

UNESP

Faculdade de Engenharia do Centro de Ciências e Tecnologia
Guaratinguetá

Guaratinguetá

2012



1110000495



***"Influência do Teor de Zinco e
do Processamento
Termomecânico nas
Propriedades Mecânicas e na
Resistência a Corrosão
da Liga de Alumínio AA3104"***

MARCELO MOURA PIRES

180



Marcelo Moura Pires

CARO LEITOR NÃO
RISQUE O LIVRO

**INFLUÊNCIA DO TEOR DE ZINCO E DO PROCESSAMENTO
TERMOMECÂNICO NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E NA
RESISTÊNCIA A CORROSÃO DA LIGA DE ALUMÍNIO AA3104**

DISSERTAÇÃO PARA OBTENÇÃO DO TÍTULO DE MESTRE EM
ENGENHARIA MECÂNICA

495

COMISSÃO JULGADORA

Presidente e Orientador : Prof. Dr Aécio Zangrandi
1º Examinador : Prof. Dr Durval Rodrigues Junior
2º Examinador : Prof. Dr Valdir Alves Guimarães

== 495

AGOSTO
2002

FACULDADE DE ENGENHARIA
DE GUARATINGUETÁ
BIBLIOTECA



Data: 24/9/02
Valor: 20,00
C/D/T: d

Pires, Marcelo Moura
P667i Influência do teor de zinco e do processamento termomecânico nas propriedades mecânicas e na resistência a corrosão da liga de alumínio AA3104 / Marcelo Moura Pires . – Guaratinguetá : [s.n.], 2002
111f. : il.

Bibliografia: f. 107-111
Dissertação (mestrado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2002
Orientador: Prof. Dr. Aécio Zanrandi

1. Liga de alumínio 2. Zinco I. Título

CDU 669.715



**“INFLUÊNCIA DO TEOR DE ZINCO E DO PROCESSAMENTO
TERMOMECÂNICO NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E NA
RESISTÊNCIA A CORROSÃO DA LIGA DE ALUMÍNIO AA3104”**

MARCELO MOURA PIRES

**ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
“MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA”**

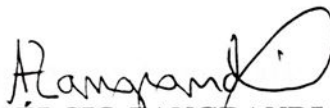
**ESPECIALIDADE: ENGENHARIA MECÂNICA
ÁREA DE CONCENTRAÇÃO: PROJETOS E MATERIAIS**

APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO



Prof. Dr. José Luz Silveira
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:



Prof. Dr. AÉLCIO ZANGRANDI
Orientador / Unesp-Feg



Prof. Dr. VALDIR ALVES GUIMARÃES
Unesp-Feg



Prof. Dr. DURVAL RODRIGUES JUNIOR
FAENQUIL

Agosto de 2002

DADOS CURRICULARES**MARCELO MOURA PIRES****NASCIMENTO** 03/03/1971 – RIO DE JANEIRO / RJ**FILIAÇÃO** Ramiro Moura Pires
Maria dos Anjos Pires**1989/1994** Curso de Graduação
Engenharia Metalúrgica – Universidade Federal do
Rio de Janeiro**2000/2002** Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica,
nível de Mestrado na UNESP - Campus de
Guaratinguetá**1996/2002** Engenheiro de Processo, na área de Refusão da Alcan
Aluminio do Brasil LTDA.

De modo especial, ao meu filho Vinícius e a minha esposa Adriana, fontes de inspiração que me fazem seguir na longa viagem do aprendizado da vida.



AGRADECIMENTOS

- Em primeiro lugar à Deus. Agradeço pela benção de ter tido uma boa formação, boa saúde e pessoas maravilhosas a minha volta, que sempre me ajudaram na missão de aprender um pouco mais a cada dia.
- Aos meus pais Ramiro e Maria, que trabalharam para que eu tivesse uma boa base de estudo. E ao meu irmão Sergio que serviu como exemplo para que eu seguisse pela carreira da engenharia.
- Ao meu orientador Prof. Dr. Aécio Zangrandi, que sempre com grande disposição e entusiasmo participou deste trabalho.
- À Alcan Alumínio do Brasil LTDA, em particular nas pessoas do gerente de tecnologia Eng^o Edgard Leite Penteado, pela disponibilização dos recursos laboratoriais e principalmente na solução de dúvidas pertinentes a este estudo. Ao gerente da refusão Eng^o Angelo Francisco Argueles, por seu inestimável incentivo e apoio Ao Eng^o Olívio Sivieri pela disponibilização do Centro de Tecnologia de Latas para execução dos ensaios de tração e ao Eng^o Carlos Gaspar da Nóbrega, pela ajuda com o analisador de imagem.
- Ao amigo Eng^o. Wailton de Carvalho pelos momentos de discussão, auxílio na revisão das primeiras versões da dissertação e pela ajuda nos contatos com a empresa Bundy.
- Aos colegas Adilson Luiz e Daniel Catarina pelo auxílio no desenvolvimento das análises metalográficas. Aos colegas Rosemberg Rutter e Felipe Alves Pereira pelo tempo dedicado no meu treinamento sobre a operação da máquina de tração.
- À Bundy, em particular nas pessoas do gerente de fábrica Silvio Fernando Veiga pela permissão em utilizar as instalações da empresa. E do coordenador de produção Marcos Jose Lino, do técnico de processos



Geraldo Sebastião Gonçalves e do operador do laminador a frio Eliseu José Delphino pela execução da laminação a frio das amostras.

- À UNESP – Campus de Guaratinguetá, em particular aos Srs Eli de Almeida Fornitano e Odir Viera da Silva pela usinagem das placas. Aos Srs. Wilson Roberto Monteiro e Célio José de Souza pelo auxílio na execução dos ensaios de dureza e tratamentos térmicos.
- À Unesp – FEG - Departamento de Química, em particular ao professor Dr. Roberto Zenhei Nakazato pela orientação sobre os ensaios de corrosão da liga e à aluna de graduação Lucíola Lucena de Souza pelo auxílio na execução dos ensaios.
- Ao DEMAR- Departamento de Engenharia de Materiais da Faenquil, em especial aos professores Dr Durval Rodrigues Jr e Dr Carlos Alberto Baldan.
- À Srta Carmem Cabral, pelo auxílio na formatação das referências bibliográficas.
- Sem a contribuição de cada um aqui citado a realização deste trabalho seria impossível.



SUMÁRIO

ÍNDICE DE FIGURAS.....	X
ÍNDICE DE TABELAS.....	XV
LISTA DE SIMBOLOS.....	XVII
Resumo.....	XX
Abstract.....	XXI
1 – INTRODUÇÃO	1
1.1– Considerações gerais sobre o alumínio e sua utilização.....	1
1.2 – Justificativa e objetivos do trabalho.....	3
1.3 – Alumínio e suas ligas.....	8
1.3.1 – Classificação quanto ao processo de fabricação.....	8
1.3.2 – Classificação quanto a composição química.....	9
1.3.2.1 – Ligas para fundição – classificação quanto a composição química.....	9
1.3.2.2 – Ligas trabalháveis mecanicamente – classificação quanto a composição química.....	10
1.3.3 – Classificação quanto ao tratamento termomecânico.....	11
1.4 – Metalurgia física do alumínio e suas ligas.....	15
1.4.1– Fases em ligas de alumínio.....	16
1.4.2 – Mecanismos de endurecimento.....	22
1.4.2.1 – Mecanismos de endurecimento em ligas não tratáveis termicamente.....	22
1.4.2.2 - Mecanismos de endurecimento em ligas tratáveis termicamente.....	26
1.5 – Metalurgia física da liga AA3104.....	29
1.6 – Processo de fabricação de chapas da liga AA3104 para produção de latas de bebidas.....	32
1.6.1 – Reciclagem das latas de alumínio	32
1.6.2 – Fundição da liga AA3104 e lingotamento das placas.....	36
1.6.2.1 – Tratamento do metal liquido.....	38

1.6.2.2 – Lingotamento das placas.....	42
1.6.3 – Laminação a quente.....	47
1.6.3.1 – Tratamento de homogeneização.....	47
1.6.3.2 – Laminação a quente das placas.....	50
1.6.4 – Laminação a frio.....	52
1.7 – Tratamento de estabilização e envelhecimento.....	53
1.8 – Comportamento de corrosão do alumínio e suas ligas.....	56
2 – MATERIAIS E MÉTODOS.....	58
2.1 – Preparação da liga AA3104 com contaminações de zinco.....	58
2.2 – Homogeneização das Placas.....	61
2.3 – Usinagem das Placas.....	62
2.4 – Condutividade elétrica.....	63
2.5 – Laminação a quente e recozimento das tiras.....	64
2.6 – Tratamentos térmicos de recozimento e solubilização.....	66
2.7 – Laminação a frio.....	67
2.8 – Tratamentos térmicos de envelhecimento.....	69
2.9 – Ensaio de tração.....	71
2.10 – Ensaio de dureza Vickers.....	71
2.11 – Microscopia óptica.....	72
2.12 – Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV).....	73
2.13 – Ensaio de polarização cíclica potenciodinâmica.....	74
3- RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	76
3.1- O efeito do zinco e do processo de vazamento na microestrutura bruta de fusão da liga AA3104.....	77
3.2- Efeito do tratamento de homogeneização na estrutura da liga AA3104.....	79
3.3- Efeito do zinco nas propriedades mecânicas da liga AA3104.....	82



3.4- Efeito do envelhecimento nas propriedades mecânicas da liga AA3104.....	85
3.5 – Distribuição dos precipitados de segunda fase nas condições H19 e T8.....	88
3.6 – Identificação de defeitos alinhados com a direção de laminação nas condições H19 e T8.....	93
3.7 – Identificação e distribuição do zinco na microestrutura da liga AA3104.....	94
3.8 – Influência do zinco na resistência a corrosão da liga AA3104.....	100
4- CONCLUSÕES.....	103
4.1 – Sugestões para trabalhos futuros.....	106
5- REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	107



ÍNDICE DE FIGURAS

FIGURA 1 – Evolução do índice de reciclagem de latas de alumínio.....	4
FIGURA 2 – Padrão de composição da carga para a liga AA3104 – Alcoa Co.....	5
FIGURA 3 – Solubilidade dos elementos de liga mais comuns no alumínio em função da temperatura.....	17
FIGURA 4 – Principais sistemas de liga de alumínio	17
FIGURA 5 – Correlação entre tensão de escoamento e alongamento em função do teor de magnésio em solução sólida no alumínio.....	24
FIGURA 6 – Efeito da redução a frio sobre a resistência mecânica e alongamento em ligas de alumínio trabalháveis mecanicamente.....	25
FIGURA 7 – Correlação entre dureza e tempo de envelhecimento para uma liga Al - Cu com vários teores de cobre.....	28
FIGURA 8 – Correlação entre resistência à tração, tensão de escoamento e alongamento em função do teor de magnésio e manganês presentes na liga Al-Mn-Mg.....	31
FIGURA 9 – Esquema ilustrativo do forno Side-Well EMP Technologies	36
FIGURA 10 – Forno para fusão de sucata Brasimet.....	37
FIGURA 11 – Forno Holder Maerz-Gautschi.....	37
FIGURA 12 – Esquema do processo de remoção de inclusões.....	40
FIGURA 13 – Desgaseificador ACD da STAS.....	43
FIGURA 14 – Filtro para inclusões de leito profundo ABF da STAS.....	44
FIGURA 15 – Esquema ilustrativo do processo de lingotamento DC vertical.....	45
FIGURA 16 – Esquema ilustrativo do processo DC com calha de vazamento para a alimentação dos moldes.....	46
FIGURA 17 – Placas solidificadas pelo processo DC sendo	



removidas do poço de vazamento.....	47
FIGURA 18 – Laminador desbastador da planta de laminação de Alunorf, Alemanha.....	51
FIGURA 19 – Esquema ilustrativo do comportamento do earing em função do grau de encruamento da liga.....	52
FIGURA 20 – Corpos de prova ensaiados, mostrando a presença de orelhas “earing” em relação a direção de laminação. (a) orelhas a 90°; (b) orelhas a 45°; (c) corpo de prova (b) com 8 orelhas; (d) corpo de prova sem orelhas.....	53
FIGURA 21 – Diagrama de fases do sistema Al – Cu ilustrando as faixas de temperatura dos tratamentos de solubilização, recozimento e envelhecimento.....	55
FIGURA 22 – Etapas de preparação das placas contaminadas com Zinco.....	59
FIGURA 23 – Geometria das placas contaminadas com Zinco, segundo a metodologia adotada neste trabalho.....	59
FIGURA 24 – Partículas de segunda fase e vazios – liga AA3104 com 0,80 % de Zn, amostra do centro da seção transversal da placa, sem ataque (Aumento 200 X).....	61
FIGURA 25 – Ciclo do tratamento de homogeneização das placas utilizado no trabalho.....	62
FIGURA 26 - Geometria das placas usinadas, prontas para a laminação a quente.....	63
FIGURA 27 - Equipamentos do DEMAR usados na laminação a quente das placas. a) Laminador FENN 4-105 – 3, b) forno para cilíndrico.....	64
FIGURA 28 - Ilustração esquemática do corte das tiras laminadas a quente. R - Recozimento seguido de deformação a frio. S – Solubilização, deformação a frio seguido de envelhecimento.....	67



FIGURA 29 – Forma e dimensões dos corpos de prova em milímetros.....	71
FIGURA 30 – Partículas de segunda fase e filmes óxidos – liga AA3104. a) Amostra CR com 0,04% de Zn. b) Amostra C10 com 0,80 % de Zn. Ambas as amostras são do centro da seção transversal da placa, sem ataque (Aumento 200 X).....	78
FIGURA 31 – Vazios presentes nas amostras – liga AA3104. a) Amostra CR com 0,04% de Zn. b) amostra C10 com 0,80 % de Zn. Ambas as amostras do centro da seção transversal da placa, sem ataque (Aumento 200 X).....	79
FIGURA 32 – Dureza Vickers das amostras na têmpera H19, em função do teor de zinco.....	82
FIGURA 33 – Influência do teor de zinco sobre as propriedades mecânicas da liga AA3104 na têmpera H19.....	83
FIGURA 34 - Resistência à tração e alongamento na direção de laminação (DL) e na direção transversal a direção de laminação (TDL), para os diversos teores de zinco na liga AA3104 na condição H19.....	84
FIGURA 35 - Dureza Vickers da liga AA 3104 para teores crescentes de zinco nas condições H19 e T8 (envelhecimentos 1 e 2).....	85
FIGURA 36 – Tensão de escoamento da liga AA3104 para teores crescentes de zinco nas condições H19 e T8 (envelhecimentos 1 e 2).....	86
FIGURA 37 – Resistência à tração da liga AA3104 para teores crescentes de zinco nas têmperas H19 e T8 (envelhecimentos 1 e 2).....	87
FIGURA 38 – Alongamento da liga AA3104 para teores crescentes de zinco nas condições H19 e T8 (envelhecimentos 1 e 2).....	87
FIGURA 39 – Distribuição de precipitados de segunda fase das amostra de números 0, 5, 7 e 10 com 0,04%, 0,32%, 0,54% e 0,80% de zinco, respectivamente, na condição H19.....	89



- FIGURA 40 – Distribuição de precipitados de segunda fase das amostra de números 0, 5, 7 e 10 com 0,04%, 0,32%, 0,54% e 0,80% de zinco, respectivamente, na condição T8 (envelhecimento 1).....90
- FIGURA 41 - Distribuição de precipitados de segunda fase das amostra de números 0, 5, 7 e 10 com 0,04%, 0,32%, 0,54% e 0,80% de zinco, respectivamente, na condição T8 (envelhecimento 2).....90
- FIGURA 42 – Densidade de precipitados de segunda fase das amostra de números 0, 5, 7 e 10 com 0,04%, 0,32%, 0,54% e 0,80% de zinco, respectivamente, nas condições H19 e T8 (envelhecimentos 1 e 2).....92
- FIGURA 43 – Área média (μm^2) de precipitados de segunda fase das amostra de números 0, 5, 7 e 10 com 0,04%, 0,32%, 0,54% e 0,80% de zinco, respectivamente, nas condições H19 e T8 (envelhecimentos 1 e 2).....92
- FIGURA 44 – Amostra S5A1, contendo 0,32% de zinco, submetida ao tratamento de envelhecimento 1, apresentando filmes óxidos alinhados com a direção de laminação. Ataque: HF 0,5%, tempo de 15 segundos. Aumento de 500 X.....93
- FIGURA 45 – Amostra S5A1 observada com auxílio de MEV, mostrando cavidades. Sem ataque. Aumento 4500 X.....94
- FIGURA 46 – Amostra R10A1 com 0,80% de zinco na condição H19. Imagem da matriz e precipitados em elétrons retroespalhados. Sem ataque. Aumento de 3000 X.....95
- FIGURA 47 – Curvas representativas obtidas em ensaios de polarização cíclica potenciodinâmica em solução 0,9% (em peso) NaCl para as amostras R0A1, R6A1 e R10A1 da liga AA3104 contendo respectivamente 0,04%, 0,39% e 0,80% de zinco.....102

FIGURA 48 – Curvas representativas obtidas em ensaios de polarização
cíclica potenciodinâmica em solução 0,9% (em peso) NaCl
para as amostras S0A2 e S10A2 da liga AA3104 contendo
respectivamente 0,04% e 0,80% de zinco.....102



ÍNDICE DE TABELAS

TABELA 1 – Razão entre teor mínimo para exploração econômica de um metal e a abundância média do metal na crosta terrestre.....	1
TABELA 2 – Limites máximos especificados de composição química para as ligas do Grupo 7xxx e AA310.....	7
TABELA 3 – Classificação das ligas para fundição, segundo a Aluminium Association.....	10
TABELA 4 – Classificação das ligas trabalháveis mecanicamente segundo a Aluminum Association	11
TABELA 5 – Limites de solubilidade de vários elementos químicos no alumínio, em porcentagem atômica e em peso, nas fases líquida e sólida	19
TABELA 6 – Fases possíveis em vários sistemas de ligas de alumínio	21
TABELA 7 – Aumento porcentual na tensão de escoamento e resistência à tração, como efeito da adição de 1% de soluto em solução sólida no alumínio super puro.....	23
TABELA 8 – Limites de composição química da liga AA3104, especificados pela Aluminum Association	30
TABELA 9 – Consumo de energia para produção de alumínio primário em comparação com dois processos de produção de alumínio secundário.....	33
TABELA 10 – Comparação de eficiência da remoção de inclusões para diferentes técnicas.....	42
TABELA 11 – Dados sobre as adições de zinco e os resultados das análises químicas das placas.....	60
TABELA 12 – Parâmetros utilizados no processo de laminação das placas...	66
TABELA 13 – Apresentação das espessuras iniciais e finais do processo de laminação a frio para a rota de	



processamento termomecânico H19.....	68
TABELA 14 – Apresentação das espessuras iniciais e finais do processo de laminação a frio para a rota de processamento termomecânico T8.....	69
TABELA 15: Distribuição de precipitados para as amostras na condição fundida. Frequência de contagem para cada tamanho de precipitado em μm^2	77
TABELA 16: Distribuição de precipitados nas amostras na condição homogeneizada. Frequência de contagem para cada tamanho de precipitado em μm^2	80
TABELA 17: Medidas de condutibilidade elétrica e estimativa teórica do teor de manganês em solução sólida.....	81
TABELA 18 – Resultados das análises de Microsonda EDS da matriz e precipitados das amostras R0A1 e R5A1.....	97
TABELA 19 – Resultados das análises de Microsonda EDS da matriz e precipitados das amostras R7A1 e R10A1.....	97
TABELA 20 – Resultados das análises de Microsonda EDS da matriz e precipitados das amostras S0A1 e S5A1.....	98
TABELA 21 – Resultados das análises de Microsonda EDS da matriz e precipitados das amostras S7A1 e S10A1.....	98
TABELA 22 – Resultados das análises de Microsonda EDS da matriz e precipitados das amostras S0A2 e S5A2.....	99
TABELA 23 – Resultados das análises de Microsonda EDS da matriz e precipitados das amostras S7A2 e S10A2.....	99



LISTA DE SIMBOLOS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas.
°C	Unidade de temperatura, grau Celsius.
C	Amostra na condição fundida seguido de "R" ou número de 1 a 10, o qual indica o teor de zinco na amostra.
DL	Direção de laminação
EDS	<i>Energy Dispersive Spectroscopy.</i>
g	grama
H	Amostra na condição homogeneizada seguida de "R" ou número de 0 a 10, o qual indica o teor de zinco na amostra.
IACS	International Annealed Copper Standard
keV	quilo elétron volt.
kV	quilo volt.
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura.
ml	mililitro.
mm	milímetro.
Mn _{ss}	Percentual teórico de manganês em solução sólida em ligas de alumínio, baseado em medidas de condutividade elétrica.
MPa	Mega Pascal.
MWh/t	Mega Watt hora de consumo de energia por tonelada de alumínio produzido.
N	Unidade de força, Newton.
R	Amostra na condição termomecânica H19.
R0	Amostra na condição termodinâmica H19 contendo 0,04% de zinco.
R1	Amostra na condição termodinâmica H19 contendo 0,09% de zinco.
R2	Amostra na condição termodinâmica H19 contendo 0,06% de zinco.



- R3 Amostra na condição termodinâmica H19 contendo 0,15% de zinco.
- R4 Amostra na condição termodinâmica H19 contendo 0,14% de zinco.
- R5 Amostra na condição termodinâmica H19 contendo 0,32% de zinco.
- R6 Amostra na condição termodinâmica H19 contendo 0,39% de zinco.
- R7 Amostra na condição termodinâmica H19 contendo 0,54% de zinco.
- R8 Amostra na condição termodinâmica H19 contendo 0,56% de zinco.
- R9 Amostra na condição termodinâmica H19 contendo 0,69% de zinco.
- R10 Amostra na condição termodinâmica H19 contendo 0,80% de zinco.
- RxxA1 Amostra na condição termodinâmica H19, contendo de 0,04% a 0,80% de zinco conforme nomenclatura da série de amostras R supracitada.
- s. segundo.
- S Amostra na condição termomecânica T8.
- S0 Amostra na condição termodinâmica T8 contendo 0,04% de zinco.
- S1 Amostra na condição termodinâmica T8 contendo 0,09% de zinco.
- S2 Amostra na condição termodinâmica T8 contendo 0,06% de zinco.
- S3 Amostra na condição termodinâmica T8 contendo 0,15% de zinco.



- S4 Amostra na condição termodinâmica T8 contendo 0,14% de zinco.
- S5 Amostra na condição termodinâmica T8 contendo 0,32% de zinco.
- S6 Amostra na condição termodinâmica T8 contendo 0,39% de zinco.
- S7 Amostra na condição termodinâmica T8 contendo 0,54% de zinco.
- S8 Amostra na condição termodinâmica T8 contendo 0,56% de zinco.
- S9 Amostra na condição termodinâmica T8 contendo 0,69% de zinco.
- S10 Amostra na condição termodinâmica T8 contendo 0,80% de zinco.
- SxxA1 Amostra na condição termodinâmica T8 após tratamento de envelhecimento 1, contendo de 0,04% a 0,80% de zinco conforme nomenclatura da série de amostras S supracitada.
- SxxA2 Amostra na condição termodinâmica T8 após tratamento de envelhecimento 2, contendo de 0,04% a 0,80% de zinco conforme nomenclatura da série de amostras S supracitada.
- TDL Direção transversal a direção de laminação.
- V Volt.



PIRES, M. M., Influência do Teor de Zinco e do Processamento Termomecânico nas Propriedades Mecânicas e na Resistência a Corrosão da Liga de Alumínio AA3104. Guaratinguetá, 2002, 111 p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia, Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista.

