrotextura - difratômetro de raios X - Rigaku modelo DMAX-2100)

Figura 73: FDO da posição $\Phi_2 = 45^\circ$ ilustra a evolução da textura do perfil sólido com RE 27,8 na liga AA6082 nas condições a) T4 e b) T6

Figura 74: Representação da textura da fibra tau (τ) do perfil sólido RE 27,8 extrudado na liga AA6082 nas têmperas T4 e T6

A figura 75 apresenta a FDO em seção situada a meio-raio do perfil extrudado sólido com RE 27,8, na liga AA6063, na condição de solubilizado em água (T4), na seção transversal à direção de extrusão, onde é ilustrada em baixa intensidade a característica cubo em $\Phi_2 = 0^\circ$, indicando recristalização, corroborando com a informação obtida a partir das micrografias da figura 55, não sendo necessário efetuar a análise da fibra β . É observada também uma intensidade mais elevada próxima à fibra (116).

A figura 76 apresenta a FDO, situada a meio-raio do perfil extrudado sólido com RE 27,8, na liga AA6063 na seção transversal à direção de extrusão na condição solubilizado em água e envelhecido (T6). A intensidade diminui pouco com o tratamento térmico de envelhecimento, isto é, em T4 a intensidade máxima é de 5,9 enquanto que em T6 é de 5,5.

A diferença das intensidades nas condições T4 e T6 para as ligas AA6063 e AA6082 é um indicativo que a diminuição significativa desta intensidade para a liga AA6082

passando da condição T4 para T6 pode estar associada a um processo de recuperação, enquanto que a pouca diferença entre estas intensidades nas condições de T4 para T6 na liga AA6063 pode estar associada ao processo de recristalização, como ilustradas nas figuras 53 e 55, respectivamente. No entanto para a liga AA6082 foi observada a recristalização na camada superficial de 400 μm como ilustrado na figura 54. Resultados semelhantes foram obtidos por Furu e Vatne [38] em barra chata extrudada na liga AA6082 com RE de 40.

A provável ocorrência da formação de uma estrutura mista nos perfis extrudados da liga AA6082 está associada à influência do Mn (0,535%), quando comparado à liga AA6063 (Mn=0,075%). Fato semelhante foi enfatizado por Vatne [31] que observou retardo na recristalização em produtos com elementos de liga como Mn, Cr e Zr.

Figura 75: FDO do perfil sólido RE 27,8, Região meio-raio, Liga AA6063 T4 (macrotextura - difratômetro de raios X - Rigaku modelo DMAX-2100)

Figura 76: FDO do perfil sólido RE 27,8, Região meio-raio, Liga AA6063 T6 (macrotextura - difratômetro de raios X - Rigaku modelo DMAX-2100)

6 CONCLUSÕES

Dos resultados experimentais executados na extrusão das ligas AA6063 e AA6082 para as RE estudadas no presente trabalho, nos tratamentos térmicos T4 e T6, acima expostos podem ser concluídos os seguintes aspectos quanto ao processo de extrusão, microestrutura e textura:

1 Processo de extrusão

1.1 Obtenção das constantes A, B, C e D que podem ser utilizados para prever a pressão de pico e fim a partir da fórmula proposta por Sheppard;

$$P = \frac{1}{\alpha n} \left\{ A + B \ln \lambda RE + C \left[\ln \lambda^2 \left(\frac{Z}{A} \right) \right] + D \left(\frac{L}{D_B} \right) \left[\ln \lambda^2 \left(\frac{Z}{A} \right) \right] \right\}$$

Liga\Constante	A	B	C	D
AA6063 pico	25,2	15,4	38	-96
AA6063 fim	-0,3	10,8	1,9	-0,6
AA6082 pico	15,9	5,7	12,5	-32,2
AA6082 fim	-6,6	6,3	2,7	-3,8

Estas constantes são de importância básica para se prever a pressão de pico e de fim, em condições industriais, para estas ligas em outras razões de extrusão e formas geométricas do perfil extrudado.