RESUMO

Este trabalho tem como objetivo estudar os efeitos dos níveis de contaminação de zinco nas propriedades mecânicas e na resistência a corrosão da liga de alumínio AA3104 usada na fabricação de latas para bebidas. Para tanto foram produzidas onze placas em coquilha, com peso aproximado de 2,8 kg, com metal líquido da linha de produção da Alcan Alumínio do Brasil Ltda, em Pindamonhangaba. – SP. Cada placa foi contaminada com zinco, com teores variando de 0.04 a 0.80%. As amostras foram homogeneizadas a 590°C por cinco horas. Todas as amostras foram laminadas a quente em cinco passes até a espessura de três milímetros. Cada amostra foi dividida em duas: série “R” - recozida a 370 °C por uma hora e 85% de laminação a frio, atingindo a condição H19; série S - solubilizada a 513 °C por uma hora, 85% de deformação a frio e submetida a dois tratamentos de envelhecimento atingindo a têmpera T8. Obteve-se maiores valores de tensão de escoamento, resistência a tração e alongamento em ambas as condições T8 em relação a condição H19. A partir de 0,32% de zinco, observa-se o efeito de endurecimento por solução sólida na condição H19. Quanto as condições de processamento T8, o efeito do endurecimento por precipitação é preponderante sobre o efeito de endurecimento por solução sólida, não apresentando nenhuma tendência de endurecimento com o aumento do teor de zinco. Ensaio de polarização cíclica potenciodinâmica constataram que contaminações de zinco tornam a liga mais anódica em todas as condições de processamento termomecânico estudadas.

PALAVRAS-CHAVE: contaminação com zinco, liga de alumínio 3104, propriedades mecânicas, corrosão, laminação, reciclagem do alumínio.



PIRES, M. M., The influence of zinc chemical content and temper on mechanical properties and corrosion behavior of AA3104 aluminum alloy. Guaratinguetá , 2002, 111 p. Thesis (Mechanical Engineering Master). Faculdade de Engenharia Mecânica, Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista.

ABSTRACT

The present work aims to study the effects of the zinc contamination level on the mechanical properties and corrosion behavior of AA3104 aluminum alloy, that is used to make beverage cans . The work began with the cast of ingots (2,8 kg), in iron mold, with liquid metal of the Alcan Alumínio do Brasil Ltda production line in Pindamonhangaba – SP. Each ingot was contaminated with zinc of 0,04 to 0,80%. All ingots were homogenized at 590 °C during five hours, after that all ingots were hot rolled in five pass, until three millimeters. From this point the samples were split into two routes: route R – annealing at 370 °C during one hour, 85% cold worked until H19 temper; route S – solution heat treated at 513 °C during one hour, water quenched , 85% cold worked and followed by two different aging treatments (T8 temper). Both T8 tempers provided higher values for yielding strength, ultimate tensile strength elongation compared to the traditional H19 temper. Solid solution strengthening was showed when the zinc content was higher than 0,32% for the H19 temper. The strengthening mechanism for the T8 temper was related to precipitation rather than solid solution and there was no relation between zinc content and mechanical properties. Corrosion evaluation tests showed that the addition of zinc made the AA3104 alloy more prone to galvanic corrosion for all the tempers tested.

KEYWORDS : zinc chemical content, AA3104 aluminum alloy, mechanical properties, corrosion, rolling, aluminum recycling.



1 – INTRODUÇÃO

1.1– Considerações gerais sobre o alumínio e sua utilização

Meadows *et al* (1992) apresentaram o alumínio como o metal mais abundante na crosta terrestre, conforme se pode observar na tabela 1. Entretanto a história desse metal é bem recente, pois somente em 1886 Charles Hall e Paul Heroult desenvolveram paralelamente o processo de redução eletrolítica da alumina, tornando possível a obtenção do alumínio em sua forma metálica. A rota de produção primária do alumínio se inicia no minério bauxita, o qual é o óxido de alumínio hidratado. Este minério é transformado em alumina por um processo industrial conhecido como Processo Bayer e, finalmente, através do processo de Hall & Heroult obtém-se o alumínio metálico.

TABELA 1: Razão entre teor mínimo para exploração econômica de um metal e a abundância média do metal na crosta terrestre (Meadows *et al*, 1992).

Elemento	Abundância média na crosta terrestre (%)	Teor mínimo para exploração econômica (%)	Razão
Mercúrio	0,0000089	0,1	11200
Tungstênio	0,00011	0,45	4000
Chumbo	0,0012	4	3300
Cromo	0,011	23	2100
Estanho	0,00017	0,35	2000
Prata	0,0000075	0,01	1330
Ouro	0,00000035	0,00035	1000
Molibdênio	0,00013	0,1	770
Zinco	0,0094	3,5	370
Manganês	0,13	25	190
Níquel	0,0089	0,9	100
Cobalto	0,0025	0,2	80
Cobre	0,0063	0,35	56
Titânio	0,64	10	16
Ferro	5,820	20	3,4
Alumínio	8,3	18,5	2,2

Para o atendimento das demandas crescentes por esse metal, a rota de produção primária de alumínio não deveria ser uma preocupação em função da sua abundância na crosta terrestre, entretanto, existe uma geração de cinco

toneladas de resíduo para cada tonelada de alumina produzida e Silva (Silva, 2001) apresentou o consumo energético médio da indústria brasileira como sendo de 14,8 MWh/t de alumínio.

O desenvolvimento da indústria do alumínio recebeu o impulso de três grandes setores industriais: a indústria automobilística, a indústria energética e a indústria aeroespacial. Na indústria automobilística, com o surgimento do motor a combustão interna e a necessidade de redução de peso, na eletrificação, que demanda imensas quantidades de materiais leves e condutores para a sua transmissão e na indústria aeronáutica e aeroespacial, que demanda materiais que aliem resistência e leveza, o alumínio veio para atender todas essas exigências.

O uso do alumínio não se resume a essas aplicações apresentadas e pode na verdade ser agrupado em grandes setores de consumo: transportes; construção civil, indústria de eletricidade, bens de consumo, embalagens, máquinas e equipamentos, entre outros.

Em um cenário de escassez energética, os estudos de aspectos da reciclagem de alumínio são valiosos, visto que a fundição de sucatas de alumínio demanda apenas 5% da energia utilizada na produção do alumínio primário e minimiza a geração de resíduos.

Segundo a Associação Brasileira de Alumínio (ABAL, 2002), a indústria brasileira de embalagens respondia em 2000 por 29,2% de todo o consumo doméstico, sendo a principal demanda de alumínio no país.

A chapa de alumínio para produção de latas de bebidas tem destaque nesse setor. A combinação de altos volumes de metal e ciclo de vida curto do produto reforçam a necessidade crescente de estudos sobre a reciclagem do alumínio.



1.2 - Justificativa e objetivos do trabalho

A lata de alumínio é um produto considerado novo no país, tendo a sua produção iniciada em 1990 pela empresa LATASA S. A em Pouso Alegre, MG (Giosa, 1996). Em pouco mais de 10 anos, o número de fabricantes de latas de alumínio aumentou para quatro com a chegada da Crown Cork, REXAN e Latapack Ball. Além destes fabricantes, a Metalic instalada no Brasil em 2000 passou a produzir latas de aço de duas peças.

A Alcan Alumínio do Brasil Ltda é a única fabricante de chapas para latas de bebidas na América do Sul. Os fabricantes de latas para bebidas em alumínio, em consequência do menor custo das latas de aço, passaram a exigir um produto de mais baixo custo e alta qualidade, onde a reciclagem tem um papel fundamental, dentro de um contexto onde o Brasil passa por uma restrição no fornecimento de energia.

A reciclagem tem um papel fundamental, visto que a economia de energia é da ordem de 95% em relação à rota de produção do alumínio primário.

Silva (2001) ponderou sobre os riscos socioeconômicos de um racionamento de energia, que pode afetar uma indústria responsável por cerca de 150 mil empregos diretos.

A figura 1 apresenta a evolução do índice de reciclagem de latas de alumínio no Brasil, EUA, Japão, Europa e Argentina (ABAL, 2002). Observa-se que o Brasil atingiu um nível de reciclagem onde cerca de 85% das latas produzidas são recicladas.

A Unidade de Reciclagem da Alcan de Pindamonhangaba conta com uma linha de preparação prévia da sucata. A linha fria do processo de reciclagem da Alcan é capaz de remover materiais magnéticos, metais pesados e materiais não metálicos previamente ao carregamento do forno, conforme descrito por Hamilton Magalhães Rocha no V Seminário Internacional de Reciclagem de Alumínio e registrado por Pawlek (2000). Assim, preocupações com contaminações da liga AA3104 com chumbo, zinco e ferro, descritas por Filleti (1997), provenientes da sucata de latas, são minimizadas.

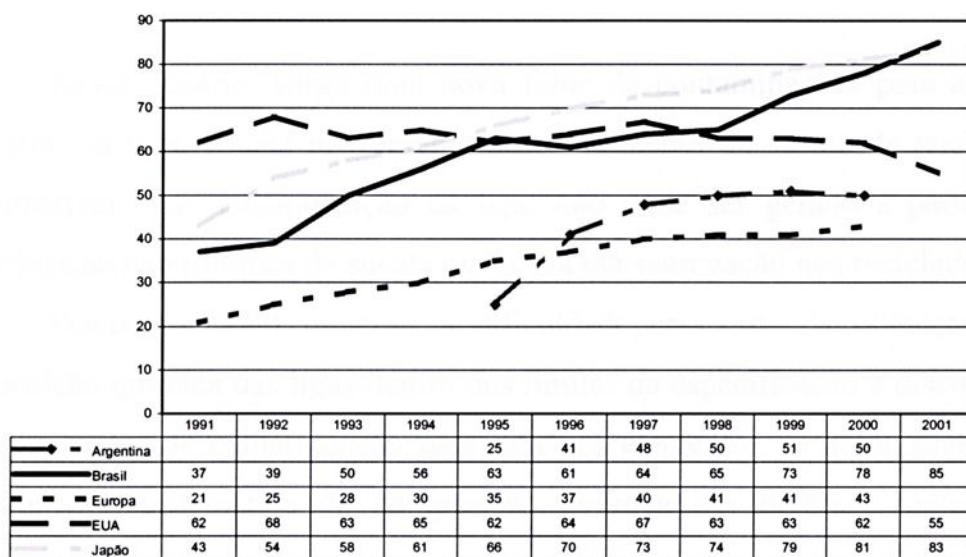


FIGURA 1 – Evolução do índice de reciclagem de latas de alumínio (ABAL, 2002).

Steverson (1998) apresentou o padrão de composição da carga utilizado pela Alcoa, mostrado na figura 2, o qual inclui alumínio primário, sucata interna do processo de laminação, sucata de latas e elementos de liga. Entretanto, surgiu uma nova figura a ser acrescentada, que é a necessidade de absorver sucata de terceiros para otimizar o consumo de energia da indústria de alumínio.

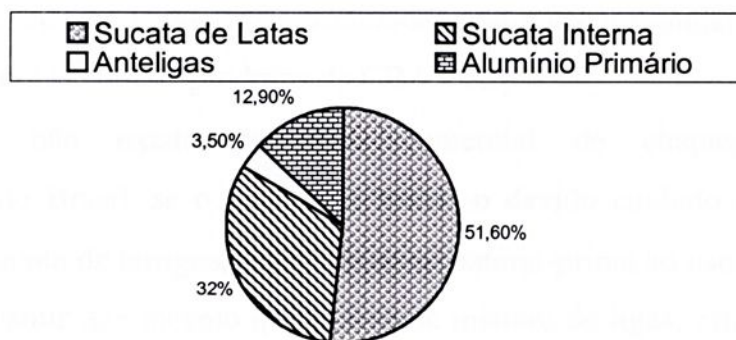


FIGURA 2 – Padrão de composição da carga para a liga AA3104 – Alcoa Co. (Steverson, 1998).

Nesse cenário, surge uma nova fonte de contaminações para a liga AA3104, ou seja, aquela proveniente do recebimento de sucata de terceiros incompatível com a composição da liga. Isto pode ser gerado a partir da identificação não rigorosa da sucata ou da sua má segregação nos recicladores.

Peterson (1999) mostrou a dificuldade crescente da obtenção de composição química das ligas dentro dos limites da especificação e discute as diversas fontes de contaminação para diversos elementos. O autor sugere o levantamento sistemático da composição química das diversas fontes de sucata, a fim de levantar um histograma da variação para cada liga, facilitando o cálculo da carga e a conseqüente obtenção de ligas dentro da especificação.

Entretanto a proposta de Peterson não resolve o problema de identificação errada da sucata, uma vez que as análises químicas de lotes recebidos por recicladores envolvem pequenas amostragens comparadas com o volume total de metal recebido, podendo haver mais de um tipo de liga presente no lote, dependendo da idoneidade e conhecimento técnico do reciclador.

Basicamente as ligas dos grupos 1xxx, 3xxx, 5xxx e poucas ligas do grupo 8xxx são produzidas na forma de chapas no Brasil segundo o Catálogo

de Produtos da Alcan. Estas ligas produzidas não sofrem grandes alterações quando comparadas com os produtos da CBA e Alcoa.

Como não existe produção comercial de chapas tratáveis termicamente no Brasil, se o fabricante tomar o devido cuidado de evitar a utilização de sucata de tarugos, restringindo a matéria-prima ao uso de chapas, poder-se-ia garantir que mesmo que houvesse mistura de ligas, estas estariam restritas àquelas produzidas pelos grandes fabricantes.

Entretanto, o crescimento da indústria aeroespacial no Brasil introduziu um novo fator na classificação de sucata. A Embraer tornou-se a quarta maior fabricante de aeronaves comerciais do mundo. Em mais de 30 anos, produziu cerca de 5500 aeronaves e desde 1999 tornou-se o maior exportador brasileiro, segundo informações disponíveis no “site” dessa empresa (Embraer, 2001).

Praticamente todo o alumínio estrutural utilizado na produção de seus aviões é importado, visto não haver produção de ligas de alumínio tratáveis termicamente no Brasil. Existe uma previsão de consumo de 10.000 toneladas de chapas de alumínio pelo mercado aeronáutico nacional anualmente a partir de 2002 (Alcan, 2002).

A ausência de um produtor nacional de tais ligas para absorver a sucata gerada pela indústria aeronáutica e reciclá-la aumenta a possibilidade de recebimento desse tipo de sucata na Unidade de Refusão e Lingotamento de Placas da Alcan de Pindamonhangaba.

As ligas utilizadas na indústria aeroespacial envolvem, em geral, as ligas do grupo 7xxx, que corresponde as ligas do tipo Al-Zn-Mg-Cu.

Exemplos de ligas utilizadas na indústria aeronáutica na fabricação de aviões são apresentadas na tabela 2.



TABELA 2 – Limites máximos especificados de composição química para as ligas do Grupo 7xxx e AA3104 (ALUMINIUM Standard and Data, 1997).

Liga	Cu (%)	Mg (%)	Cr (%)	Zn (%)
7050	2.3	2.2	-	6.2
7075	1.6	2.5	0.23	5.6
7475	1.6	2.2	0.22	5.7
3104	0.25	1.3	0.05	0.25

Observa-se que o cobre e o zinco apresentam alto potencial para contaminar a liga AA3104.

Com relação ao cobre, o seu efeito endurecedor na liga AA3104 é plenamente conhecido, bem como o seu conseqüente efeito sobre a perda de conformabilidade da liga (Westerman, 1993; Spittel & Spittel 1999).

Com relação ao zinco, o primeiro efeito relatado ao seu respeito é o aumento da taxa de oxidação do metal, portanto, aumento da formação de escória no processo de fusão (Hess, 1983). Outros efeitos do zinco podem ter implicações tanto nas propriedades mecânicas como, também, na resistência a corrosão da liga.

A resistência à corrosão em meios ácidos é reduzida e, em contrapartida, é melhorada em meios alcalinos. Segundo o site SECRETARIAT for Aluminium and Environment (2002), o zinco em solução sólida altera o potencial de equilíbrio de corrosão das ligas de alumínio em geral, tornando-as mais anódicas e, portanto, mais susceptíveis à corrosão galvânica.

Este trabalho tem como objetivos estudar os efeitos do zinco nas propriedades mecânicas e de corrosão da liga AA3104, com adições de zinco variando de 0,04% até 0,80%, em três condições distintas de tratamentos termomecânicos: o processamento tradicional de fabricação da liga AA3104

para obtê-la na condição H19 e o processamento envolvendo a solubilização seguida de duas rotas de tratamentos de envelhecimento, para obter a liga em duas diferentes condições T8.

1.3 – Alumínio e suas Ligas

A nomenclatura usual do alumínio e suas ligas foi estabelecida pela Aluminium Association (AA), que classificou as ligas de alumínio segundo o processo de fabricação, composição química e tratamento termomecânico. No Brasil, a Associação Brasileira de Normas Técnicas adota um sistema de classificação compatível com a Aluminium Association, através da norma NBR 6834. Nesse tópico será apresentado o sistema de nomenclatura adotado pela Aluminium Association (Davis, 1996).

1.3.1 - Classificação quanto ao processo de fabricação.

A ligas de alumínio são classificadas em dois grandes grupos:

- a) Ligas para Fundição;
- b) Ligas trabalháveis mecanicamente.

As ligas para fundição possuem baixo alongamento, tendo sua aplicação restrita aos produtos fundidos como, por exemplo, as ligas de alto Si destinadas à fundição de bloco de motores. Já as ligas trabalháveis mecanicamente apresentam alto alongamento, permitindo posterior trabalho de conformação mecânica a quente ou a frio.

As ligas trabalháveis são aquelas, cuja forma final do produto acabado (lâmina, chapa, folha, perfil, vergalhão, forjado), é obtida a partir de transformações de semimanufaturados, oriundos de transformação mecânica a quente ou a frio de um tarugo ou placa.

Os processos de transformação mecânica mais comuns na produção de semimanufaturados são: laminação, extrusão, trefilação e forjamento.

1.3.2 - Classificação quanto a composição química.

Segundo a composição química, a Aluminium Association adotou um sistema numérico para identificação de ligas, tendo como base os elementos químicos, que caracterizam cada grupo. Assim, existem duas identificações distintas, uma para as ligas para fundição e outra para as ligas trabalháveis mecanicamente.

1.3.2.1 - Ligas para fundição – classificação quanto a composição química

Os sistemas existentes para designação das ligas destinadas à fundição não são padronizados internacionalmente. Nos EUA, as especificações são propostas por agências governamentais (militar, federal e outras) e por sociedades técnicas, como a ASTM (American Society for Testing and Materials) e a SAE (Society of Automotive Engineers). Para qualquer referência, neste trabalho, será adotada a classificação da Aluminium Association, a mais frequentemente utilizada.

As ligas de alumínio para fundição são identificadas pela Aluminum Association através de uma nomenclatura decimal, que define os vários tipos de ligas para fundição. Devido às diferenças existentes nas capacidades de processo, nem todas as ligas são possíveis de serem vazadas por todos os métodos disponíveis.

As ligas para fundição são normalmente divididas em famílias, cujas características são consideradas em função das necessidades de processo como, por exemplo, usinabilidade, resistência à corrosão, entre outros. A designação adotada pela Aluminium Association para identificar os vários grupos de ligas para fundição segue o esquema apresentado na tabela 3.

TABELA 3: Classificação das ligas para fundição, segundo a Aluminium Association. (ALUMINIUM standard and data, 1997).

GRUPO	DESIGNAÇÃO
Alumínio (mín. 99,00% de Al)	1XX.X
Cobre	2XX.X
Silício, também contendo Mg e/ou Cu.	3XX.X
Silício	4XX.X
Magnésio	5XX.X
Série não utilizada	6XX.X
Zinco	7XX.X
Estanho	8XX.X
Série não utilizada	9XX.X

1.3.2.2 - Ligas trabalháveis mecanicamente – classificação quanto a composição química

Os sistemas existentes para designação das ligas trabalháveis mecanicamente apresentam um bom nível de padronização. Sob a coordenação da Aluminium Association, os principais produtores americanos de alumínio adotaram um sistema de identificação numérico, composto de quatro dígitos, para a identificação dos vários grupos dessas ligas.

A tabela 4 apresenta o sistema de identificação das ligas trabalháveis mecanicamente adotado no Brasil, padronizado pela ABNT (NBR 6834) e compatível com o sistema adotado pela Aluminium Association.

TABELA 4: Classificação das ligas trabalháveis mecanicamente segundo a Aluminum Association. (ALUMINUM standard and data, 1997).

GRUPO	DESIGNAÇÃO
Alumínio (mín. 99,00% de Al)	1XXX
Cobre	2XXX
Manganês	3XXX
Silício	4XXX
Magnésio	5XXX
Magnésio e Silício	6XXX
Zinco	7XXX
Outros elementos	8XXX
Série não utilizada	9XXX

Na série 1XXX, os últimos dois dígitos definem a porcentagem de alumínio, mínimo de 99,00%. Da série 2XXX até a série 7XXX, o grupo de liga é determinado pelo elemento presente em maior quantidade porcentual. Exceção para a série 6XXX, onde as proporções de magnésio e silício para a formação de siliceto de magnésio (Mg_2Si) são importantes. O segundo dígito se refere a versão da liga registrada, sendo a versão original designada por 0 e os casos de modificação das ligas recebem os dígitos 1, 2, 3 etc.

1.3.3 - Classificação quanto ao tratamento termomecânico

As ligas trabalháveis mecanicamente possuem uma classificação que expressa a condição da liga para a sua utilização. Esta classificação se aplica tanto às ligas tratáveis termicamente quanto as não tratáveis termicamente.

São cinco condições de tratamentos termomecânicos existentes:

“F” - Como fabricado. Aplica-se aos produtos conformados mecanicamente sem controles especiais das condições térmicas ou de deformação. As propriedades mecânicas não são especificadas.

“O” - Recozido. Aplica-se aos produtos trabalhados mecanicamente, que foram recozidos para obtenção de menor resistência mecânica e para produtos fundidos, que foram recozidos para melhorar a sua ductilidade e estabilidade dimensional.

“H” - Encruado. Aplica-se às ligas não tratáveis termicamente. Indica que o produto foi endurecido por deformação a frio, podendo ou não ter sofrido tratamentos térmicos para redução de resistência mecânica. O “H” sempre vem acompanhado de dois ou mais dígitos. O primeiro dígito que segue o “H” indica a seqüência de operações básicas.

H1 – Material encruado. Deformado mecanicamente para obtenção das propriedades desejadas sem nenhum tratamento térmico posterior.

H2 – Material encruado e parcialmente recozido. Aplica-se aos produtos que foram deformados mais que o desejado e sua resistência foi reduzida por um recozimento parcial.

H3 – Material encruado e estabilizado. Aplica-se aos produtos deformados e cujas propriedades mecânicas são estabilizadas por um tratamento térmico a baixa temperatura, ou, como resultado do calor introduzido durante o processo de fabricação. A estabilização, geralmente, melhora a ductilidade. Esta designação se aplica apenas àquelas ligas que caso não fossem estabilizadas, iriam se amolecer na temperatura ambiente. O dígito que segue o H3 indica o grau de encruamento remanescente após a estabilização.

Os dígitos que seguem as designações H1, H2 e H3 indicam o grau de encruamento do material. O dígito “8” indica o grau de encruamento, cujo limite de resistência é equivalente ao atingido por 75% de redução a frio após



recozimento pleno. A temperatura durante o processo de deformação não pode ultrapassar 50 °C, caso contrário ocorreria amolecimento da liga.

A condição (H1, H2 ou H3) seguida do dígito “8” é referência como sendo completamente endurecida e, quando seguida dos dígitos “2”, “4” e “6” indicam, respectivamente, $\frac{1}{4}$, $\frac{1}{2}$ e $\frac{3}{4}$ de endurecimento da referência. A designação “9” expressa a condição extra dura e se aplica nos casos em que o limite de resistência da liga excede a condição HX8 em 10 MPa ou mais (ALUMINUM standard and data, 1997).

“W” - Solubilizada – Aplica-se aos produtos tratáveis termicamente. É uma têmpera, que resulta numa solução sólida instável, aplicável apenas às ligas que sofrem envelhecimento natural.

“T” - Solubilizada – Aplica-se aos produtos tratáveis termicamente, cujas propriedades são estáveis por algumas semanas após o tratamento termomecânico aplicado. O “T” é sempre seguido de um ou mais dígitos.

A condição “T”, em se tratando de uma condição estável é seguida de um dígito de 1 a 10, o qual indica a seqüência de tratamentos executados.

T1 - Resfriamento após um processamento em alta temperatura e envelhecida naturalmente até uma condição estável.

Aplica-se aos produtos que não foram trabalhados a frio após processamento em alta temperatura.

T2 - Resfriamento após processamento a alta temperatura, seguida de processo de deformação a frio e envelhecida naturalmente até uma condição estável.

Estes produtos normalmente são trabalhados a frio especificamente para melhorar a sua resistência depois do processamento a quente.

T3 - Solubilizada, deformada a frio e envelhecida naturalmente até uma condição estável.



Aplica-se aos produtos que foram deformados a frio especificamente para melhorar a resistência após um tratamento térmico de solubilização e suas propriedades foram estabilizadas por envelhecimento à temperatura ambiente.

T4 - Solubilizada e envelhecida naturalmente.

Aplica-se aos produtos que não foram conformados a frio após o tratamento de solubilização e suas propriedades são estabilizadas por envelhecimento natural.

T5 - Resfriada após processamento a alta temperatura e envelhecida artificialmente.

Inclui os produtos que não foram conformados a frio após um processamento a alta temperatura e cujas propriedades foram melhoradas a partir de um tratamento térmico de precipitação.

T6 - Solubilizada e envelhecida artificialmente.

Aplica-se às ligas que não foram deformadas a frio após o tratamento de solubilização e cujas propriedades mecânicas ou estabilidade dimensional, ou ambas, foram substancialmente melhoradas por tratamento de precipitação.

T7 - Solubilizada e superenvelhecida ou estabilizada.

Aplica-se aos produtos conformados, que sofreram tratamento de envelhecimento além do ponto de máxima resistência mecânica, a fim de proporcionar alguma característica especial, como melhoria da resistência a corrosão sob tensão ou corrosão por exfoliação. Aplica-se aos produtos fundidos que foram artificialmente envelhecidos após tratamento de solubilização para proporcionar estabilidade dimensional e de resistência.

T8 - Solubilizada, deformada a frio e envelhecida artificialmente.

Esta designação aplica-se aos produtos que foram deformados a frio após o tratamento de solubilização, para melhoria de sua resistência, e cujas propriedades mecânicas ou estabilidade dimensional, ou ambas, foram substancialmente melhoradas a partir de tratamento de envelhecimento.

T9 - Solubilizada, envelhecida artificialmente e deformada a frio.



T10 - Resfriada após processamento a quente, deformada a frio e envelhecida artificialmente.

Esta condição identifica materiais que foram deformados a frio especificamente para a melhoria da resistência mecânica, após processamento a quente como, por exemplo, laminação e extrusão e, suas propriedades foram substancialmente melhoradas através de tratamento de envelhecimento.

Quando se deseja identificar uma variação da condição “T”, adiciona-se dígitos, entre os quais, o primeiro não pode ser zero. Exemplos dessas variações foram apresentadas por Mazzolani (1995), seguindo a norma da Aluminium Association, da seguinte forma:

T61	Envelhecimento artificial leve;
T66	Envelhecimento artificial severo;
TX51	Alívio de tensões por estiramento;
TX52	Alívio de tensões por compressão;
TX53	Alívio de tensões por tratamento térmico.

Onde o X representa um número da condição “T”, por exemplo: 4, 6, 7, etc.

1.4 - Metalurgia Física do alumínio e suas ligas

Davis (1996) apresenta uma revisão sobre os principais pontos da metalurgia física das ligas de alumínio, incluindo os efeitos da composição química, conformação mecânica e tratamento térmico sobre as propriedades físicas e mecânicas.

Em termos de propriedades, a melhoria da resistência mecânica é o principal objetivo que se busca no desenvolvimento de ligas, visto que o alumínio puro possui um limite de escoamento em torno de 10 MPa na

condição recozida, limitando assim a sua utilização estrutural. Os dois métodos mais comuns para aumentar a resistência das ligas de alumínio são:

- a) Para as ligas não tratáveis termicamente: através da presença de constituintes de segunda fase dispersos ou em solução sólida e deformação a frio e,
- b) Para as ligas tratáveis termicamente: solubilização dos elementos em solução sólida seguido de envelhecimento, para a precipitação de partículas submicroscópicas coerentes.

Os fatores que afetam os mecanismos de endurecimento das ligas de alumínio serão tratados a seguir.

1.4.1 – Fases em ligas de alumínio

Os elementos mais comuns presentes nas ligas de alumínio comerciais, que proporcionam aumento da resistência mecânica são: cobre, magnésio, manganês, silício e zinco. Todos esses elementos têm significativa solubilidade no alumínio e, em todos os casos, a solubilidade aumenta com o aumento da temperatura, conforme se pode observar na figura 3.

A figura 4 mostra os principais sistemas de ligas baseados nesses elementos.



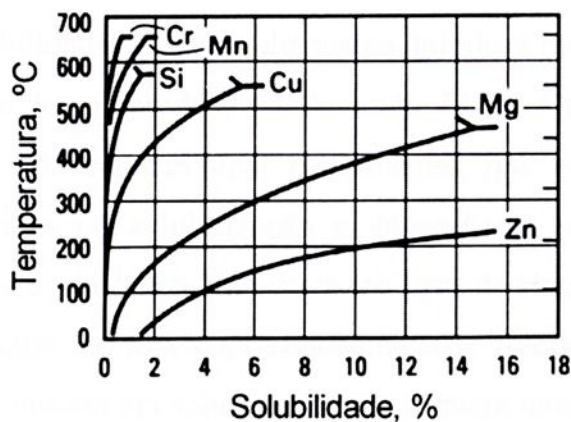


FIGURA 3: Solubilidade dos elementos de liga mais comuns no alumínio em função da temperatura (Davis, 1996).

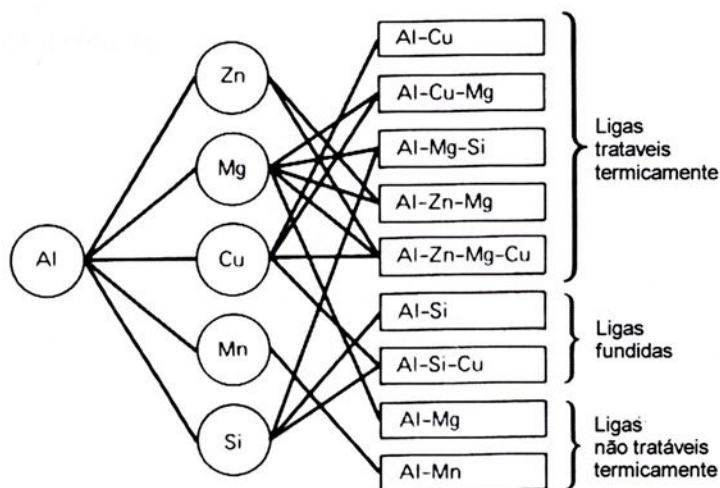


FIGURA 4: Principais sistemas de liga de alumínio (Davis, 1996).

De todos esses elementos, o zinco tem a maior solubilidade no alumínio no alumínio com 66,4% a 380°C (% atômica) (Hatch, 1984). A prata, magnésio e lítio também apresentam solubilidade superior a 10% (% atômica). Gálio, germânio, cobre e silício tem solubilidade entre 1 e 10 % (% atômica).

Todos os demais elementos são menos solúveis. A tabela 5 apresenta os limites de solubilidade de vários elementos químicos no alumínio.

A redução da solubilidade do elemento de liga à medida que se reduz a temperatura é uma característica fundamental, que constitui a base dos tratamentos térmicos de solubilização e subsequente precipitação, para o aumento de dureza e resistência mecânica das ligas de alumínio.

Os elementos de liga cuja concentração é inferior ao seu limite de solubilidade permanecem em solução sólida e formam uma única fase.

A solubilidade dos elementos de liga no alumínio é a premissa básica para a criação dos grupos de liga estabelecidos pela Aluminium Association. O Zinco, magnésio, cobre, manganês e silício atendem este requisito. O lítio apresenta potencial de utilização em ligas especiais. A prata apresentaria custo elevado para utilização comercial. O gálio e germânio podem ser classificados como elementos exóticos.



TABELA 5: Limites de solubilidade de vários elementos químicos no alumínio, em porcentagem atômica e em peso, nas fases líquida e sólida. (Hatch, 1984).

Elemento	Temperatura (°C)	Solubilidade Líquida (% em peso)	Solubilidade Líquida (%at.)	Solubilidade sólida (% em peso)	Solubilidade sólida (% at.)
Ag	570	72,0	60,9	55,6	23,8
Au	640	5	0,7	0,36	0,049
Be	645	0,87	2,56	0,063	0,188
Ca	620	7,6	5,25	<0,1	<0,05
Cd	650	6,7	1,69	0,47	0,11
Cr	660	0,41	0,21	0,77	0,40
Cu	550	33,15	17,39	5,67	2,48
Fe	655	1,87	0,91	0,052	0,025
Ga	30	98,9	97,2	20,0	8,82
Ge	425	53,0	29,5	6,0	2,30
Li	600	9,9	30,0	4,0	13,9
Mg	450	35,0	37,34	14,9	16,26
Mn	660	1,95	0,97	1,82	0,90
Mo	660	0,1	0,03	0,25	0,056
Na	660	0,18	0,21	<0,003	<0,003
Pb	660	1,52	0,20	0,15	0,02
Sb	660	1,1	0,25	<0,1	<0,02
Si	580	12,6	12,16	1,65	1,59
Sn	230	99,5	97,83	<0,01	<0,002
Ti	665	0,15	0,084	1,00	0,57
Zn	380	95,0	88,7	82,8	66,4
Zr	660	0,11	0,033	0,28	0,085

Quando a concentração de um elemento de liga excede o seu limite de solubilidade, há formação de constituintes microestruturais de segunda fase, que podem consistir tanto do elemento de liga puro como de compostos intermetálicos. No primeiro caso encontram-se o silício, estanho e berílio. Se a liga for ternária ou de maior ordem, o silício ou estanho pode formar também

intermetálicos. A maioria dos elementos de liga forma compostos com o alumínio em ligas binárias e fases mais complexas em ligas ternárias ou de maior ordem.

O manganês e o cromo fazem parte do grupo de elementos que formam predominantemente constituintes de segunda fase, porque em ligas comerciais possuem limite de solubilidade baixo.

Existe uma ampla variedade de fases intermetálicas que podem ocorrer nas de ligas de alumínio, devido a eletronegatividade e trivalência do alumínio.

Metais de transição exibem freqüentemente metaestabilidade, ou seja, uma fase formada durante a solidificação rápida transforma-se no estado sólido em outra fase como, por exemplo: $\text{Fe}_3\text{Al}_6 \rightarrow \text{Fe Al}_3$.

A tabela 6 lista as principais classes de ligas de alumínio e fornece as fases possíveis, que podem ocorrer nessas ligas. As fases citadas podem não aparecer simultaneamente, visto que algumas podem surgir na estrutura bruta de fusão e serem gradualmente substituídas por outras por ocasião de tratamentos térmicos.



TABELA 6: Fases possíveis em vários sistemas de ligas de alumínio (Davis, 1996).

Sistema de Liga	Exemplo	Forma	Fases
Al-Fe-Si	1100	Placa	FeAl ₃ , FeAl ₆ , Fe ₃ SiAl ₁₂ , Fe ₂ Si ₂ Al ₉ , Si
		Trabalhado	FeAl ₃ , Fe ₃ SiAl ₁₂
Al-Fe-Mn-Si	3003	Placa	(Fe,Mn)Al ₆ , α (Al-Fe, Mn-Si).Si
		Trabalhado	(Fe,Mn)Al ₆ , α (Al-Fe,Mn-Si)
Al-Fe-Mg-Si (Mg:Si = 1.7:1)	6063	Placa	FeAl ₃ , FeAl ₆ , Fe ₃ SiAl ₁₂ , Mg ₂ Si
		Trabalhado	FeAl ₃ , Fe ₃ SiAl ₁₂ , Mg ₂ Si
Al-Fe-Mg-Si (alto Si)	356	Fundido	Fe ₃ Si ₂ Al ₉ , Mg ₂ Si, Si
Al-Fe-Mg-Si (alto Mg)	520	Fundido	FeAl ₃ , Fe ₃ SiAl ₁₂ , Mg ₂ Si, Mg ₂ Al ₃
Al-Cu-Fe-Si	295	Fundido	FeAl ₃ , Fe ₃ SiAl ₁₂ , CuAl ₂ , Cu ₂ FeAl ₇
Al-Fe-Mg-Si-Cr	6061	Placa	(Fe,Cr) ₃ SiAl ₁₂ , Fe ₂ Si ₂ Al ₉ , Fe.Mg ₃ Si ₆ Al ₈ , Mg ₂ Si, Si
		Trabalhado	(Fe,Cr) ₃ SiAl ₁₂ , Mg ₂ Si
Al-Cu-Fe-Si-Mg-Mn	2014	Placa	(Fe,Mn) ₃ SiAl ₁₂ , CuAl ₂ , Cu ₂ Mg ₅ Si ₆ Al ₅ , Si
		Trabalhado	(Fe,Mn) ₃ SiAl ₁₂ , CuAl ₂ , Cu ₂ Mg ₈ Si ₆ Al ₅
	2024	Placa	(Fe,Mn)Al ₆ , (Fe,Mn)Al ₃ , (Fe,Mn) ₃ SiAl ₁₂ , Mg ₂ Si, CuAl ₂ , CuMgAl ₂ , Cu ₂ FeAl ₇
		Trabalhado	(Fe,Mn) ₃ SiAl ₁₂ , Mg ₂ Si, CuMgAl ₂ , CuFeAl ₇ , Cu ₂ Mn ₃ Al ₂₀
Al-Fe-Mg-Ni-Fe-Si	2218, 2618	Trabalhado e	Além de outras fases, níquel precipita NiAl ₃ , Ni ₂ Al ₃ , Cu ₃ NiAl ₆ ou FeNiAl ₉
		Placa	
Al-Fe-Mg-Ni-Fe-Si	5083,5086 ,5456	Placa	(Fe,Mn,Cr)Al ₆ , (Fe,Mn,Cr) ₃ SiAl ₁₂ , Mg ₂ Al ₃ , (Cr,Mn,Fe)Al ₇
		Trabalhado	(Fe,Mn,Cr) ₃ SiAl ₁₂ , Mg ₂ Si, Mg ₂ Al ₃ , Cr ₂ Mg ₃ Al ₁₈
Al-Cu-Mg-Zn-Fe-Si-Cr	7075	Placa	(Fe,Cr)Al ₃ , (Fe,Cr) ₃ SiAl ₁₂ , Mg ₂ Si, Mg(Zn ₂ AlCu), CrAl ₇
		Trabalhado	(Fe,Cr) ₃ SiAl ₁₂ , Cu ₂ FeAl ₇ , Mg ₂ Si, CuMgAl ₂ , Mg(Zn ₂ AlCu) Cr ₂ Mg ₃ Al ₁₈

1.4.2 – Mecanismos de endurecimento.

Os objetivos predominantes no desenvolvimento de ligas de alumínio são o aumento da resistência mecânica, dureza, resistência à abrasão, fluência e fadiga. Os efeitos dessas propriedades são específicos para as diferentes combinações de elementos de liga, seus diagramas de fase e microestruturas de solidificação, história termomecânica e deformação a frio. Estes fatores dependem da liga ser tratável termicamente ou não.

1.4.2.1 - Mecanismos de endurecimento em ligas não tratáveis termicamente.

O aumento da resistência mecânica das ligas não tratáveis termicamente ocorre, principalmente, a partir da formação de solução sólida, constituintes microestruturais de segunda fase e encruamento. As ligas desse tipo constituem, principalmente, os grupos 3XXX e 5XXX contendo magnésio, manganês e cromo, o grupo 1XXX e, algumas ligas do grupo 4XXX, contendo apenas silício.

a) Formação de solução sólida

Para os elementos que formam solução sólida, os efeitos são maiores, quando o elemento em solução possui uma grande diferença de raio atômico entre o solvente (Al) e soluto (elemento de liga). Este fator é evidente a partir da observação da tabela 7.

TABELA 7: Aumento porcentual na tensão de escoamento e resistência à tração, como efeito da adição de 1% de soluto em solução sólida no alumínio super puro (Davis, 1996).

Elemento	Diferença de raio atômico entre soluto e solvente (%)	Aumento na tensão de escoamento (%)		Aumento na resistência à tração (%)	
		MPa/(% at.)	MPa/(% peso)	MPa/(% at.)	MPa/(% peso)
Si	- 3,8	9,3	9,2	40,0	39,6
Zn	- 6,0	6,6	2,9	20,7	15,2
Cu	- 10,7	16,2	13,8	88,3	43,1
Mn	- 11,3	-	30,3	-	53,8
Mg	+ 11,8	17,2	18,6	51,0	50,3

As principais ligas de alumínio endurecíveis por solução sólida são as ligas do grupo 5XXX, com teor de magnésio variando de 0.5 a 6 %. Estas ligas freqüentemente contêm pequenas adições de elementos de transição como manganês e cromo e menos freqüentemente zircônio, para controle de tamanho de grão e subgrão, além das impurezas de ferro e silício presentes na forma de partículas intermetálicas. A figura 5 ilustra o efeito do magnésio em solução sólida sobre a tensão de escoamento e alongamento, para as ligas comerciais mais comuns de alumínio - magnésio.

O manganês apresenta solubilidade limitada em ligas comerciais, reduzindo os benefícios proporcionados pelo endurecimento por solução sólida. O cobre é um poderoso endurecedor por solução sólida, onde pequenas adições desse elemento tem grande impacto nas propriedades mecânicas. O silício e zinco completam esse grupo de elementos, que aliam alta solubilidade e diferença de raio atômico.



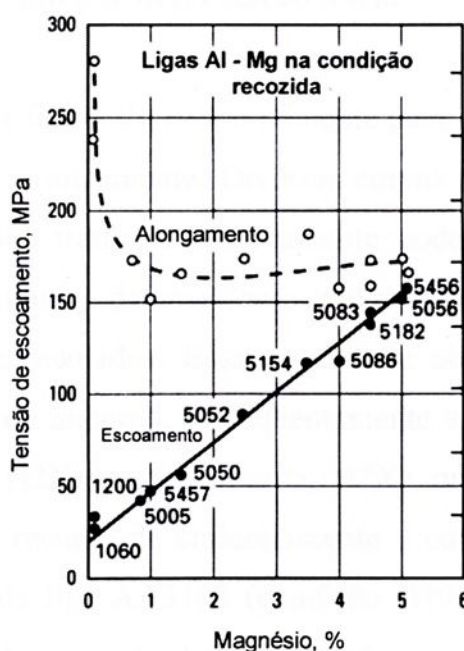


FIGURA 5: Correlação entre tensão de escoamento e alongamento em função do teor de magnésio em solução sólida no alumínio (Davis, 1996).

b) Endurecimento por constituintes de segunda fase

Elementos de liga e suas combinações que formam predominantemente constituintes de segunda fase com baixa solubilidade no alumínio incluem o ferro, níquel, titânio, manganês, cromo e suas combinações.

O aumento de frações volumétricas de fases intermetálicas formadas por esses elementos e pelo silício durante a solidificação, ou por precipitação no estado sólido durante tratamentos térmicos, também aumenta a dureza e a resistência da liga. O efeito da adição de elementos de liga para a formação de intermetálicos é ligeiramente inferior ao efeito obtido com a formação de solução sólida

c) Endurecimento por deformação a frio

A deformação a frio é altamente eficiente para aumentar a resistência das ligas não tratáveis termicamente. Diversas curvas de endurecimento por deformação de ligas não tratáveis termicamente podem ser observadas na figura 6, que ilustra o aumento da resistência com o aumento da redução a frio, para ligas inicialmente recozidas. Este aumento é obtido à custa de uma redução na ductilidade do material. É freqüentemente vantajoso o uso da liga parcialmente recozida (H2X) ou estabilizada (H3X), quando se requer maior conformabilidade. Este recurso de endurecimento é comumente utilizado no processo de produção da liga AA3104 (condição H19), na forma de chapa, utilizada na fabricação do corpo das latas de bebidas.

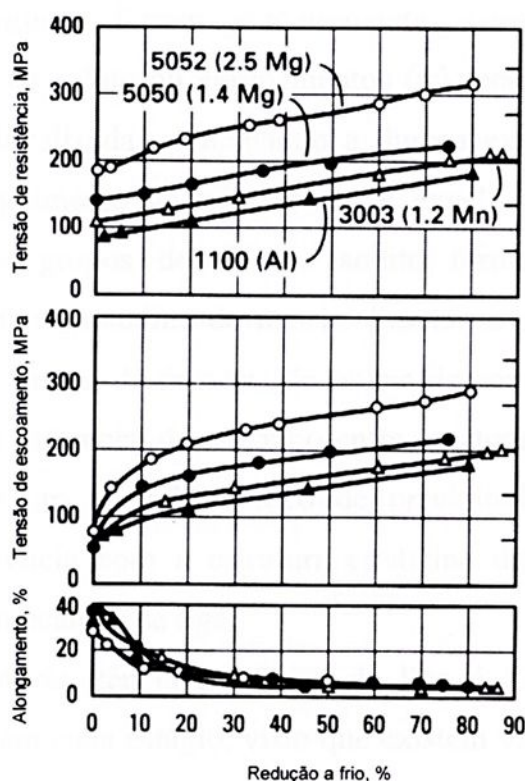


FIGURA 6: Efeito da redução a frio sobre a resistência mecânica e alongamento em ligas de alumínio trabalháveis mecanicamente (Hatch, 1984).

1.4.2.2 - Mecanismos de endurecimento em ligas tratáveis termicamente.

As ligas de alumínio tratáveis termicamente contêm elementos cuja solubilidade decresce com a temperatura, permitindo que se proporcione uma solução sólida que excede a solubilidade de equilíbrio na temperatura ambiente. Entretanto esse mecanismo sozinho não faz com que uma liga seja endurecível por precipitação.

A existência de sistemas binários contendo magnésio, silício, zinco, cromo ou manganês exibe poucas mudanças nas propriedades após tratamento térmico, independente do elemento de liga estar em solução sólida, parcialmente precipitado ou muito precipitado.

Dieter (1981) explica o mecanismo de endurecimento por envelhecimento da seguinte forma: primeiramente ocorre a formação de regiões de segregação de soluto ou agrupamentos (núcleos), os quais podem produzir deformação localizada, aumentando a dureza existente na solução sólida. Com o prosseguimento do tratamento de envelhecimento, ocorre a ordenação de grandes grupos de átomos soluto formando precipitados coerentes com a estrutura cristalina da matriz. Em torno desses precipitado ocorre um aumento do campo de deformação na matriz em relação ao estágio anterior, em função da diferença de tamanho entre os átomos de soluto e do alumínio. A partir de um tamanho crítico de precipitados, estes perdem gradativamente a coerência com a estrutura cristalina da matriz, havendo redução na resistência mecânica da liga.

A evolução na resistência mecânica da liga é função do tipo de precipitados presentes em cada estágio, visto que existem várias maneiras dos precipitados de segunda fase servirem de barreiras a movimentação de discordâncias. As partículas coerentes e semicoerentes podem ser cortadas pelas discordâncias, mas somente com tensões mais elevadas do que as necessárias para elas se movimentarem pela matriz. As partículas não



coerentes forçam as discordâncias a contorna-las com mudanças acentuadas na curvatura das linhas de discordâncias, formando anéis de discordâncias em torno dos precipitados segundo o mecanismo concebido por Orowan (Dieter, 1981). Quanto maior o nível de coerência do precipitado com a matriz, maior é o nível de tensão necessário para prosseguir com a deformação do metal e maior é a resistência mecânica obtida.

a) Tratamentos de envelhecimento natural e artificial

Este tratamento é posterior ao tratamento térmico de solubilização. A solubilização é um tratamento realizado em altas temperaturas, a fim de maximizar a solubilidade, seguido de um resfriamento rápido para uma baixa temperatura, cujo objetivo é obter uma solução sólida supersaturada dos elementos que posteriormente irão participar do tratamento de envelhecimento.