1.2 Os pontos referentes aos experimentos dos perfis extrudados industrialmente estão localizados dentro do diagrama limite de conformação, conhecido também como janela operacional, em conformidade com os dados obtidos por Clode e Sheppard, em condições de laboratório.

1.3 Obtenção dos valores da constante α da equação a seguir.

$$P = \alpha \bar{\sigma} \ln(RE)$$

para a liga AA6082 de 1,092 e para a liga AA6063 de 1,139. (Valores inéditos na literatura). A importância industrial é a mesma mencionada na conclusão 1, acima.

1.4 - A equação do tipo $\mu = 0,26 * RE^{-0,3}$ é representativa para as duas ligas extrudadas do presente trabalho para RE de 6 a 30, coerente com a literatura técnica.

2 Microestrutura

2.1 Para a liga AA6082 e para valores de RE maiores, os grãos são mais alongados e apresentam menor espessura. Nestas condições de extrusão, observa-se ainda, a variação do tamanho médio de grão ao longo do raio do perfil extrudado, com granulação menor próximo a superfície do perfil (2 mm abaixo da superfície). Portanto, quanto maior a RE menor a heterogeneidade entre o centro e a superfície do perfil extrudado.

2.2 O perfil sólido na liga AA6063 após a extrusão e o tratamento térmico de solubilização sofreu recristalização total, enquanto o perfil na liga AA6082 sugere formação de estrutura mista, mesmo após o tratamento térmico de envelhecimento.

2.3 A análise de EBSD possibilitou corroborar a informação de relação entre o tamanho médio de subgrão e o parâmetro de Zener-Hollomon a partir da equação

$d^{-1} = -0,7 + 0,21 \log \frac{Z}{A}$, para a liga AA6082 para os perfis sólido e tubular de RE de 6,7 e 8,7, respectivamente.

3 Textura

3.1 A figura FDO em seção situada a meio-raio do perfil extrudado sólido com RE 27,8, na seção transversal à direção de extrusão, apresenta a consistência e reprodutibilidade dos componentes de textura, $\phi_2 = 45^\circ$, C $\{112\} \langle 111 \rangle$, B $\{011\} \langle 112 \rangle$ e Goss G $\{011\} \langle 100 \rangle$ e em $\phi_2 = 65^\circ$, S $\{123\} \langle 634 \rangle$. As características C, B e S são componentes da fibra β . Em $\phi_2 = 0^\circ$ é possível observar a textura de fibra cubo ($\{001\} \langle 100 \rangle$) que é típica de material recristalizado.

3.2 A partir da utilização do programa PAT versão 3.2 e as características da fibra de liga CFC do tipo tau, cujo eixo da fibra é $\langle 011 \rangle // TD$ com os ângulos de Euler como $\Phi_1 = 90^\circ$, $\Phi = 0 - 90^\circ$ e $\Phi_2 = 45^\circ$ foi possível observar uma diminuição da fibra tau (τ) após o tratamento térmico de envelhecimento da liga AA6082. Em comparação à liga AA6063, este aspecto não foi observado.