A solubilização é mais efetiva perto da temperatura sólidos ou eutética, onde a temperatura é máxima e a taxa de difusão é maior. Entretanto, cuidados devem ser tomados para se evitar a fusão incipiente de compostos eutéticos e fases em contornos de grão. Tais fusões resultam em trincas e redução da ductilidade da liga. A temperatura máxima a ser utilizada para o tratamento deve também considerar o crescimento de grão, efeitos na superfície e economia operacional. A temperatura mínima deve ser superior a temperatura “solvus”, caso contrário as propriedades desejadas podem não ser obtidas no tratamento de envelhecimento.

A alta resistência é produzida por precipitados finamente dispersos, que se formam durante o tratamento de envelhecimento. O tratamento de envelhecimento pode ser natural ou artificial

Foi em 1906 que Alfred Wilm descobriu o fenômeno de envelhecimento natural ao trabalhar com uma liga de alumínio, cobre e magnésio, conhecida como Duralumínio (Novikov, 1978).

O processo de envelhecimento natural consiste na formação espontânea de uma estrutura de zona G-P (Guinier-Preston) durante a permanência da liga na temperatura ambiente. Dentre as ligas binárias de alumínio, a liga alumínio - cobre exibe comportamento de envelhecimento natural. A resistência e dureza aumentam com o tempo de envelhecimento natural e com o teor de cobre. A correlação entre a dureza e o tempo de envelhecimento pode ser observada na figura 7.

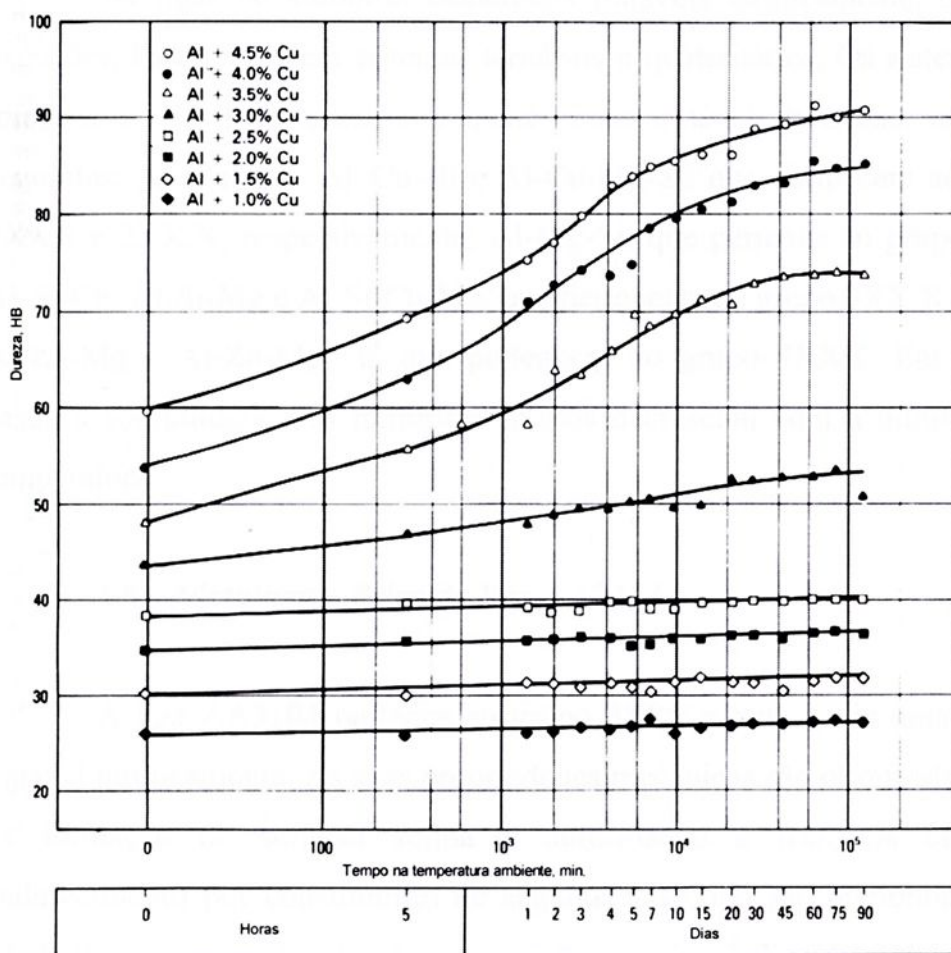


FIGURA 7: Correlação entre dureza e tempo de envelhecimento para uma liga Al - Cu com vários teores de cobre (Davis, 1996).

O envelhecimento artificial ocorre com a exposição da liga solubilizada em temperaturas acima da temperatura ambiente, o que propicia a formação dos precipitados de transição (metaestáveis). Estes precipitados de transição permanecem coerentes com a matriz e, portanto, contribuem para o endurecimento por precipitação. Caso os tempos de aquecimento sejam prolongados, os precipitados coalescem e crescem, mas, o mais importante é que eles tenderão a se converter em suas formas estáveis.

Os precipitados ao atingirem a condição termodinamicamente estáveis tornam-se incoerentes com a matriz, o que conduz a um amolecimento da liga.

As ligas de alumínio comerciais tratáveis termicamente, com raras exceções, baseiam-se em sistemas ternários e quaternários. Os sistemas mais importantes de ligas ternárias e quaternárias tratáveis termicamente são os seguintes: Al-Cu-Mg; Al-Cu-Si e Al-Cu-Mg-Si, que pertencem aos grupos 2XXX e 2XX.X, respectivamente; Al-Mg-Si, que pertence ao grupo 6XXX; Al-Si-Cu, Al-Si-Mg e Al-Si-Cu-Mg, que pertencem ao grupo 3XX.X e as ligas Al-Zn-Mg e Al-Zn-Mg-Cu, que pertencem ao grupo 7XXX. Em todos os casos a solubilidade dos múltiplos solutos decrescem com a diminuição da temperatura.

1.5 – Metalurgia física da liga AA3104

A liga AA3104 pertence ao grupo 3XXX e trata-se de uma liga não tratável termicamente. As suas propriedades mecânicas são otimizadas a partir da formação de solução sólida e deformação a frio. Os efeitos do endurecimento por constituintes de segunda fase não são predominantes. A tabela 8 apresenta os limites de composição química da liga AA3104 definidos pela Aluminium Association.

TABELA 8 – Limites de composição química da liga AA3104, especificados pela Aluminum Association. (ALUMINUM Standard and Data, 1997).

Elemento	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn
Teor (%)	0,6	0,8	0,05-0,25	0,8	1,4	0,05	0,25

Os constituintes de segunda fase possuem importância na textura do produto final e no controle do tamanho de grão.

Adições de manganês na liga AA3104 permitem a formação de precipitados complexos, que não apenas retardam o crescimento de grão durante o reaquecimento da placa, como também propiciam o refino de grão durante a laminação.

A formação desses precipitados durante a solidificação ou resfriamento rápido, envolve a formação de uma solução sólida com concentração de manganês, excedendo largamente o limite de solubilidade.

Durante o reaquecimento para homogeneização, a solução sólida supersaturada causa a precipitação de fases complexas. Essa precipitação não proporciona endurecimento apreciável da liga. O propósito dessa precipitação é produzir partículas finamente dispersas na matriz, que retardam e inibem o crescimento de grão, durante os aquecimentos subsequentes para o processamento da liga. A presença dos dispersóides proporciona um menor tamanho de grão e, conseqüentemente, melhores níveis de propriedades mecânicas.

Para as ligas contendo tanto solução sólida como partículas de segunda fase e/ou precipitados dispersóides, todos esses componentes da microestrutura contribuem para aumentar a sua resistência mecânica. A figura 8 mostra os efeitos do aumento dos teores de magnésio e manganês sobre as propriedades mecânicas de uma liga de Al-Mg-Mn, na condição recozida.

O aumento no teor de magnésio representa uma contribuição ao endurecimento por solução sólida. Já o aumento do teor de manganês proporciona uma maior fração de precipitados de segunda fase e dispersóides, que contribuem para o aumento da resistência mecânica controlando o tamanho de grão final do material.

Uma outra contribuição dos precipitados de segunda fase na liga AA3104 é atribuída aos precipitados do tipo $\alpha\text{-Al}_{12}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}$. Estes precipitados proporcionam uma melhor limpeza das ferramentas de estampagem, servindo como abrasivos.

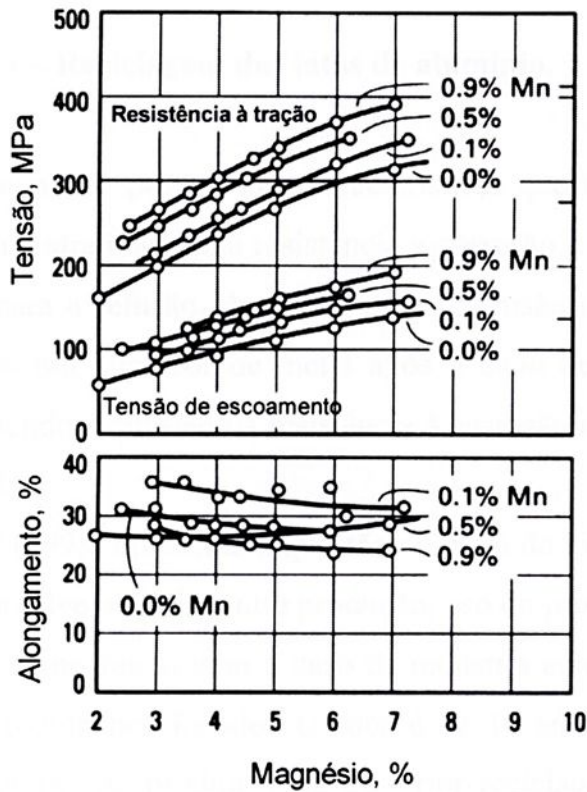


FIGURA 8: Correlação entre resistência à tração, tensão de escoamento e alongamento em função do teor de magnésio e manganês presentes na liga Al-Mn-Mg (Hatch, 1984).

1.6 – Processo de fabricação de chapas da liga AA 3104 para produção de latas de bebidas.

O processo de produção de chapas de alumínio destinadas à produção de latas de bebida pode ser dividido nas seguintes etapas:

- Reciclagem das latas de alumínio;
- Fundição do alumínio e lingotamento das placas;
- Laminação a quente;
- Laminação a frio.

1.6.1 – Reciclagem das latas de alumínio.

O alumínio possui duas características que tornam a sua reciclagem extremamente atrativa: a sua resistência a corrosão e a menor taxa de energia necessária para a refusão. A resistência à corrosão do alumínio permite que seja mantido um alto teor de metal após o ciclo de vida do produto ter se encerrado, sendo a questão da resistência à corrosão menos crítica para o caso do produto lata.

Ker (1995) apresenta a questão do ciclo de vida definido como “scrap gap”, que envolve o tempo entre produção, uso do produto e retorno para a sua reciclagem, comparando com o caso da indústria automobilística, cujo tempo médio do produto nos Estados Unidos é de 10 anos, e neste caso, o maior tempo de retorno do produto para posterior reciclagem torna a resistência à corrosão um fator de maior importância.

A segunda característica mencionada por Ollenschläger (1999) refere-se ao consumo específico de energia na produção do alumínio secundário, conforme pode ser observado na tabela 9, que mostra o grande benefício obtido na rota de produção secundária, visto que se reduz o consumo energético da ordem de 95%.

TABELA 9 – Consumo de energia para produção de alumínio primário em comparação com dois processos de produção de alumínio secundário (Ollencläger, 1999 & Silva 2001).

Processo	Consumo Energético (kWh/t alumínio produzido)
Alumínio Primário	15200
Forno rotativo “ <i>air fuel burner</i> ”	1200-1700
Forno rotativo “ <i>oxy-fuel burner</i> ”	600

A primeira etapa do processo de reciclagem do alumínio consiste no recebimento das latas usadas pelo reciclador de alumínio. A compactação do material representa um aspecto importante economicamente para o transporte, visto que o material a granel apresenta uma densidade de 100 a 180 kg/m³ contra uma densidade atingível de até 700 kg/m³ por ocasião de compactação (Filleti, 1997). A compactação dos blocos não só reduz o custo de transporte como também reduz a necessidade de área de estocagem e facilita o manuseio da sucata.

A primeira etapa do processamento dos blocos de latas usadas consiste na abertura dos fardos em um desfardador, seguido do corte progressivo das latas em fragmentos menores com auxílio de um moinho de facas e, posteriormente por um moinho de martelos. As latas são cisalhadas nesses equipamentos, liberando as impurezas contidas nas mesmas.

A fragmentação das latas permite a utilização de separadores magnéticos, que podem ser constituídos de eletroímãs ou magnetos permanentes. Assim, qualquer contaminante magnético, principalmente, o ferro, pode ser removido das latas de alumínio. A utilização de um filtro pneumático, conhecido como “*Air Knife*”, promove a remoção de materiais pesados não magnéticos como o zinco, chumbo e aço inoxidável. Peneiras

vibratórias completam o processo de limpeza fina, removendo materiais finos, incluindo terra ou areia.

A etapa seguinte do trabalho consiste na queima de tintas e vernizes existentes nas latas. Durante esse processo, materiais orgânicos são decompostos e oxidados em altas temperaturas, em torno de 450°C. Tremblay & Litalien (1997) mostraram a importância dessa etapa do processo, que permite um aumento do rendimento metálico na operação de reciclagem.

As latas de alumínio apresentam entre 2 e 3 % em peso de revestimento de tintas e vernizes (Tremblay & Litalien, 1997). A maioria dos compostos orgânicos do revestimento das latas são completamente decompostos em temperaturas a partir de 450 °C. Baseando-se nesse princípio, Davis (1996) apresenta dois processos típicos utilizados na indústria de reciclagem. No primeiro, o material permanece durante um longo tempo de exposição a uma temperatura acima da temperatura de volatilização de orgânicos, mas relativamente baixa comparada com a temperatura de fusão da liga. No segundo processo, o metal é exposto a uma temperatura ligeiramente inferior ao ponto de fusão da liga, a um tempo menor que no primeiro processo.

No primeiro caso, o metal é depositado em uma panela, de 200mm de profundidade, passando em seguida por uma câmara quente mantida a 520°C. A atmosfera do forno contém produtos de combustão diluídos no ar, que garantem um ambiente adequado para o processo de remoção de vernizes, havendo pirólise e combustão.

O segundo processo emprega um forno rotativo com um sistema de recirculação de gás aquecido, com vários pontos de entrada para os produtos de combustão, sendo a temperatura do último estágio da ordem de 615 °C, muito próxima da temperatura de fusão incipiente do metal, no caso das ligas do grupo 5XXX. Segundo Davis (1996), ambos os sistemas permitem a remoção das camadas de tinta e verniz e matéria orgânica até da ordem de 4% em peso.

O controle do processo nessa etapa é crítico, porque a remoção insuficiente de material orgânico permite que a sucata de latas carregue pintura queimada para o forno, o que provoca aumento na perda de metal durante a fusão. Freti (1982) & Stewart (1977) demonstraram que a presença de compostos orgânicos pode reduzir o rendimento de recuperação da sucata em até 10%. Por outro lado, a exposição da sucata em temperaturas elevadas ou em temperaturas apropriadas por tempos longos aumenta a oxidação do alumínio, gerando também redução na eficiência da fusão. Este fato foi bem tratado por Tenório (1996), que através de ensaios termogravimétricos demonstrou a importância do correto controle do tempo e temperatura para a otimização do rendimento metálico na etapa posterior de fusão.

Por fim, tem-se a fusão da sucata de latas. Existem dois processos típicos de fusão de latas usadas. O primeiro normalmente não faz uso das etapas de preparação e limpeza da sucata descritas no presente trabalho, sendo os blocos de alumínio carregados diretamente em fornos rotativos com camada protetora de sais equimolares de cloreto de sódio e cloreto de potássio. Filleti (1997) refere-se a uma eficiência típica de recuperação metálica entre 70 e 76% para os fornos rotativos, havendo uma grande probabilidade de contaminações de ferro, chumbo e zinco.

O segundo processo apresentado por Filleti (1997) utiliza todas as etapas citadas de preparação e limpeza da sucata, sendo carregados os picotes de alumínio diretamente em um forno tipo "*Side-Well*". No forno "*Side-Well*", o alumínio é fundido por submersão em alumínio líquido. A ausência de atmosfera em contato com o alumínio líquido garante uma alta eficiência metálica desse processo. Um desenho esquemático do forno *Side-Well* é apresentado na figura 9. O metal fundido é transferido dos fornos *Side-Well* para fornos de fusão por intermédio de cadinhos.

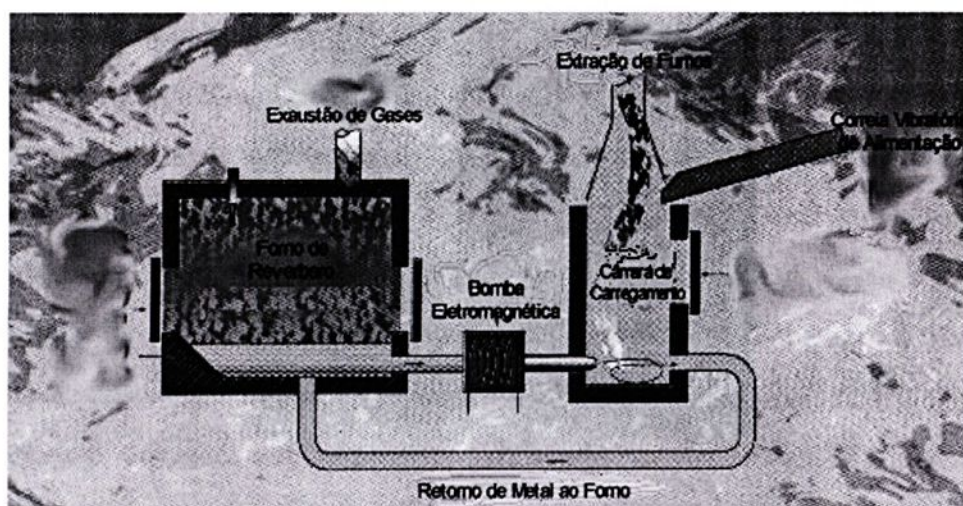


FIGURA 9 – Esquema ilustrativo do forno *Side-Well* EMP Technologies (EMP Technologies, 2001).

1.6.2 – Fundição da liga AA3104 e lingotamento das placas.

Os fornos de fusão podem apresentar capacidade de até 120 toneladas de metal. Além do metal líquido recebido do centro de reciclagem, sucata interna do processo de laminação, alumínio primário e anteligas fazem parte do padrão de carga na produção da liga AA3104, conforme já descrito por Steverson (1998) e mostrado na figura 2.

Estes fornos de fusão estacionários devem trabalhar com sucata isenta de óleo, tintas e outros contaminantes, a fim de minimizar a perda de fusão por oxidação. Após o processo de carregamento do forno, procede-se a fusão do material após a qual realiza-se a operação de remoção da escória formada.

Do metal líquido são retiradas amostras para análise química e o ajuste fino da composição química é feito adicionando-se anteligas. A figura 10 ilustra um forno de fusão com carregamento pelo topo, onde a abobada do forno é removível para adição de sucata.

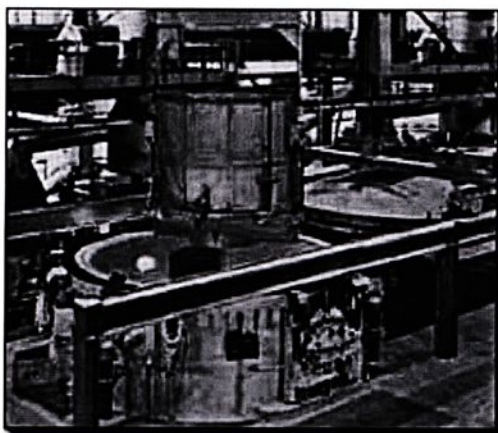


FIGURA 10 – Forno para fusão de sucata Brasimet (Brasimet, 2001).

Após o ajuste da composição química, a carga do forno é transferida por gravidade para um forno de tratamento conhecido como forno “*Holder*”, mostrado na figura 11. Estes fornos são do tipo basculantes.

No forno de tratamento, executa-se o processo de fluxação do metal, cujos objetivos e mecanismos foram descritos por Rocha & Pires (2000).



FIGURA 11 – Forno *Holder* Maerz-Gautschi (Maerz-Gautschi, 2001).

1.6.2.1 – Tratamento do metal líquido (Rocha & Pires, 2000).

No Brasil, o tipo mais comum existente de fluxação em fornos é aquele que utiliza uma mistura de gases nitrogênio e cloro. Existem outras alternativas de uso, com mistura de sais de cloreto de magnésio e cloreto de potássio sob suspensão em nitrogênio, conforme descrito por Bridi (2000).

São os seguintes os objetivos principais do tratamento de fluxação:

- a) Remoção de álcalis (Ca, Na, Li);
- b) Remoção de Hidrogênio e,
- c) Remoção de inclusões.

O impacto negativo deste tratamento está na quantidade de escória gerada e nas emissões gasosas.

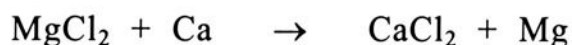
a) Remoção de álcalis

Os metais alcalinos são basicamente provenientes dos fornos de redução. Outra fonte de contaminação com estes metais são os materiais reciclados.

Como demonstrado por Celik & Doutre (1989), a presença de um componente reativo na mistura de gases acelera a remoção de cálcio, sódio e lítio das ligas de alumínio. O componente reativo mais comum é o cloro; em alguns casos o Hexafluoreto de Enxofre (SF_6) também é empregado. O cloro reage com os elementos alcalinos formando sais do tipo: AlCl_3 , MgCl_2 , LiCl , NaCl , CaCl_2 . A estabilidade desses sais se encontra apresentada em ordem crescente da esquerda para a direita.

Os elementos que formam os compostos mais estáveis podem ser seletivamente removidos pela adição de cloro ou pela adição de um

composto menos estável como o MgCl_2 , que pode remover cálcio, sódio e lítio, de acordo com as seguintes reações:



b) Remoção de hidrogênio

A presença do hidrogênio no metal decorre da reação do vapor de água presente na atmosfera do forno com o alumínio líquido segundo a reação:



O vapor de água pode ser proveniente de diversas fontes tais como, óleo combustível, resíduos diversos, entre outras.

O mesmo mecanismo se dá no transporte do metal líquido do forno para o poço de vazamento, onde o alumínio líquido tem contato com refratários (que podem conter umidade), além da própria umidade relativa do ar.

O hidrogênio é removido tanto pelo processo de fluxação por gases reativos como por gases inertes. A presença de um gás reativo na mistura aumenta a eficiência de remoção do hidrogênio, porém, tem um efeito temporário, pois, assim que acaba o tratamento, o nível de hidrogênio começa a subir novamente, especialmente se o queimador do forno estiver ligado, devido à presença de vapor d'água nos gases de combustão.

Se níveis de hidrogênio menores que 0,20 a 0,25 ml H_2 por 100g de alumínio forem requeridos, o processo de fluxação no forno não garante tais valores. O hidrogênio só pode ser permanentemente e

eficientemente removido, quando é realizada uma degaseificação “em linha” durante o processo de vazamento das placas ou tarugos.

c) Remoção de inclusões

De todos os aspectos da fluxação, a remoção de inclusões é o item mais complexo.

A figura 12 resume os eventos relacionados com a remoção de inclusões, que ocorrem durante o processo de tratamento por fluxação, segundo Celik & Doutre (1989).

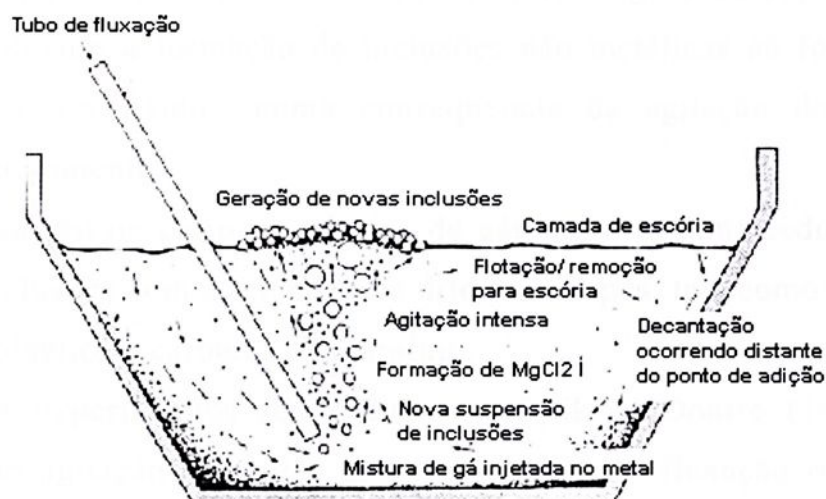


FIGURA 12 – Esquema do processo de remoção de inclusões (Celik & Doutre, 1989).

Conforme a figura 12, o processo de remoção de inclusões constitui-se nos seguintes eventos:

- a) As inclusões decantadas são suspensas novamente.

- b)** Inclusões removidas por suspensão e/ou flotação são capturadas na camada de escória. Este mecanismo é mais eficiente com a presença de cloro.
- c)** Sedimentação de inclusões em locais com pouca movimentação de metal.
- d)** Formação e suspensão de $MgCl_2$, que pode aderir às paredes do forno.
- e)** Novas inclusões podem ser formadas pela reação do metal líquido com a atmosfera do forno ou agitação da escória.

A fluxação com gás inerte mostrou-se completamente ineficiente para a remoção de inclusões e, em alguns casos, o nível aumentou devido a formação de inclusões não metálicas na forma de óxidos e filmes óxidos, como consequência da agitação do metal durante o tratamento.

A adição de cloro na mistura de gás promove uma redução no nível de inclusões com a remoção de diferentes tipos, tais como: filmes óxidos, espinélios e carbetos de alumínio.

Nos experimentos realizados por Celik & Doutre (1989), a ausência de agitação mecânica do metal durante a fluxação originou resultados inconsistentes e às vezes o nível de inclusões após fluxação era maior do que antes do tratamento.

A tabela 10 compara a eficiência da utilização de cloro na remoção de inclusões, para três métodos distintos. A diferenciação das técnicas de tratamento partem do processo por tubo, que envolve apenas a injeção de gás, passando pelo processo com a injeção de gás e circulação forçada do metal, e finalmente, a dispersão de gás promovida por um rotor e circulação do metal.

A agitação do banho próximo ao ponto de injeção de gás e a utilização de um rotor tem como objetivo cisalhar as bolhas de gás,

reduzindo o seu tamanho. Com a redução do tamanho da bolha, aumenta-se a superfície de reação gás/metal e reduz-se a turbulência gerada pelos gases na superfície do banho no forno. Estes dois fatores proporcionam uma melhor eficácia na utilização dos gases de tratamento e menor geração de novas inclusões.

TABELA 10 – Comparação de eficiência da remoção de inclusões para diferentes técnicas (Celik & Doutre, 1989).

Eficiência de remoção de inclusões utilizando:		
<i>Tubo</i>	<i>Tubo + agitação</i>	<i>Injeção via rotor</i>
25 %	40%	90%

Após o término do tratamento de fluxação, procede-se um repouso do metal onde a decantação de partículas mais densas que o alumínio prossegue e as partículas menos densas continuam a flotar.

1.6.2.2 – Lingotamento das placas.

Após o tratamento preliminar do alumínio no forno, procede-se o lingotamento das placas. O processo requer um sistema de automação integrado para aumentar o controle do processo, aumentar a segurança da operação, além de reduzir a exposição dos operadores ao metal líquido.

O forno de tratamento é basculado por cilindros hidráulicos. Para garantir um nível de metal constante na calha utiliza-se um sensor nesta, para controlar a taxa de basculamento. O metal passa pelo sistema de tratamento “em-linha” composto por sistema de desgaseificação e filtro. As configurações para o sistema de tratamento do metal na calha são variadas, mas sempre buscam a redução do nível de hidrogênio, álcalis e inclusões.

Primeiramente, a remoção de hidrogênio “em-linha” é necessária na produção da liga AA3104, onde teores desse gás abaixo de 0,20 a 0,25 ml de H_2 por 100 g de alumínio são necessários. (Rocha & Pires, 2000). É conhecido de longa data, que a presença de microporosidades influi nas propriedades mecânicas da liga (Davis, 1996). Para atuar sobre esta questão, vários sistemas de degaseificação encontram-se disponíveis no mercado como o Alpur da Pechiney, SNIF da Pyrotech e ACD da STAS. A figura 13 apresenta o sistema de degaseificação ACD produzido pela STAS.

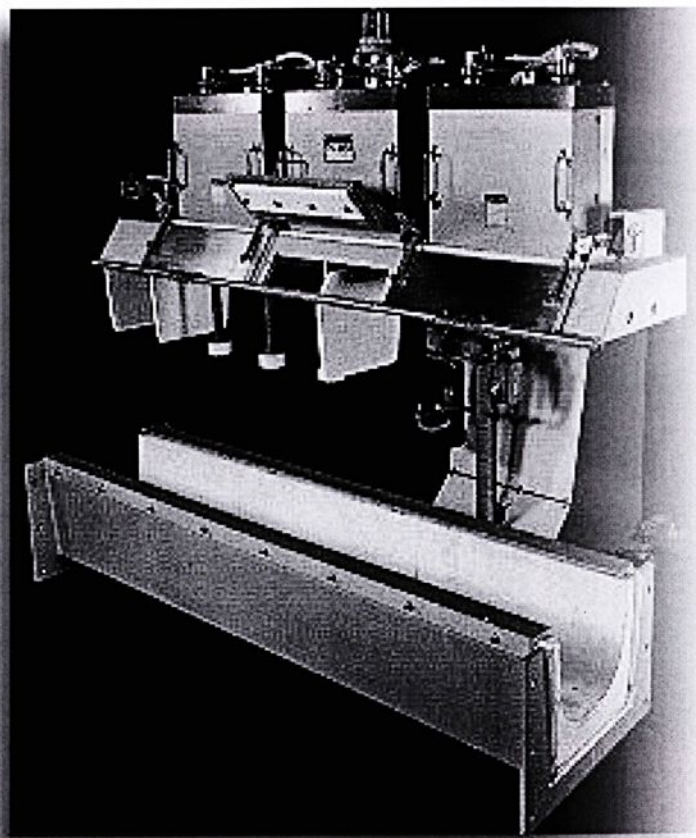


Figura 13 – Degaseificador ACD da STAS (STAS, 2001).

A presença de inclusões é reconhecida como um problema nos processos de fabricação do alumínio (Wang, 1997). Algumas conseqüências

são a redução das propriedades mecânicas, defeitos superficiais, aumento do nível de porosidade e redução da resistência à corrosão da liga.

Especificamente no processo de fabricação de latas, as inclusões em geral provocam furos nas latas, latas rasgadas e dificultam a redução de espessura do corpo das latas. Fielding & Kavanaugh (1996) descrevem opções de filtros para que se garanta um nível baixo de inclusões no metal, que incluem o sistema PTF (*Porous Tube Filters*), filtros de leito profundo como o ABF da STAS e filtros de espuma cerâmica. O filtro ABF da STAS é apresentado na figura 14. Todos estes filtros têm como finalidade atuarem como barreiras físicas para a passagem de inclusões.

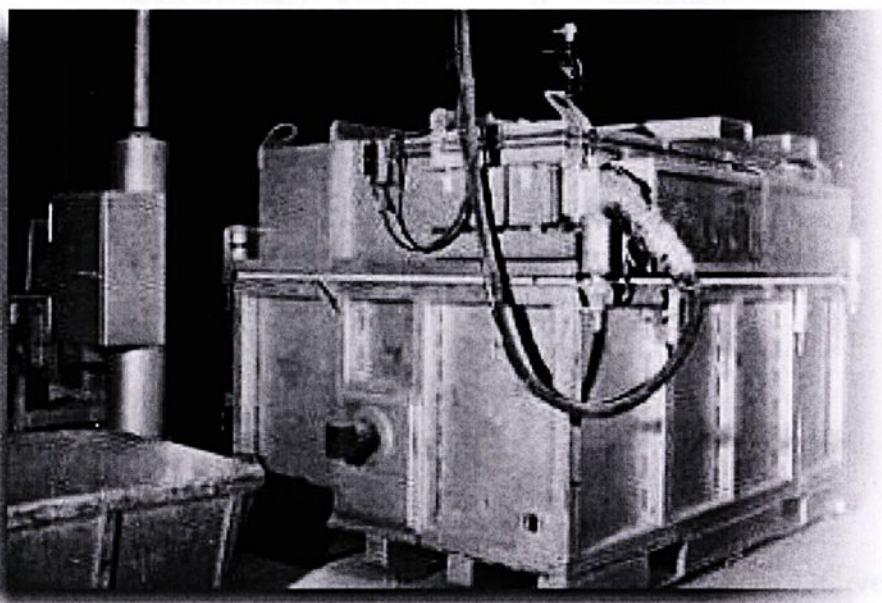


FIGURA 14 – Filtro de leito profundo para inclusões ABF da STAS (STAS, 2001).

Após o metal passar pelos equipamentos de tratamento “em-linha”, tem-se o processo de lingotamento. O principal processo de lingotamento de ligas de alumínio é o *direct-chill* (DC).

O processo DC vertical foi patenteado pela Alcoa em 1942. Este processo pode ser utilizado tanto para vazamento de placas, destinadas a fabricação de chapas, como também de tarugos para extrusão. O vazamento das placas DC é um processo semicontínuo, que pode ser executado na posição vertical ou horizontal. A maior parte da capacidade instalada se apresenta na opção vertical, segundo Davis (1996). A figura 15 ilustra esquematicamente o processo de lingotamento DC vertical.

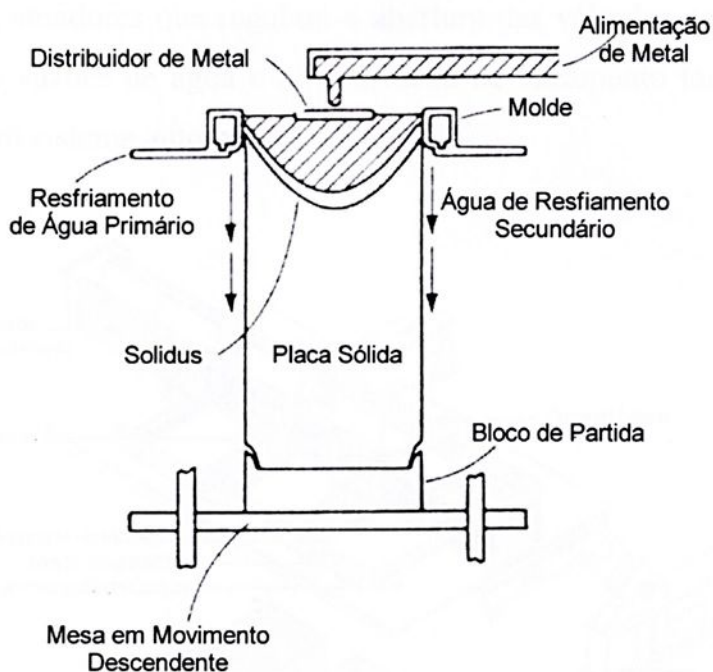


FIGURA 15 – Esquema ilustrativo do processo de lingotamento DC vertical (Davis, 1996).

Um fator chave do processo é a formação de uma casca inicial de solidificação na partida do vazamento, a qual tem que ser resistente o suficiente para reter um poço de metal líquido no interior da placa. Um bloco de partida é posicionado próximo ao molde, onde o metal líquido é recebido.

O contato do metal líquido com o bloco de partida e o molde refrigerado com água cria uma casca inicial de metal sólido. Quando esta casca apresenta uma espessura mínima, o bloco de partida é deslocado para

baixo. Observando-se a figura 15, verifica-se a presença de uma cortina de água que promove o avanço da frente de solidificação. Quando a placa atinge o seu comprimento final, a cortina de água é mantida até que todo o poço de metal líquido se solidifique.

A figura 16 mostra o sistema de lingotamento DC, aonde se observa uma calha de vazamento para a alimentação dos moldes. A alimentação dos moldes é automatizada, com sensores controlando o nível de metal existente em cada molde e atuadores que regulam a abertura das válvulas nos moldes. Neste sistema, as vazões de água e a velocidade de vazamento também são controladas por um sistema automático.

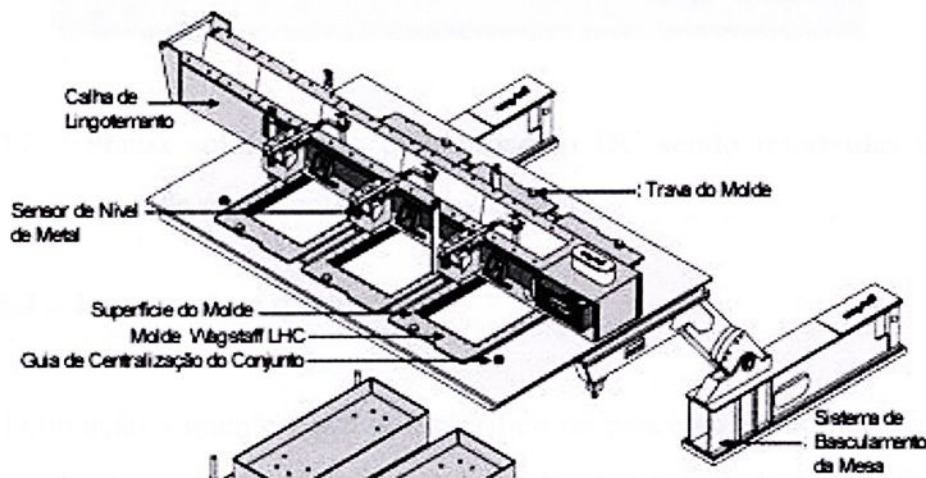


FIGURA 16 – Esquema ilustrativo do processo DC com calha de vazamento para a alimentação dos moldes (Wagstaff, 2001).

Após o processo de solidificação, a microestrutura bruta de fusão da liga é constituída dos seguintes precipitados de segunda fase: $(Fe, Mn)Al_6$ em predominância, $Al_{12}(Fe, Mn)_3Si$ conhecido como fase alfa e a presença de Mg_2Si (Westerman, 1993).

A figura 17 apresenta o produto final na forma de placas obtido pelo processo DC.

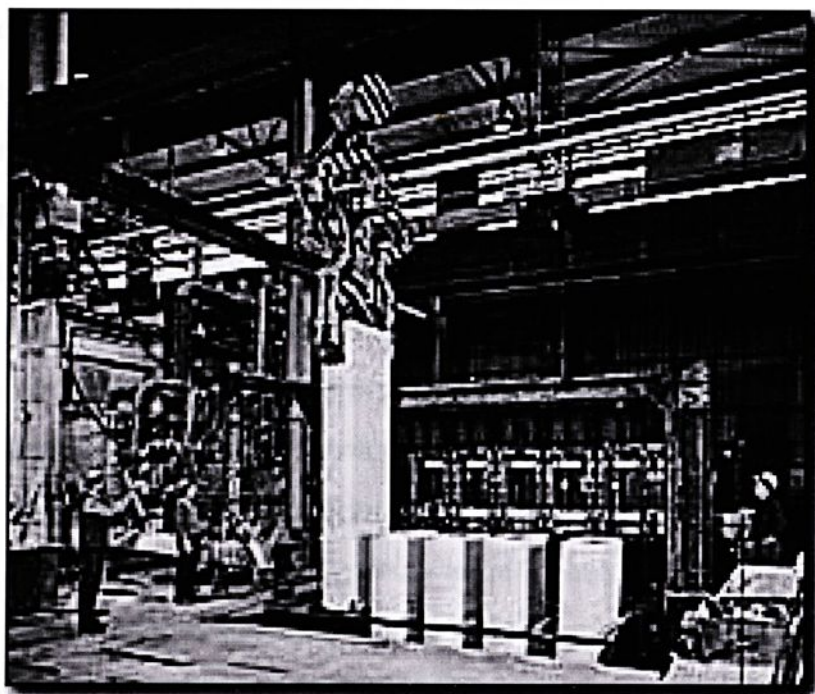


FIGURA 17 – Placas solidificadas pelo processo DC sendo removidas do poço de vazamento (Brasimet, 2001).

1.6.3 – Laminação a quente

A laminação a quente é um ponto crítico no processo termomecânico de fabricação da chapa de alumínio para a indústria de latas. Pode-se dividi-lo em homogeneização das placas e laminação a quente propriamente dita.

1.6.3.1 – Tratamento de homogeneização.

Os objetivos primários da homogeneização são remover micro segregações de soluto, reduzir o manganês em solução sólida, promover o coalescimento de dispersóides para minimizar a formação de “*earing*”, transformação dos constituintes $Al_6(Fe, Mn)$ em $\alpha-Al_{12}(Fe, Mn)_3Si$ para reduzir o acúmulo de metal nas ferramentas durante o processo de estampagem e

estiramento durante as operações de fabricação das latas e garantir uma temperatura elevada do metal para a laminação a quente.

O *earing* é a formação de orelhas durante o processo de estampagem do material, que ocorre devido a anisotropia existente na chapa.

Kamat (1996) estudou os seguintes ciclos de homogeneização:

1. Temperatura baixa: 482°C; patamar 14 horas.
2. Temperatura intermediária: 577°C; patamar de 1 hora.
3. Temperatura intermediária: 577°C; patamar de 14 horas.
4. Temperatura intermediária: 577°C; patamar de 26 horas.
5. Temperatura alta: 599°C; patamar de 17 horas.
6. Duplo estágio: aquecimento até 577°C com patamar de 14 horas, seguido de resfriamento até 454°C com patamar de 6 horas.

Em seu estudo, para as temperaturas de homogeneização mais altas, os dispersóides se apresentaram em menor quantidade. Este fato foi confirmado pela maior presença de manganês em solução sólida nas amostras. Uma maior quantidade de manganês em solução sólida retarda a cinética de recristalização durante o recozimento após a laminação a quente. Sob esse enfoque, as melhores práticas obtidas por Kamat (1996) foram as de baixa temperatura e a de duplo estágio.

O trabalho realizado por Sun (1993) explica o mecanismo de redução do manganês em solução sólida. Este mecanismo pode ocorrer de três formas: na primeira há uma precipitação de dispersóides ricos em manganês. Este mecanismo tem seu pico a 480°C, aproximadamente. Na segunda há uma transformação dos constituintes eutéticos α , que empobrece de Mn a solução. O teor de (Fe+Mn) na fase (Fe, Mn)Al₆ é de cerca de 25 % (em peso), enquanto que na fase α é da ordem de 32%. Com pouco ferro disponível na matriz, a transformação α retira tanto o Si como o Mn da matriz. No terceiro processo de redução do Mn em solução sólida ocorre um enriquecimento de Mn contido nos constituintes eutéticos e nos dispersóides. Este processo pode

ser fortemente afetado pela temperatura de pré-aquecimento e pelo espaçamento das ramificações dendríticas da estrutura de placa.

Palmer & Li (1996) realizaram estudos comparativos entre as práticas de homogeneização simples e de duplo estágio e analisaram, além das propriedades mecânicas, a formação de *earring*. Tendências semelhantes foram estabelecidas para os dois tratamentos de homogeneização. As propriedades mecânicas apresentaram-se ligeiramente piores para a prática de estágio simples, fato atribuído à menor quantidade de manganês em solução sólida. Não se observou nesse trabalho nenhuma melhoria da liga relacionada à formação de “*earring*” com a utilização do processo de duplo estágio.

Por outro lado, observa-se que não existe consenso sobre a melhor prática de homogeneização, havendo autores que preferem utilizar duplo estágio e outros que preferem o simples estágio.

A grande vantagem da utilização do processo de homogeneização de simples estágio está no ganho de produtividade dos fornos de tratamentos térmicos, que pode ser considerada uma etapa limitante do processo produtivo.

De Carvalho (2000) optou pela utilização de uma prática de homogeneização simples no seu estudo sobre o efeito do elemento chumbo no processamento a quente da liga AA3104, que consistiu no aquecimento da liga a 590°C por 5 horas. Segundo De Carvalho, esta é uma prática usual para o processamento térmico industrial da liga destinada à fabricação de latas de alumínio para bebidas.

No presente trabalho adotou-se a prática utilizada por De Carvalho, em função do ganho de produtividade possível com a mesma, reduzindo o tempo de tratamento do produto e o seu custo de produção. A prática utilizada consistiu no aquecimento das amostras a partir da temperatura ambiente até o patamar de 590°C mantido por 5 horas, seguido de resfriamento ao ar até temperatura ambiente.

1.6.3.2 – Laminação a quente das placas.

O deslizamento cristalográfico durante as operações de conformação mecânica tem um papel importante no desenvolvimento da anisotropia da tira laminada a quente. Os dois pontos chaves do processo de laminação a quente são os controles da textura e da microestrutura da liga. O “*earing*” final que se obtém durante o processo de fabricação das latas está diretamente relacionado com a textura da chapa laminada a quente.

Marshal *et al* (1996) citam que as condições microestruturais obtidas com o tratamento prévio de homogeneização influenciam as mudanças de textura durante o processo de deformação a quente. Pode-se citar como condições microestruturais o nível de elementos em solução sólida e a distribuição de precipitados dispersóides, em particular o manganês em solução sólida e distribuição de precipitados $\alpha\text{-Al}_{12}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}$.

A estrutura inicial e o teor de soluto em solução sólida têm papel importante na textura resultante, mas de forma geral a textura dominante na superfície da tira a quente é do tipo “Cu”, $\{112\}\langle 111\rangle$, e na região próxima ao meio da espessura é do tipo “Brass”, $\{110\}\langle 112\rangle$. Quanto a cinética de recristalização, Ren (1996) observou que a superfície se recristaliza mais rapidamente que o centro do material. Assim uma estrutura parcialmente recristalizada tende a manter a estrutura deformada no centro da espessura.

De forma simplificada, uma tira a quente plenamente recristalizada, tem textura cúbica na superfície, $\{100\}\langle 001\rangle$, e uma combinação de textura do tipo “Cu”, $\{112\}\langle 111\rangle$, e tipo “Goss” no centro da tira.

O processo de laminação convencional utilizado na indústria de alumínio para produção de chapas para latas de bebidas consiste de um laminador de desbaste quadro reversível, seguido de um trem de laminadores de acabamento, conhecido na indústria do alumínio como Tandem.



A programação dos passes de laminação nos laminadores de desbaste e de acabamento é função da temperatura final de bobinamento, número de cadeiras e da taxa de deformação em cada cadeira.

A unidade da Alcan de Pindamonhangaba dispõe dos equipamentos de laminação a quente necessários para a fabricação de chapas para latas de bebidas.

Rocha *et al* (2000) apresentam algumas características de um laminador a quente de acabamento com quatro cadeiras de laminação e capacidade para receber tiras a quente com largura mínima de 760 mm e máxima de 2082 mm. A espessura de entrada mínima é de 25,4 mm e máxima de 50,8 mm. O processo de laminação consecutiva ao longo dos quatro passes resulta em tiras acabadas com espessura variando entre dois e oito milímetros.

A figura 18 mostra uma tira laminada a quente no laminador desbastador na planta de laminação da Alunorf, Alemanha.



FIGURA 18 – Laminador desbastador da planta de laminação de Alunorf, Alemanha (De Carvalho, 2000).

Marshall *et al* (1996) informam as condições típicas de acabamento dos laminadores Tandem, para taxas de deformação entre 50 a 150 %/segundo e temperaturas entre 280 e 360 °C. Estudos apresentados por Marshall *et al* demonstram a importância de se controlar a deformação com o objetivo de garantir o nível de textura cúbica. A temperatura empregada na fase de acabamento proporciona o recozimento da liga sem a necessidade de posterior tratamento térmico em forno, “*self-annealing*”.

1.6.4 – Laminação a frio

O processo de laminação a frio da liga AA3104 apresenta dois objetivos básicos: aumento da resistência mecânica e balanceamento da anisotropia (*earing*). A chapa para produção de latas de bebidas deve estar na condição de tratamento termomecânico H19, após uma deformação a frio de aproximadamente 85%. A resistência mecânica é aumentada e em contrapartida há uma redução da ductilidade da liga.