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] BRASIL. Associação Brasileira do Alumínio. **Guia Técnico do Alumínio: Extrusão**. 3ª ed. São Paulo: Associação Brasileira do Alumínio, 2005. 244p.
- [2] BRASIL. Associação Brasileira do Alumínio. **Anuário Estatístico 2006**. São Paulo: Associação Brasileira do Alumínio, 2007. 48p.
- [3] LAUE, K.; STENGER, H. **Extrusion: processes, machinery, tooling**. Dusseldorf: Strangpressen, 1976. (Metals Park, Ohio: American Society for Metals, 1981). 457p.
- [4] SHEPPARD, T. **Extrusion of Aluminium Alloys**. Dordrecht, Boston, London: Kluwer Academic Publishers, 1999. 420p.
- [5] BAUMANN, S. F.; SANDERS JR, R. E. **Metallurgy of Wrought Aluminum Products: Principles and Applications**. Itapissuma, Alcoa Alumínio, dez. 1996. Palestra proferida por ocasião do “Seminário de Metalurgia”, Itapissuma, 1996.
- [6] CAMPANA, R. C.; PINTO, L. A. Caracterização de interfaces do processo de extrusão formadas pelo fluxo de metal. In: CONGRESSO INTERNACIONAL DO ALUMÍNIO, 2., 2005, São Paulo. **Anais...** São Paulo: ABAL, 2005. 1 CD-ROM.
- [7] BEREZHNOY, V. L.; HAHN, K. H.; CHANG, J. Y. Extrusion Defects: Coonditions of Formation and Methods of Prevention. **Light Metal Age**, p. 66-74, April. 1999.
- [8] ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR 6834**: Alumínio e suas ligas – Classificação. Rio de Janeiro, 2006. 25p.
- [9] BRYANT, A. J. et al.; Isothermal Extrusion. **Light Metal Age**, p. 8-36, April. 1999.
- [10] CASTLE, A. F.; SHEPPARD, T. Hot working theory applied to extrusion of some aluminium alloys. **Met. Tech.**, p. 454-464, Oct. 1976.
- [11] MEYERS, M. A.; CHAWLA, K. K. **Princípios de Metalurgia Mecânica**. São Paulo: Editora Edgard Blücher Ltda, 1982. p. 307-309.

[12] DIETER, G. E. **Mechanical Metallurgy**. New York: Mc Graw-Hill Book Company Inc., 1961. 615p. Cap. 9-8, p. 258-260: Combined Effect of Strain Rate and Temperature.

[13] MEDINA, S. F.; HERNANDEZ, C. A. General expression of the Zener-Hollomon parameter as a function of the chemical composition of low alloys and microalloyed steels. **Acta Materialia**, v. 44, n. 1, p.137-148, 1996.

[14] SHEPPARD, T.; JACKSON, A. Constitutive Equations for Use in Prediction of Flow Stress During Extrusion of Aluminum Alloys. **Materials Science of Technology**, v. 13, p.203-209, Mar. 1997.

[15] PLAUT, R. L. **Temperaturas durante a Extrusão**. São Paulo, Universidade de São Paulo, 1999. Anotação de aula de “Extrusão”, São Paulo, 1999.

[16] GUPTA, A. K.; HUGHES, K. E.; SELLARS, C. M. Glass-lubricated hot extrusion of stainless steel. **Met. Tech.**, p. 323-331, Aug. 1980.

[17] HUGHES, K. E.; NAIR, K. D.; SELLARS, C. M. Temperature and flow stress during hot extrusion of steel. **Met. Tech.**, p. 161-169, April 1974.

[18] PADILHA, A. F.; SICILIANO JR., F. **Encruamento, recristalização, crescimento de grão e textura**. 2ª. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais – ABM, 1996. Cap. 2 e 10, p.17-28 e 100-113.

[19] LODGAARD, L.; RYUM, N. Precipitation of dispersoids containing Mn and/or Cr in Al-Mg-Si alloys. **Materials Science and Engineering A283**, p. 144-152, 2000.

[20] SHEPPARD, T. The application of limit diagrams to extrusion process control. **Imperial College of Science and Technology**, [S.l.:s.n.], [19--].

[21] STÜWE, H. P.; FAUSTMANN, J. **Introducción a las texturas de los materiales metálicos**. 1ª. Madrid: Editora Montecorvo, 1969. Cap.1 e 2, p.19-35.

[22] PADILHA, A. F. **Utilização da Técnica de Difração de Elétrons Retroespalhados na Caracterização Microestrutural dos Materiais**. 1999. 16 p. Boletim Técnico - Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 1999.