O segundo objetivo foi claramente explicado por De Carvalho (2000) através do esquema mostrado na figura 19.

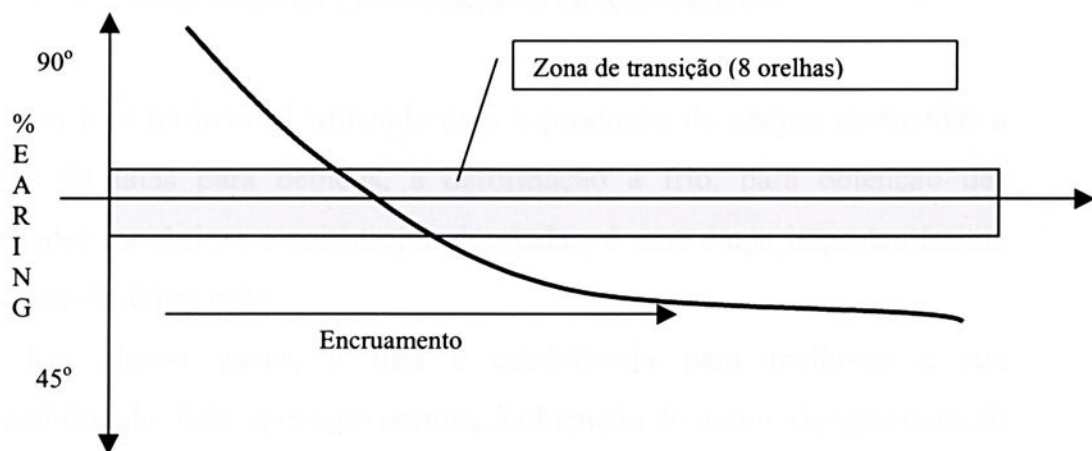


FIGURA 19 – Esquema ilustrativo do comportamento do *earing* em função do grau de encruamento da liga (De Carvalho, 2000).

O processo de recozimento da tira a quente aumenta a textura cúbica proporcionando maiores orelhas (*earing*) a 90° da direção de laminação. A deformação a frio introduz uma componente de *earing* à 45° da direção de laminação. Estes dois fatores devem ser balanceados de forma a se obter latas estampadas com quatro orelhas, proporcionando baixo “*earing*” para o nível de encruamento desejado. Exemplos de *earing* obtidos são apresentados na figura 20.

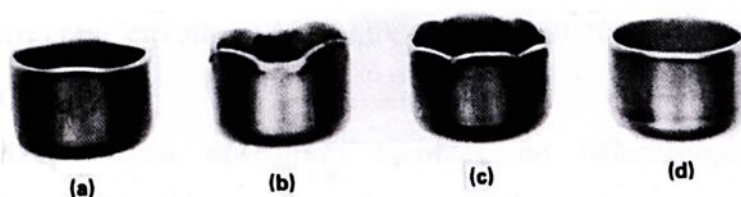


FIGURA 20 – Corpos de prova ensaiados, mostrando a presença de orelhas “*earing*” em relação a direção de laminação. (a) orelhas a 90° ; (b) orelhas a 45° ; (c) corpo de prova com 8 orelhas; (d) corpo de prova sem orelhas (Hatch, 1984).

1.7 – Tratamento de estabilização e envelhecimento

Na rota tradicional utilizada para a produção de chapas destinadas a produção de latas para bebidas, a deformação a frio, para obtenção das propriedades mecânicas e anisotropia desejadas, é uma etapa importantíssima do processo de fabricação.

Em alguns casos, a liga é estabilizada para melhorar a sua conformabilidade. Esta operação permite a obtenção de maior alongamento do material, porém, com a perda de resistência mecânica. As temperaturas de estabilização situam-se entre 120°C e 176°C . Shen (1993) em seu trabalho sobre o efeito da estabilização na conformabilidade da liga AA3104, utilizou

um tratamento de estabilização a 163 °C por 2 horas. O resultado foi o aumento do alongamento de 2,2% para 5,5% na direção de laminação contra um perda de 14,2 MPa no limite de escoamento e 2,1 MPa na resistência à tração da liga.

Uma abordagem rara foi adotada por Inaba & Usui (1993), que utilizaram uma alternativa para a produção de chapas da liga AA3004 para fabricação de latas para bebidas, executando o tratamento de solubilização em amostras a 500 °C por 10 minutos, seguido de resfriamento em água e, posteriormente, envelhecendo entre 100 e 250 °C, por diversos tempos de tratamento.

Os autores utilizaram técnicas de Microscopia Eletrônica de Transmissão para estudar o efeito dos precipitados no aumento das propriedades mecânicas da liga. Verificou-se a presença de partículas $\alpha\text{-Al}_{12}(\text{Fe}, \text{Mn})_3 \text{Si}$, zonas de GPB e fase S'. Análises realizadas mostraram que a fase S' é um composto contendo os elementos alumínio, cobre e magnésio e que essa fase se precipita sobre a fase T ($\text{Cu}_2\text{Mn}_3\text{Al}_{20}$).

O pico obtido nas propriedades mecânicas foi atribuído às zonas GPB e, a fase S' apresentou um impacto negativo sobre as propriedades mecânicas. Inalba & Usui (1993) não conseguiram esclarecer a contribuição da deformação a frio nesse processo.

O mecanismo é semelhante ao observado em ligas de Al-Cu-Mg, onde o elemento cobre é solubilizado e precipitado. Amostras testadas por Inalba & Usui (1993) sem magnésio e cobre não evidenciaram o efeito do envelhecimento.

Assim, espera-se que a liga AA3104, em uso corrente, testada com variações do teor de zinco, também, apresente efeitos similares, quando solubilizada e envelhecida.

A figura 21 apresenta o diagrama de fases do sistema de ligas Al-Cu, o qual é tratável termicamente. As faixas de temperatura de solubilização, recozimento e envelhecimento são ilustradas.

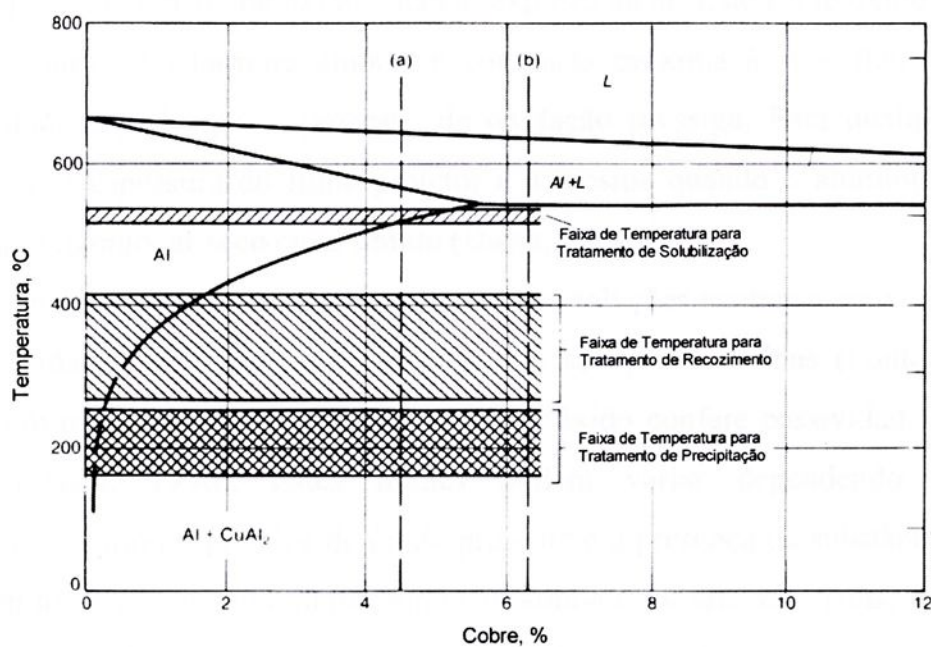


FIGURA 21 – Diagrama de fases do sistema Al – Cu ilustrando as faixas de temperatura dos tratamentos de solubilização, recozimento e envelhecimento (Hatch, 1984).

1.8 – Comportamento de corrosão do alumínio e suas ligas

O alumínio é um metal termodinamicamente reativo, formando rapidamente uma camada de óxido, quando exposto ao ar. Este filme óxido se apresenta como uma barreira amorfa e compacta próxima à superfície do metal, a qual impede que o processo de oxidação prossiga. Para qualquer temperatura, a espessura do filme protetor é a mesma quando o alumínio é exposto ao oxigênio, ar seco ou ar úmido (Davis, 1996).

Este filme óxido geralmente é estável em soluções neutras e em várias soluções ácidas, mas costuma ser atacado em soluções alcalinas (Fontana, 1978). Entre o pH de cerca de 4 e 8,5, o filme óxido confere passividade ao material (Davis, 1996). Estes limites podem variar dependendo de temperatura, a forma específica de óxido presente e a presença de substâncias que podem formar com o alumínio complexos solúveis ou sais insolúveis.

Além da faixa de passivação, o alumínio apresenta um processo de corrosão em soluções aquosas, porque seus óxidos são solúveis em soluções básicas e em algumas soluções ácidas. Aluminatos (AlO_2^-) são formados em soluções básicas e íons Al^{3+} nas ácidas (Hatch, 1984).

Dentro da faixa de passivação, a corrosão do alumínio ocorre de forma localizada, normalmente se manifestando na forma de pites. Giordani (2001) discute sobre a formação de pites citando que ocorre a nucleação de um pite, quando íons agressivos deslocam o oxigênio do filme protetor de óxido, favorecendo a sua hidratação e conseqüente dissolução. Giordani (2001) também cita que a quebra do filme passivo está quase sempre associada à presença de íons agressivos como Cl^- , F^- , Br^- etc. O Cl^- é o haleto mais freqüentemente encontrado em processos de formação de pite no alumínio e o evento de corrosão por pite ocorre porque na presença de oxigênio, o metal é rapidamente polarizado para um potencial onde o pite ocorre, conhecido como potencial de pite. Na ausência de oxigênio, o alumínio normalmente não irá

corroer por pite, visto que o potencial de pite não é atingido pela superfície do metal (Davis, 1996).

Devido à natureza eletroquímica da maioria dos processos de corrosão existentes, pode-se estabelecer uma escala de reatividade dos metais conhecida como série eletroquímica, baseando-se no equilíbrio do balanço de energia química com a energia elétrica explicitado pela equação de Nernst (Giordani, 2001). Esta escala classifica o potencial de equilíbrio dos metais, do valor mais positivo (metal menos reativo) para o mais negativo (mais reativo).

O potencial de equilíbrio do alumínio ou de uma de suas ligas em relação a um eletrodo de referência pode ser alterado dependendo da sua composição química e microestrutura (Davis, 1996).

Os elementos em solução sólida têm um papel determinante no potencial de equilíbrio de corrosão da liga. Segundo o site SECRETARIAT for Aluminium and Environment (2002), o zinco em solução sólida altera o potencial de equilíbrio de corrosão das ligas de alumínio em geral, tornando-as mais anódicas e, portanto, mais susceptíveis à corrosão galvânica.



2- MATERIAIS E MÉTODOS

2.1- Preparação da liga AA3104 com contaminações de zinco

As amostras para os estudos propostos no presente trabalho foram preparadas na linha de refusão da ALCAN Alumínio do Brasil Ltda., sediada na cidade de Pindamonhangaba, SP. Durante o processo de vazamento da liga AA3104, foram retiradas amostras de aproximadamente 2800 gramas de metal fundido da calha de vazamento, que leva o metal líquido do forno ao processo de solidificação "Direct Chill", após a passagem pelo desgaseificador Alpur D-5000. Este ponto de retirada do metal líquido, após a passagem pelo desgaseificador, garante um baixo índice de inclusões e hidrogênio no metal base para preparação das amostras. Todas as amostras foram preparadas a partir de um mesmo vazamento do processo industrial, para garantir uma maior homogeneidade da composição química.

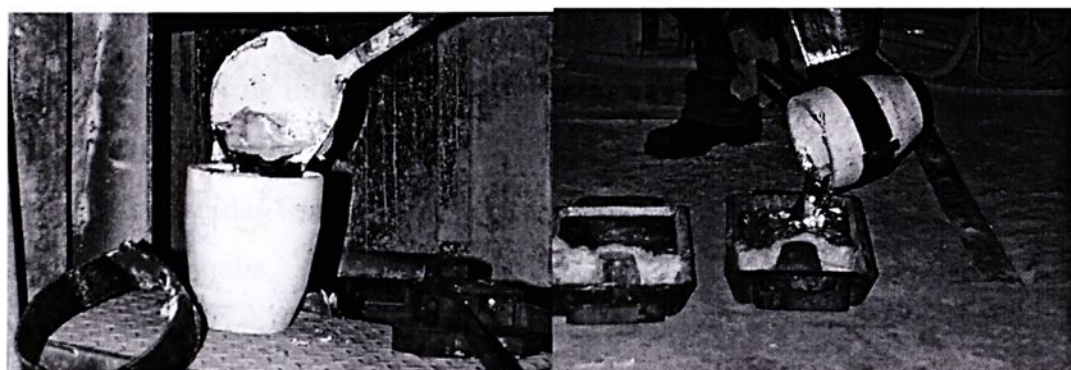
Cada uma das amostras de metal líquido retirada da calha foi transferida para um cadinho, aquecido a 800°C, onde se fez os ajustes da composição química da liga, adicionando-se zinco granulado (granulação 20 mesh) com grau de pureza mínimo de 99,8% (grau de pureza P.A.), agitando-se por aproximadamente 30 segundos, com auxílio de uma vareta de aço.

Após este procedimento de contaminação com zinco e homogeneização da liga, o metal líquido foi vazado em uma coquilha de ferro fundido, obtendo-se as placas com dimensões aproximadas de 25 x 170 x 190 mm³, a partir das quais foram retiradas amostras, de cada uma das 11 placas, para análise da composição química. As amostras nessa etapa de trabalho foram identificadas de CR, C1 a C10, conforme o teor de zinco presente. A presente sistemática de preparação das amostras foi adotada anteriormente por De Carvalho (2000).

A figura 22 mostra fotografias, que ilustram as principais etapas de preparação das amostras da liga AA3104 contaminadas com zinco utilizadas



no presente trabalho. Na figura 23, pode-se observar um exemplo do acabamento das placas resultantes.



(a) alimentação do cadinho

(b) vazamento na coquilha

FIGURA 22 - Etapas de preparação das placas contaminadas com zinco (De Carvalho, 2000).



FIGURA 23 - Geometria das placas contaminadas com zinco, segundo a metodologia adotada neste trabalho (De Carvalho, 2000).

As análises químicas das amostras retiradas das placas após solidificadas foram feitas num Espectrômetro de Emissão Óptica ARL 3560 na empresa Alcan Alumínio do Brasil em Pindamonhangaba. O número de placas preparadas, a quantidade de zinco adicionada em cada placa, as temperaturas de vazamento e os resultados da composição química da liga estão mostrados na tabela 11.

Na seção transversal da região central das placas foram retiradas também amostras com a finalidade de se verificar a microestrutura da liga bruta de fusão. Utilizou-se um microscópio NIKON Eclipse ME600 acoplado a um analisador de imagem CLEMEX versão 2.2.096 para realizar as medidas quantitativas dos precipitados existentes, utilizando-se um aumento de 200 vezes. As medidas foram executadas na empresa Alcan Alumínio do Brasil em Pindamonhangaba.

Pode-se observar na figura 24 um exemplo da microestrutura observada da liga AA3104, com 0,80% peso de Zn, na condição bruta de fusão.

TABELA 11 – Dados sobre as adições de zinco e os resultados das análises químicas das placas.

Placas	Adição de Zn (g)	Temp. do Metal na calha (° C)	Composição Química da Liga (% em peso)					
			Cu	Fe	Mg	Mn	Si	Zn
Ref	0	692	0,16	0,40	1,22	0,86	0,21	0,04
1	2,8028	692	0,16	0,39	1,20	0,86	0,20	0,09
2	2,8020	693	0,16	0,39	1,20	0,86	0,21	0,06
3	5,6011	694	0,16	0,39	1,19	0,86	0,20	0,15
4	5,6028	694	0,16	0,41	1,21	0,86	0,21	0,14
5	12,6005	695	0,16	0,39	1,18	0,85	0,20	0,32
6	12,6070	695	0,16	0,39	1,21	0,86	0,20	0,39
7	19,6000	696	0,16	0,39	1,20	0,85	0,20	0,54
8	19,6038	697	0,17	0,39	1,23	0,86	0,21	0,56
9	26,6046	697	0,16	0,37	1,17	0,85	0,20	0,69
10	26,6095	698	0,15	0,36	1,15	0,85	0,19	0,80

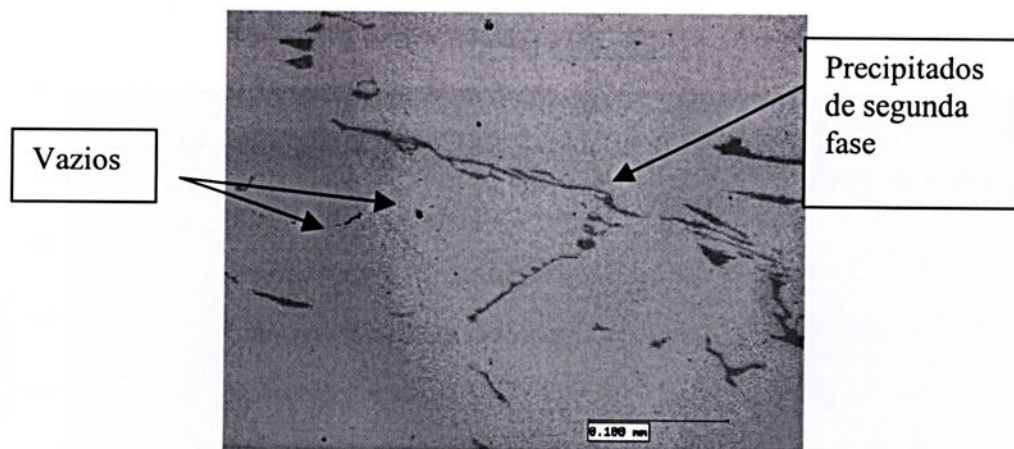


FIGURA 24 – Partículas de segunda fase e vazios – liga AA3104 com 0,80 % peso de Zn, amostra do centro da secção transversal da placa, sem ataque.

2.2- Homogeneização das placas

Os objetivos primários da homogeneização são remover microsegregações, reduzir o manganês em solução sólida, promover o coalescimento de dispersóides (redução de *earing*) e a transformação dos constituintes $Al_6(FeMn)$ em $\alpha-Al_{12}(FeMn)_3Si$, para redução da aderência de metal nas ferramentas durante o processo de estampagem e estiramento e garantir temperatura elevada das placas para a laminação.

No presente trabalho adotou-se a prática utilizada por De Carvalho (2000), em função do ganho de produtividade possível com a mesma, reduzindo simultaneamente o tempo de tratamento do produto e o custo de produção. A prática utilizada consistiu no aquecimento das placas em uma mufla a partir da temperatura ambiente até 590°C, mantendo-as por um tempo de 5 horas, seguindo-se de resfriamento ao ar até temperatura ambiente. As amostras após o tratamento de homogeneização foram identificadas de HR, H1 a H10, conforme o teor de zinco presente no material.

A figura 25 apresenta o ciclo de aquecimento utilizado na homogeneização das placas.

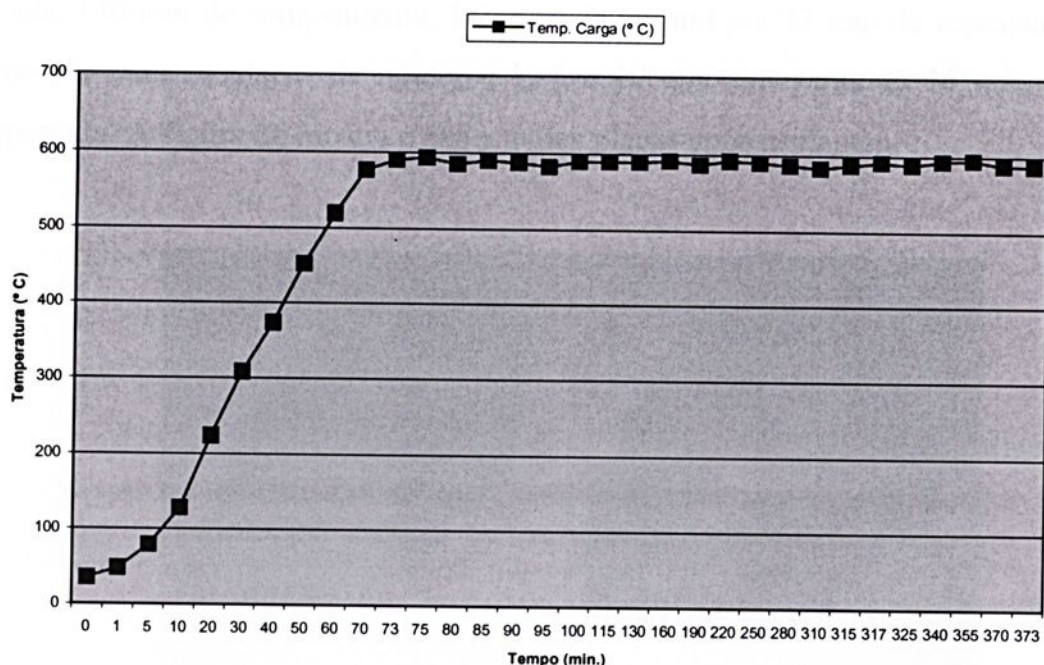


FIGURA 25 – Ciclo do tratamento de homogeneização das placas utilizado no trabalho.

2.3- Usinagem das Placas

Todas as placas foram usinadas no laboratório de usinagem do DMT – Departamento de Materiais e Tecnologia, na UNESP – Câmpus Guaratinguetá, com a finalidade de eliminar as irregularidades da superfície bruta de fusão e padronizar as dimensões das placas, principalmente a espessura.

As placas foram usinadas, resultando em superfícies planas e paralelas, onde as laterais ao longo do maior comprimento do retângulo foram arredondadas, com raio de 125,0 mm.

A curvatura na lateral das placas teve como objetivo reduzir a possibilidade de nucleação de trincas em função da existência de cantos vivos, que se tornariam pontos de concentração de tensão, durante o processo de laminação. As placas, após a usinagem ficaram, com as seguintes dimensões

finais: 170 mm de comprimento, 140 mm de largura por 22 mm de espessura. Exceção para as placas de números 1, 6 e 10 que apresentaram 16 mm de espessura. A figura 26 mostra o aspecto das placas após usinagem.

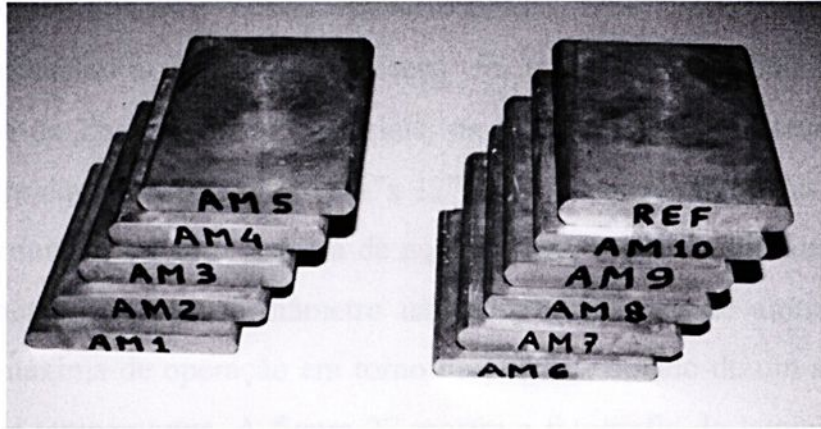


FIGURA 26 – Geometria das placas usinadas, prontas para a laminação a quente.

2.4- Condutividade Elétrica.

A condutividade elétrica das amostras foi medida nas condições fundida e homogeneizada. Os resultados desses ensaios foram obtidos através de um equipamento portátil modelo SIGMATEST D 2068 na empresa Alcan Alumínio do Brasil em Pindamonhangaba.

A quantidade estimada de manganês (%em peso) em solução sólida foi obtida de acordo com a equação 1, a partir das medidas de condutibilidade elétrica.

$$\%Mn_{ss} = ((45,3/EC)-0,840) \quad \text{equação (1),}$$

onde EC é a medida de condutibilidade elétrica em %IACS e $\%Mn_{ss}$ representa a quantidade de manganês teórica em solução sólida.

A equação (1) foi apresentada por Kamat (1996) e foi utilizada para averiguar o nível de precipitação de manganês obtido durante o tratamento de homogeneização.

2.5- Laminação a quente e recozimento das tiras

A laminação a quente das placas foi realizada no DEMAR – Departamento de Engenharia de Materiais, na FAENQUIL, em Lorena, SP, num laminador duo FENN 4-105 – 3 ½”x 12”x 15’. O aquecimento das placas foi realizado num forno com sistema de aquecimento resistivo, cilíndrico, de aproximadamente 300mm de diâmetro interno por 500mm de altura, com temperatura máxima de operação em torno de 1000°C, dotado de um sistema controlador de temperaturas. A figura 27 mostra a fotografia do laminador e, do forno cilíndrico, usados para a laminação a quente.



a)

b)

FIGURA 27 – Equipamentos do DEMAR usados na laminação a quente das placas. a) Laminador FENN 4-105 – 3, b) forno para cilíndrico.

A temperatura de laminação foi de 480°C e, após cada passe, num total de 5 (cinco), com redução de aproximadamente 30% por passe, as placas retornavam ao forno, onde eram reaquecidas para a temperatura de laminação a quente. Todos os passes foram realizados a seco (sem emulsão). A tabela 12 mostra os parâmetros utilizados no processo de laminação a quente das placas.

Durante as operações de laminação, foram medidas as temperaturas de entrada e saída das amostras para cada passe, utilizando um pirômetro de contato manual. As guias laterais de entrada do laminador foram ajustadas em função da largura das amostras, buscando a centralização das mesmas durante a laminação.

Após o quarto passe de laminação, as amostras foram recortadas para 250 mm, descartando-se as pontas. Assim eliminou-se as regiões com variação de espessura.

As cargas de laminação foram de 46, 48, 50, 58 e 114 toneladas-força, respectivamente, do primeiro para o quinto e último passe. Notar que as amostras de números 1 (um), 6 (seis) e 10 (dez) foram processadas em apenas 4 (quatro) passes em função de terem apresentado uma menor espessura, após o processo de fundição das placas, entretanto, foi mantida a redução aproximada de 30% a cada passe.



TABELA 12 – Parâmetros utilizados no processo de laminação das placas

ID	Passe 1			Passe 2			Passe 3			Passe 4			Passe 5		
	AC	TEMP		AC	TEMP		AC	TEMP		AC	TEMP		AC	TEMP	
		E	S		E	S		E	S		E	S			
Ref	15	470	365	10,5	490	335	7,5	440	300	5,25	460	268	2,25	445	223
1				10,5	445	327	7,5	492	317	5,25	456	274	2,25	438	221
2	15	500	375	10,5	495	350	7,5	460	301	5,25	430	250	2,25	435	208
3	15	470	365	10,5	499	366	7,5	435	295	5,25	450	250	2,25	495	230
4	15	498	368	10,5	487	338	7,5	444	285	5,25	430	263	2,25	459	215
5	15	450	360	10,5	462	368	7,5	460	297	5,25	493	286	2,25	490	225
6				10,5	430	320	7,5	540	359	5,25	453	268	2,25	430	209
7	15	457	353	10,5	485	326	7,5	494	307	5,25	493	288	2,25	478	232
8	15	440	337	10,5	488	349	7,5	460	313	5,25	485	292	2,25	480	229
9	15	434	332	10,5	491	349	7,5	481	312	5,25	481	304	2,25	495	233
10				10,5	437	323	7,5	493	300	5,25	464	272	2,25	477	228

Legenda: ID - Identificação da Placa; AC – Abertura dos cilindros (mm);

TEMP- Temperatura (°C); E - Entrada; S - Saída

2.6- Tratamentos térmicos de recozimento e solubilização.

Após a laminação a quente, a temperatura final das tiras ficou abaixo de 340°C, temperatura de recristalização da liga (De Carvalho, 2000), portanto, todas as tiras encontravam-se encruadas. Assim, duas rotas de tratamentos térmicos foram estabelecidas para prosseguir com o processamento termomecânico do material. Cada uma das tiras laminadas a quente foi cortada ao meio e a metade do material foi recozido e a outra metade foi solubilizada. A figura 28 mostra o esquema de corte das tiras laminadas a quente, para cada teor de zinco estudado.



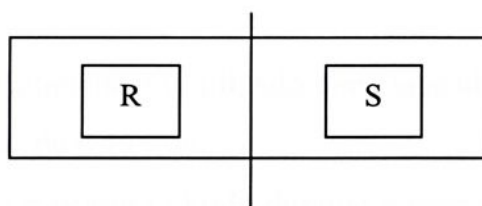


FIGURA 28 – Ilustração esquemática do corte das tiras laminadas a quente.

R - Recozimento seguido de deformação a frio. S – Solubilização, deformação a frio seguido de envelhecimento.

A identificação das amostras passou a ser alfa-numérica expressa pelo código da rota (R ou S) e o número da amostra. A amostra de referência passou a ser identificada como amostra 0 (zero).

Os tratamentos térmicos foram executados em um forno EDGCOM 3P 7000 - EDG Equipamentos no Laboratório de Tratamentos Térmicos, na UNESP – Câmpus Guaratinguetá.

O tratamento de recozimento foi realizado a 370 ° C por uma hora e o material foi resfriado ao ar.

O tratamento de solubilização foi realizado a 513 ° C por uma hora com posterior resfriamento das amostras em água. A temperatura inicial da água foi de 13° C antes da operação de têmpera e estabilizou em 18 ° C após o resfriamento das amostras. Todas as amostras solubilizadas foram armazenadas em freezer a uma temperatura aproximada de – 18 °C até a data da posterior laminação a frio, a fim de evitar qualquer processo de envelhecimento natural. As taxas de pré-aquecimento empregadas para todos os tratamentos térmicos foram de 10 ° C/min.

2.7- Laminação a Frio

A laminação a frio das amostras foi realizada na empresa Bundy, sediada na cidade de Pindamonhangaba, SP, utilizando-se um laminador Nash com capacidade de receber tiras com largura máxima de 800 mm e espessura

máxima de 200 mm. O equipamento utilizado tem capacidade de reduzir tiras de alumínio até espessuras de 0,45 mm.

A redução total de espessura obtida durante o processo de laminação a frio foi de aproximadamente 85 %, executado em três passes. Esta porcentagem de redução resulta na têmpera H19. Utilizou-se um micrômetro digital de ponta arredondada Mitutoyo para a medida e controle da espessura das tiras. As espessuras iniciais e finais para as rotas de processamento termomecânico H19 e T8 são apresentadas respectivamente nas tabelas 13 e 14.

TABELA 13 – Apresentação das espessuras iniciais e finais do processo de laminação a frio para a rota de processamento termomecânico H19.

Amostra	Espessura Inicial (mm)	Espessura Final (mm)	Deformação Total (%)
R0	3,03	0,50	83,4%
R1	3,06	0,48	84,3%
R2	2,98	0,46	84,5%
R3	3,03	0,49	84,0%
R4	2,92	0,48	83,6%
R5	3,04	0,49	83,9%
R6	3,05	0,50	83,7%
R7	2,99	0,47	84,3%
R8	3,08	0,49	83,9%
R9	2,97	0,49	83,6%
R10	3,05	0,47	84,5%



TABELA 14 – Apresentação das espessuras iniciais e finais do processo de laminação a frio para a rota de processamento termomecânico T8.

Amostra	Espessura Inicial (mm)	Espessura Final (mm)	Deformação Total (%)
S0	3,03	0,44	85,3%
S1	3,06	0,46	84,9%
S2	2,98	0,46	84,6%
S3	3,03	0,44	85,6%
S4	2,92	0,47	83,8%
S5	3,04	0,47	84,7%
S6	3,05	0,47	84,7%
S7	2,99	0,46	84,7%
S8	3,08	0,49	84,2%
S9	2,97	0,49	83,6%
S10	3,05	0,43	86,0%

Foram realizados tratamentos térmicos intermediários de alívio de tensões entre cada passe, a fim de simular as condições reais de processamento industrial. O equipamento utilizado para realizar o tratamento térmico de alívio de tensões foi uma Estufa com Circulação Mecânica, Modelo 320E FANEM, cuja temperatura máxima de operação é de 200 °C na empresa Alcan Alumínio do Brasil em Pindamonhangaba.

Os detalhes de temperatura, tempo de tratamento e meio de resfriamento foram fornecidos pela Alcan Alumínio do Brasil Ltda., mediante contrato confidencial e, portanto, um maior detalhamento e o fornecimento de tais dados no presente estudo foi vetado pela empresa.

2.8- Tratamentos térmicos de envelhecimento

As amostras solubilizadas e após laminadas a frio foram envelhecidas com o objetivo de se verificar um possível efeito do zinco nas propriedades mecânicas da liga, para as condições estudadas. O tratamento de

envelhecimento utilizado teve como base as práticas de tratamento térmico utilizadas pela EMBRAER - Empresa Brasileira de Aeronáutica S.A. para a liga AA7475 (Zangrandi, 2001), conforme indicadas a seguir:

1. Primeiro estágio a $(121 \pm 5)^{\circ}\text{C}$ durante 3 horas, seguido do segundo estágio a $(157 \pm 5)^{\circ}\text{C}$ durante 3 horas;
2. Primeiro estágio a $(121 \pm 5)^{\circ}\text{C}$ durante 3 horas, seguido do segundo estágio a $(163 \pm 5)^{\circ}\text{C}$ durante 15 horas e,
3. Primeiro estágio a $(121 \pm 5)^{\circ}\text{C}$ durante 3 horas, seguido do segundo estágio a $(163 \pm 5)^{\circ}\text{C}$ durante 8 horas.

Para a liga em estudo, foram adotados os tratamentos 1 (modificado) e 2 para a verificação de um possível efeito do envelhecimento decorrente do zinco. A fim de se ter apenas o efeito do tempo de envelhecimento no segundo estágio, a temperatura do tratamento 1 foi modificada para 163°C no presente trabalho. Como os materiais foram solubilizados, deformados a frio e envelhecidos, a têmpera resultante é a T8. No presente trabalho, os tratamentos serão referenciados como tratamentos de envelhecimento 1 e 2:

Tratamento 1: solubilização, laminação a frio e envelhecimento em dois estágios: primeiro estágio a $(121 \pm 5)^{\circ}\text{C}$ durante 3 horas, seguido do segundo estágio a $(163 \pm 5)^{\circ}\text{C}$ durante 3 horas;

Tratamento 2: solubilização, laminação a frio e envelhecimento em dois estágios: primeiro estágio a $(121 \pm 5)^{\circ}\text{C}$ durante 3 horas, seguido do segundo estágio a $(163 \pm 5)^{\circ}\text{C}$ durante 15 horas;

As amostras da série S passaram a ter uma designação adicional que indica o número do tratamento de envelhecimento empregado, conforme indicado:

SxxA1 Amostrs da série S submetidas ao tratamento de envelhecimento 1

SxxA2 Amostrs da série S submetidas ao tratamento de envelhecimento 2.

2.9- Ensaio de Tração

De cada tira laminada foram retirados seis corpos de prova para ensaios de tração, de acordo com a norma ASTM E 8M, três na direção de laminação das tiras e três na direção transversal à direção de laminação, a fim de se avaliar a influência do zinco nas propriedades mecânicas da liga AA3104, nas condições estudadas. Os ensaios de tração foram realizados no Centro de Tecnologia de Latas (CTL) da ALCAN, em Pindamonhangaba, SP, numa máquina de tração universal, marca Instron Modelo 5565, com célula de carga de 5 kN de capacidade e velocidade de ensaio de 25,0 mm/min. A figura 29 mostra a forma e as dimensões dos corpos de prova.

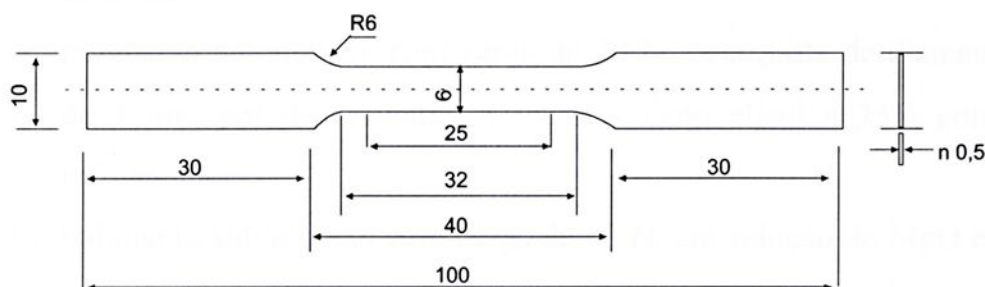


FIGURA 29 – Forma e dimensões dos corpos de prova em milímetros.

2.10- Ensaio de dureza Vickers

Os ensaios de dureza Vickers foram realizados nas tiras após processamento termomecânico nas têmperas H19 e T8. Os ensaios foram realizados no laboratório do DMT – Departamento de Materiais e Tecnologia, na UNESP – Campus Guaratinguetá, utilizando uma carga de 100 N.



2.11 - Microscopia Óptica (MO)

Todas as amostras para microscopia óptica foram preparadas conforme o seguinte procedimento de preparação e analisadas na condição polida:

1. corte por serra de fita, lubrificada com parafina;
2. lixamento com lixa 220 para eliminação de rebarba e garantir paralelismo da face a ser analisada;
3. embutimento em baquelite;
4. lixamento automático, com carga de 15 N, na sequência de lixas 220/400;
5. polimento automático, com carga de 30 N, com pasta de diamante de 4 μm , por dez minutos. Usou-se etileno glicol a 25% como refrigerante.
6. polimento automático, com carga de 15 N, em solução de MgO em água destilada, por seis minutos.
7. polimento automático, com carga de 15 N, em solução de sílica coloidal, por três minutos.

As análises das amostras por microscopia óptica na condição polida, sem ataque, tiveram como objetivo identificar a presença e a distribuição de precipitados de segunda fase e a presença de porosidades e óxidos no material na condição fundida e homogeneizada.

Após o processamento termomecânico do material até as condições finais H19, T8 Envelhecimento 1 e T8 Envelhecimento 2, as amostras analisadas por microscopia óptica foram atacadas com ácido HF 0,5% por 15 segundos com o objetivo de revelar as partículas dispersóides presentes na liga. Isto se fez necessário para permitir a avaliação da densidade de partículas presentes no metal em relação ao teor de zinco e processamento termomecânico executado.



As análises metalográficas, assim como a determinação do tamanho e quantidade das partículas de segunda fase, foram feitas no laboratório de Metalografia da ALCAN em Pindamonhangaba, SP, com auxílio de um analisador de imagem CLEMEX acoplado ao microscópio óptico. A análise foi realizada com um aumento de 200X, em 20 diferentes pontos de cada amostra.

2.12 - Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

Algumas das amostras preparadas para microscopia óptica foram analisadas, na condição polida, também com técnicas de microscopia eletrônica de varredura, com o objetivo de identificar a presença e distribuição do zinco, na constituição das partículas e possivelmente em solução na matriz, possibilitando, assim, a associação com os efeitos analisados na microscopia óptica.

A análise quantitativa química dessas partículas de segunda fase foi realizada no DEMAR – Departamento de Engenharia de Materiais, na FAENQUIL, em Lorena, SP, num microscópio eletrônico de varredura LEO 1450 VP. Este equipamento é composto também por sistemas de microanálise EDS e WDS (Oxford), por meio do qual foi possível obter os valores indicativos de composição química, que possibilitou a identificação de zinco na matriz, partículas de segunda fase e óxidos.

Os parâmetros utilizados na microanálise por EDS foram:

Tempo de coleta de raios-X	100 s;
Voltagem de aceleração de elétrons	20 kV;
Energia dos elétrons	20 keV;
Corrente da sonda	478 pA;
Área analisada na matriz	4 μm x 3 μm ;
Área analisada no precipitado	Diâmetro de 1 μm .

Cabe observar que as análises fornecidas pelos sistemas de microanálise EDS e WDS são pontuais. Não se deve compara-los diretamente com as análises de Espectrometria de Emissão Óptica, porque esta última fornece resultados correspondentes ao teor médio dos elementos químicos em áreas macroscópicas. As análises dos primeiros dois sistemas são sujeitos a influência de segregação de elementos soluto e da composição química dos precipitados presentes.

2.13- Ensaio de Polarização Cíclica Potenciodinâmica

Os ensaios de polarização cíclica potenciodinâmica foram executados nas amostras na condição termomecânica H19 contendo 0,04%, 0,39% e 0,80% de zinco (amostras R0A1, R6A1 e R10A1) e nas amostras na condição T8 envelhecimento 2 contendo 0,04% e 0,80% de zinco (amostras S0A2 e S10A2). Os ensaios foram conduzidos com base na norma ASTM G61 (1986) com o objetivo de avaliar o impacto do nível de contaminação de zinco na resistência a corrosão da liga.

Os corpos-de-prova constituídos pelas ligas de alumínio foram polidos mecanicamente com lixas d'água com granulometria 400, 600 e 1000 mesh. Em seguida, lavadas com água corrente em abundância, água destilada e introduzido imediatamente na célula, procedendo-se o ensaio eletroquímico.

Todos os ensaios foram realizados em solução de NaCl 0,9 % (em peso), pH 6,0, aerado naturalmente, preparada a partir de reagente de grau analítico e água destilada. O pH da solução em estudo foi o próprio valor obtido após o preparo da solução.

As medidas eletroquímicas foram realizadas no Departamento de Química da Faculdade de Engenharia da UNESP, campus Guaratinguetá, com

auxílio de um potenciostato/ galvanostato EG&G-PAR, modelo 283, interfaceado a um microcomputador Pentium II através de placa GPIB. O programa Softcorr III foi utilizado no controle e aquisição de dados.

Uma célula eletroquímica convencional de três eletrodos, para amostras planas, da EG&G-PAR foi empregada nos ensaios de corrosão. Como eletrodo de referência utilizou-se o eletrodo de Ag/AgCl, KCl saturado (+197 mV vs. ENH). O contra-eletrodo consistiu de um fio de platina lisa na forma espiral e as ligas de alumínio com diferentes teores de zinco foram empregadas como eletrodos de trabalho.

O estudo eletroquímico dos materiais consistiu da obtenção de curvas de polarização potenciodinâmicas cíclicas ($v = 0,020 \text{ V min}^{-1}$), no intervalo de -1,0 a -0,6 V. A varredura de potencial tinha início sempre em -1,0 V, cerca de 0,3 V mais negativo que o potencial de circuito aberto encontrado para o material no meio. A inversão do potencial era feita em -0,6 V, terminando em -1,0 V.



3- RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste capítulo são apresentados, analisados e discutidos os resultados referentes aos efeitos do processamento termomecânico da liga AA3104 contaminada com zinco e os efeitos do zinco como elemento contaminante sobre as propriedades mecânicas e de corrosão da liga AA3104. Em síntese:

- O efeito do zinco e do processo de vazamento sobre a microestrutura bruta de fusão da liga;
- O efeito do tratamento de homogeneização sobre a microestrutura da liga;
- O efeito do zinco sobre as propriedades mecânicas da liga na condição H19;
- O efeito do zinco sobre as propriedades mecânicas da liga solubilizada e envelhecida na condição T8, para duas rotas diferentes de envelhecimento;
- O efeito do zinco sobre as propriedades de corrosão da liga na condição H19 e,
- O efeito do zinco sobre as propriedades de corrosão da liga solubilizada e envelhecida na condição T8, para a rota de envelhecimento 2;

3.1- O efeito do zinco e do processo de vazamento na microestrutura bruta de fusão da liga AA 3104

Foram analisadas no presente trabalho as microestruturas de amostras das placas vazadas na condição polida. O objetivo nessa etapa do trabalho foi verificar a presença de defeitos que pudessem fragilizar o material.

Sem a utilização de um ataque químico, observou-se que a maior frequência de partículas de segunda fase presentes no estado bruto de fusão se apresenta com tamanho médio (área da secção) de $14,2 \mu\text{m}^2$. Em média 62 % das contagens se concentra na referida faixa de tamanho de partículas. Análises de tendência das contagens realizadas nas amostras não mostraram correlação significativa com o elemento zinco. As contagens obtidas para cada tamanho de precipitado são apresentadas na tabela 15.

TABELA 15: Distribuição de precipitados para as amostras na condição fundida. Frequência de contagem para cada tamanho de precipitado em μm^2 .

Faixas	CR	C1	C2	C3	C4	C5	C6	C7	C8	C9	C10
0,82	537	591	985	669	1555	1500	994	592	1726	484	853
14,2	3316	3101	4136	3352	4474	4711	3672	2476	4919	2276	2691
27,6	607	477	585	570	326	380	552	382	423	467	330
41,0	254	208	273	250	180	219	246	216	191	186	168
54,4	134	134	133	115	123	121	144	132	133	117	94
67,8	87	92	109	83	78	70	107	95	79	83	71
81,2	67	59	70	55	56	53	74	43	70	51	40
Maior	149	253	222	173	354	277	249	235	342	221	246

O processo de adição de zinco utilizado gerou filmes de óxidos durante o processo de homogeneização do banho. A combinação de alta temperatura na presença de oxigênio e turbulência provocou o aparecimento de tais defeitos em todas as amostras analisadas. A figura 30 mostra a presença de filmes óxidos para os casos extremos de 0,04% e 0,80% de zinco.

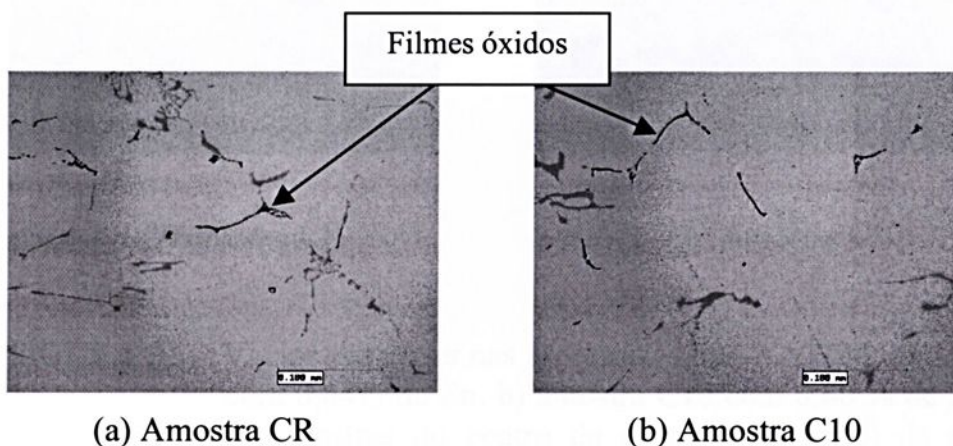


FIGURA 30 - Partículas de segunda fase e filmes óxidos – liga AA3104. a) Amostra CR com 0,04% de Zn. b) Amostra C10 com 0,80% de Zn. Ambas as amostras são do centro da secção transversal da placa, sem ataque.

A figura 31 mostra, para os casos extremos de 0,04% e 0,80% de zinco, um outro defeito preponderante nas condições iniciais da liga, que são as cavidades de contração, resultantes da ausência de um maçalote de alimentação da peça fundida.

Este segundo tipo de defeito apresenta baixo risco de influenciar o desempenho final da liga, haja vista que na ausência de oxigênio as cavidades tendem a soldar durante os processos de laminação.