[23] PINTO, A. L.; LOPES, A. M. A utilização da técnica de EBSD em estudos de microtextura e mesotextura. In: WORKSHOP DE TEXTURA E RELAÇÕES DE ORIENTAÇÃO, 1., 2001, São Paulo. **Anais...** São Paulo: EPUSP, 2001. p. 297-311.

[24] JONAS, J. J.; McQUEEN, H. J.; WONG, W. A. Dynamic Recovery During the Extrusion of Aluminium. In: CONFERENCE ON "DEFORMATION UNDER HOT WORKING CONDITIONS", 5 e 6 de Julho 1966, Sheffield. **Anais...** Sheffield: Department of Metallurgy: Sheffiweld, 1966. p. 49-59.

[25] BUNGE, H. J. **Texture Analysis in Materials Science**. Butterworths: 1982. 245p.

[26] CLODE, M. P.; SHEPPARD, T. Extrusion limit diagrams containing structural and topological information for AA6063 aluminium alloy. **The Institute of Materials**, p.313-318, 1992.

[27] CAMPANA, R. C.; PLAUT, R. L. Aplicabilidade de redes neurais adaptativas (RNA) na extrusão de ligas de alumínio. In: CONGRESSO INTERNACIONAL DO ALUMÍNIO, 3., 2007, São Paulo. **Anais...** São Paulo: ABAL, 2007. 1 CD-ROM.

[28] MYHR, O. R.; GRONG, O.; ANDERSEN, S. J. Modeling of the age hardening behavior of Al-Mg-Si alloys. **Acta Materialia**, v. 49, p. 65-75, 2001.

[29] CAMPANA, R. C.; MENEGUEÇO, I.; PLAUT, R. L. Otimização do tratamento térmico de envelhecimento de ligas de alumínio empregado na CBA. In: CONGRESSO ANUAL DA ABM, 61., 2006, Rio de Janeiro. **Anais...** Rio de Janeiro: ABM, 2006. 1 CD-ROM.

[30] CAMPANA, R. C.; PLAUT, R. L. Análise da extrusão e caracterização microestrutural e da textura de barras extrudadas da liga AA6082. In: CONGRESSO INTERNACIONAL DO ALUMÍNIO, 2., 2005, São Paulo. **Anais...** São Paulo: ABAL, 2005. 1 CD-ROM.

[31] VATNE, H. E., JOHANSEN, A. Deformation and recrystallization textures in extruded cylindrical aluminium profiles. **Materials Science Forum**, v. 273-275, p. 397-402, 1998.

[32] LEE, D. N., CHUNG, Y. H., SHIN, M. C. Preferred orientation in extrude aluminum alloy rod. **Scripta Metallurgica**, v. 17, p.339-342, 1982.

- [33] CALNAN, E. A. Deformation textures of face-centred cubic metals. **Acta Metallurgica**, v.2, p. 865-874, 1954.
- [34] BARRET, C. S.; MASSALSKI, T. B. **Structure of Metals**. New York: McGraw-Hill, 1966. 543p.
- [35] LÜCKE, K.; ENGLER, O. Effects of particles on development of microstructure and texture during rolling and recrystallisation in fcc alloys. **Materials Science and Technology**, v.6, p.1113-1129, 1990.
- [36] LI, S.; ENGLER, O.; HOUTTE, P. V. Plastic anisotropy and texture evolution during tensile testing of extruded aluminium profiles. **Modeling and Simulation in Materials Science and Engineering**, v.13, p. 783-795, 2005.
- [37] DILLAMORE, I. L.; KATOH, H. The mechanisms of recrystallization in cubic metals with particular reference to their orientation – dependence. **Metal Science**, v. 8, p. 73-83, 1974.
- [38] FURU, T.; VATNE, H. E. Texture evolution during extrusion of flat AA6060 and AA6082 aluminium profiles. **Materials Science Forum**, v. 273-275, p. 403-410, 1998.