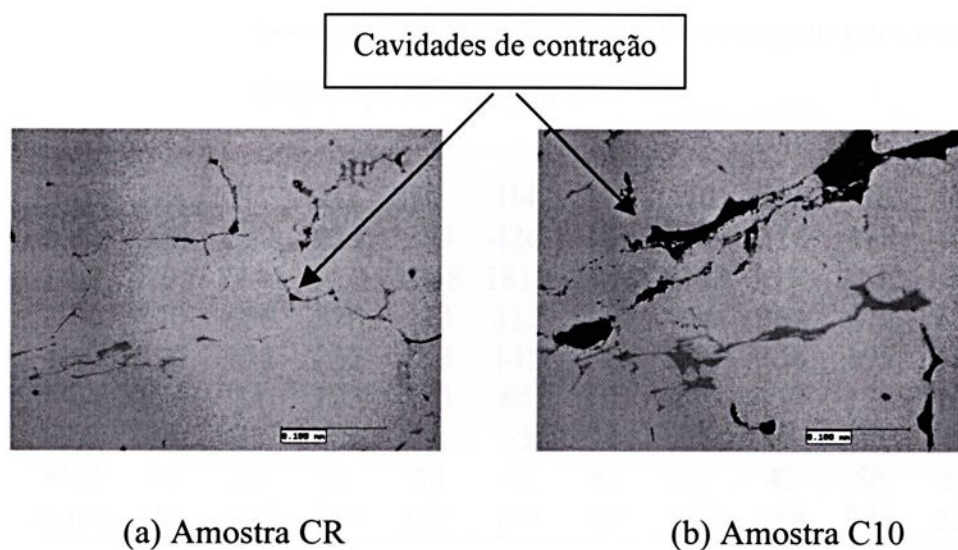


FIGURA 31 – Vazios presentes nas amostras – liga AA3104. a) Amostra CR com 0,04% de Zn. b) amostra C10 com 0,80 % de Zn. Ambas as amostras do centro da secção transversal da placa, sem ataque.

3.2- Efeito do tratamento de homogeneização na estrutura da liga AA 3104

Não foi observada uma correlação entre o teor de zinco e a quantidade de precipitados de segunda fase nas amostras estudadas.

A tabela 16 apresenta a distribuição de precipitados presentes nas amostras homogeneizadas a 590 °C por 5 horas.

TABELA 16: Distribuição de precipitados nas amostras na condição homogeneizada. Freqüência de contagem para cada tamanho de precipitado em μm^2 .

<u>Faixa</u>	HR	H1	H2	H3	H4	H5	H6	H7	H8	H9	H10
0,82	600	350	929	385	426	481	368	324	388	440	282
14,2	2795	2244	3471	2378	1812	1976	2382	1658	2142	1869	1493
27,6	440	406	528	423	315	320	486	364	472	304	327
41,0	220	151	232	193	145	149	228	156	195	143	166
54,4	124	81	123	103	85	118	136	113	122	100	112
67,8	76	67	75	74	65	70	84	68	86	87	91
81,2	51	36	51	38	42	45	55	42	56	54	40
Maior	184	106	166	157	169	221	157	188	208	226	255

Observa-se na tabela 16 que a quantidade de dispersóides (precipitados com área de $0,82 \mu\text{m}^2$) manteve-se baixa após o tratamento de homogeneização a $590 \text{ }^\circ\text{C}$ por cinco horas. Entretanto, deve-se lembrar novamente que o material foi analisado na condição polida, sem nenhum ataque químico. Sob tal condição de análise, as contagens de precipitados após o tratamento de homogeneização indicaram uma redução de sua presença, quando comparado com a condição fundida.

As medidas de condutividade elétrica realizadas nas placas na condição fundida, após o tratamento de homogeneização, indicaram uma quantidade de precipitação de manganês durante o tratamento de homogeneização empregado estimada entre 0,21% a 0,26%. Os resultados das medições estão mostrados na tabela 17. Isto significa que o tratamento de homogeneização a $590 \text{ }^\circ\text{C}$ promove a solubilização dos precipitados de segunda fase presentes na liga e, durante o resfriamento lento até a temperatura ambiente ocorre uma nova precipitação do manganês, que se encontrava em solução sólida. Este fenômeno atinge seu ponto de máximo a $480 \text{ }^\circ\text{C}$, segundo Sun (1993). As medidas de condutividade elétrica complementaram as informações fornecidas pelas análises metalográficas, visto a ausência de um ataque químico para revelação dos dispersóides. Deve-

se lembrar que o objetivo nessa etapa do trabalho era verificar a presença de defeitos na estrutura do material.

Provavelmente, o mecanismo de precipitação envolve partículas de dispersóides, as quais não puderam ser adequadamente estudadas pelo método utilizado nessa etapa do trabalho.

É importante realizar o tratamento de homogeneização, visto que o manganês em solução sólida retarda a cinética de recristalização da liga, dificultando qualquer trabalho de recozimento em forno ou o chamado “*self-annealing*”, onde o calor gerado durante a laminação à quente provoca o alívio das tensões introduzidas pelo processo no metal.

TABELA 17: Medidas de condutividade elétrica e estimativa teórica do teor de manganês em solução sólida.

Amostras	Zn (%)	Condição Fundida		Condição Homogeneizada		Mn precipitado
		IACS	Mn _{ss}	IACS	Mn _{ss}	
Ref.	0,04	28,87	0,73	34,57	0,47	0,26
1	0,09	29,37	0,70	34,82	0,46	0,24
2	0,06	29,19	0,71	34,41	0,48	0,24
3	0,15	29,19	0,71	34,18	0,49	0,23
4	0,14	29,14	0,71	33,96	0,49	0,22
5	0,32	29,06	0,72	33,75	0,50	0,22
6	0,39	28,88	0,73	33,42	0,52	0,21
7	0,54	28,84	0,73	33,73	0,50	0,23
8	0,56	28,89	0,73	33,74	0,50	0,23
9	0,69	28,99	0,72	33,76	0,50	0,22
10	0,80	28,92	0,73	33,63	0,51	0,22

3.3 - Efeito do zinco nas propriedades mecânicas da liga AA3104

O zinco é um elemento altamente solúvel no alumínio, cuja solubilidade máxima atinge 82,8 % em peso a 380 °C. A diferença entre o raio atômico do alumínio e do zinco é da ordem de 6,0% (Hatch, 1984).

Ensaio de dureza e de tração foram realizados nas amostras com o objetivo de se avaliar a influência do zinco sobre as propriedades mecânicas da liga AA3104 em sua têmpera H19. A figura 32 mostra a variação da dureza Vickers em função do teor de zinco para as condições estudadas da liga.

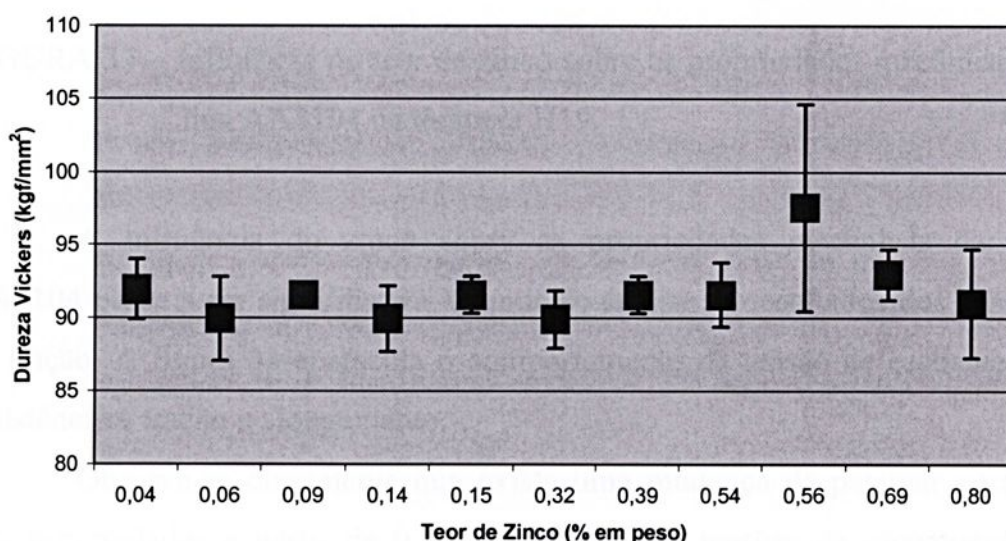


FIGURA 32 – Dureza Vickers das amostras na têmpera H19, em função do teor de zinco.

Na figura 32, não se observa uma variação significativa da dureza Vickers em função do teor de zinco da liga, após 85% de redução a frio.

A figura 33 mostra a variação da tensão de escoamento, da resistência à tração e do alongamento em função do teor de zinco, para as condições estudadas da liga.

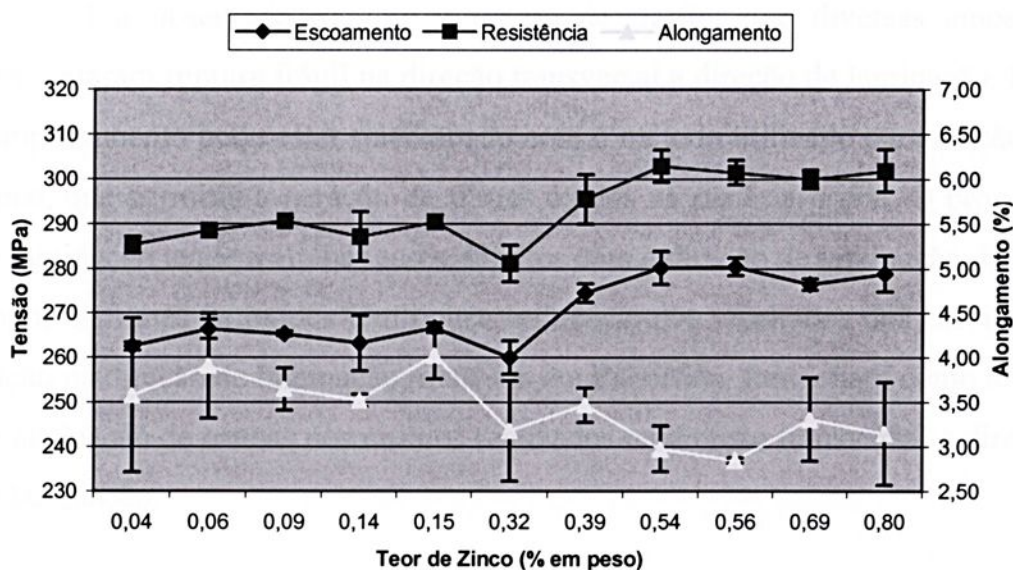


FIGURA 33 – Influência do teor de zinco sobre as propriedades mecânicas da liga AA3104 na têmpera H19.

A influência do zinco sobre as propriedades mecânicas da liga AA3104 passa a ser significativa, quando se analisa os resultados dos ensaios de tração. A figura 33 apresenta o comportamento da tensão de escoamento, resistência à tração e alongamento.

Observa-se claramente que existe uma mudança de patamar para as três propriedades a partir de 0,32% de zinco. As tensões de escoamento e resistência à tração sofrem um aumento e em contrapartida ocorre uma perda da ductilidade do material. Este fato reforça a importância do limite de especificação de 0,25% de zinco para a liga AA3104 estabelecido pela Aluminium Association (Davis, 1996).

Provavelmente, este efeito é consequência da distorção provocada pelo zinco na matriz de alumínio, visto que há uma tendência predominante deste elemento permanecer em solução sólida (Hansen, 1958 & Hatch, 1984).

A figura 34 apresenta os resultados da resistência à tração e alongamento para a têmpera H19, comparando as direções de laminação e transversal à direção de laminação.

Foi observado durante o ensaio de tração, que diversas amostras apresentaram ruptura frágil na direção transversal a direção de laminação. Este comportamento pode estar relacionado com o método utilizado para adição de zinco, que permitiu a geração de filmes óxidos na matéria-prima. O processo de laminação tende a alinhar esses defeitos com a direção de laminação da tira. Logo, os filmes de óxidos têm pouca influência nos resultados dos ensaios de tração na direção de laminação, mas, em contrapartida, funcionam como locais de nucleação de trincas nos ensaios realizados na direção transversal a direção de laminação.

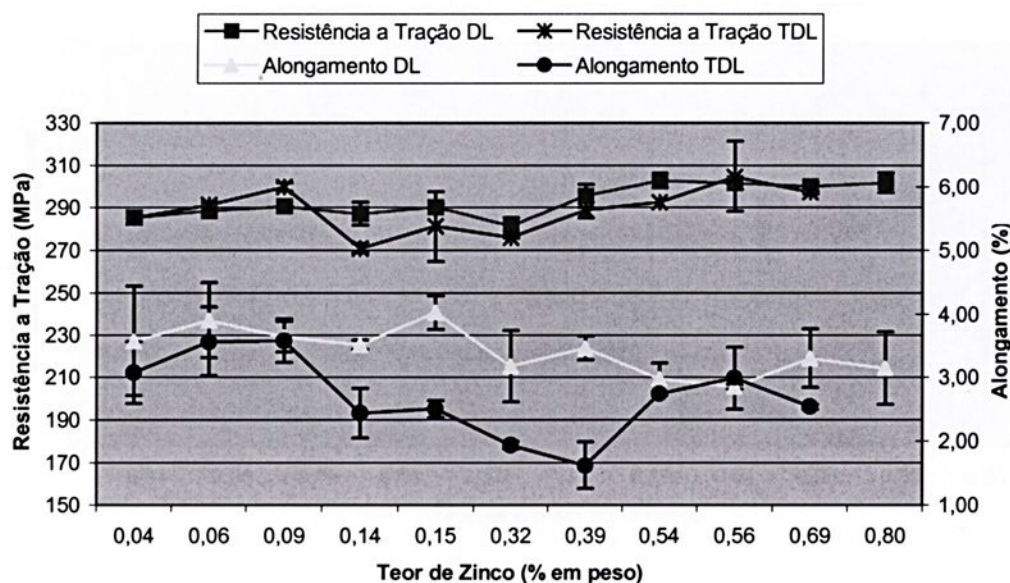


FIGURA 34 – Resistência à tração e alongamento na direção de laminação (DL) e na direção transversal a direção de laminação (TDL), para os diversos teores de zinco na liga AA3104 na condição H19.

3.4 - Efeito do envelhecimento nas propriedades mecânicas da liga AA3104.

A presença do zinco na liga AA 3104 pode causar um possível envelhecimento do material, em função da precipitação de partículas endurecedoras de zinco. Primeiramente, foram observados os efeitos dos dois tratamentos de envelhecimento realizados sobre a dureza Vickers do material. A figura 35 mostra o efeito da solubilização seguido dos envelhecimentos 1 e 2, sobre a dureza da liga, em função dos teor de zinco.

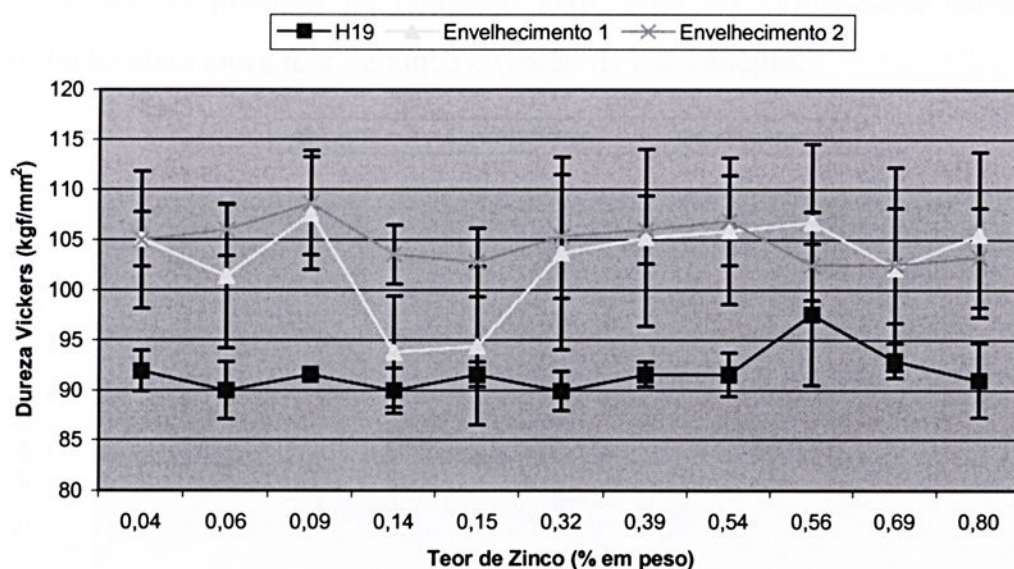


FIGURA 35 – Dureza Vickers da liga AA 3104 para teores crescentes de zinco nas condições H19 e T8 (envelhecimentos 1 e 2).

Foi observado que a realização de um tratamento de solubilização e envelhecimento aumentou a dureza média Vickers de 98 HV (condição solubilizada) para 103 HV e 105 HV, para os envelhecimentos 1 e 2 respectivamente. Considerando que este efeito foi verificado em todas as amostras, independente do teor de zinco presente, existe a possibilidade desse aumento de dureza ter sido causado pela solubilização e posterior precipitação do elemento cobre (Inaba & Usui, 1993).

As figuras 36, 37 e 38 mostram o efeito dos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento sobre as propriedades mecânicas tensão de escoamento, resistência à tração e alongamento, respectivamente. Todos os resultados referem-se a direção de laminação do material.

A exemplo do ocorrido na condição H19, as amostras envelhecidas também tiveram diversas fraturas frágeis de corpos de prova durante o ensaio de tração na direção transversal à direção de laminação.

Observa-se na figura 36 que a condição T8 proporcionou um material com valores de tensão de escoamento superiores aos valores da tensão de escoamento do material na condição H19. Não foi evidenciada nenhuma correlação clara entre teor de zinco e tensão de escoamento.

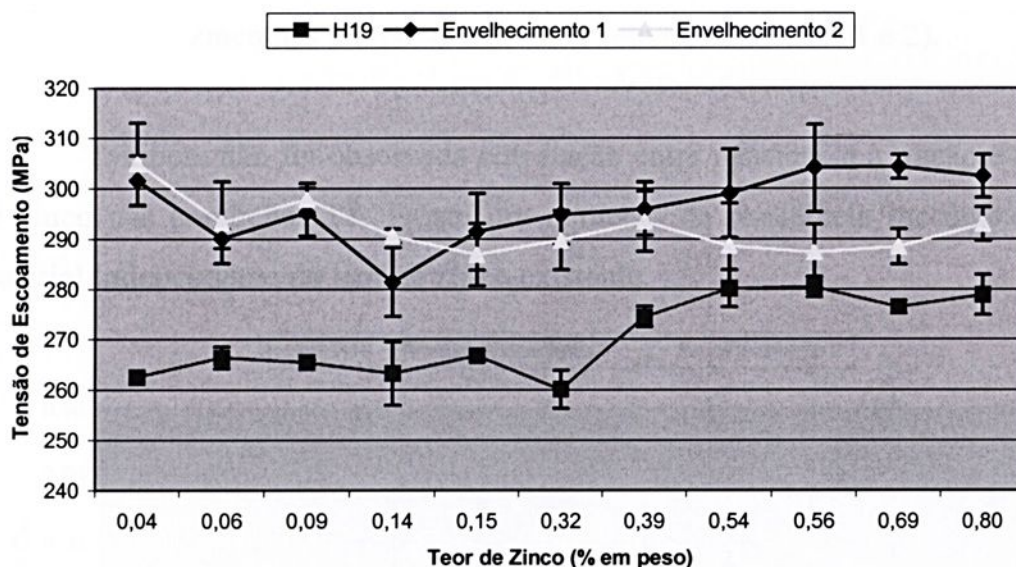


FIGURA 36 – Tensão de escoamento da liga AA3104 para teores crescentes de zinco nas condições H19 e T8 (envelhecimentos 1 e 2).

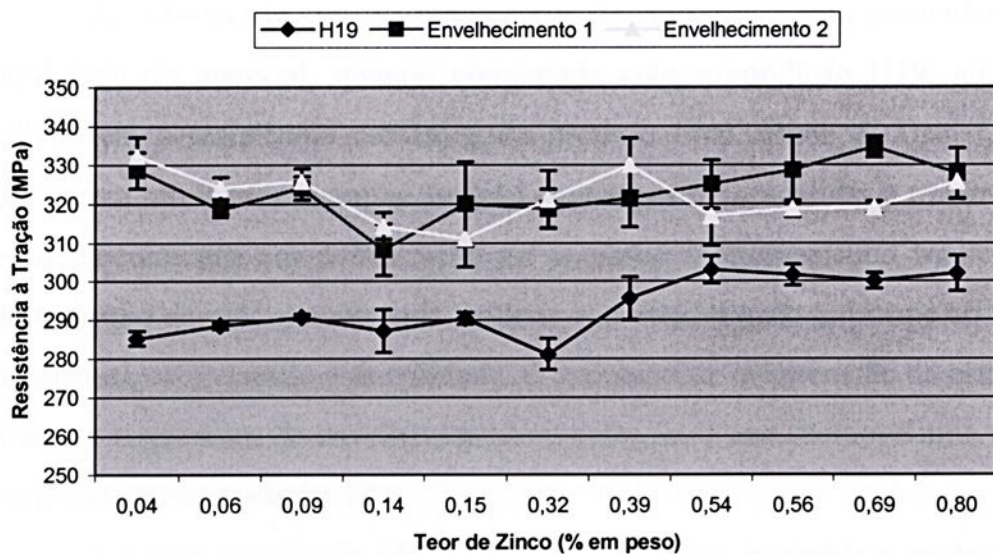


FIGURA 37 - Resistência à tração da liga AA3104 para teores crescentes de zinco nas tâmpas H19 e T8 (envelhecimentos 1 e 2).

Também não foi observada correlação entre resistência à tração e teor de zinco nas condições T8. Existe um aumento da resistência mecânica do material independente do teor de zinco existente.

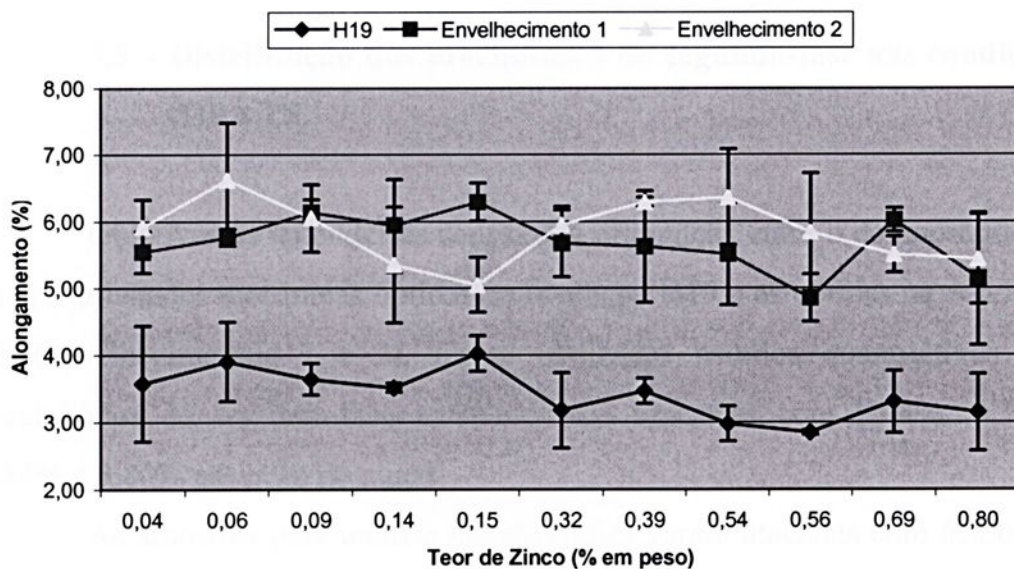


FIGURA 38 - Alongamento da liga AA3104 para teores crescentes de zinco nas condições H19 e T8 (envelhecimentos 1 e 2).

Foi observado que os tratamentos de envelhecimento aumentaram a ductilidade do material, quando comparada com a condição H19, além de melhorarem a resistência mecânica do produto final. Inaba & Usui (1993) verificaram um menor tamanho de grão em amostras submetidas a tratamentos de envelhecimento em comparação ao processo termomecânico tradicional. Um tamanho de grão menor pode facilitar uma deformação uniforme ao longo do material, melhorando a ductilidade. O processo de recuperação da estrutura durante o tratamento de envelhecimento é outro fator que promove uma maior ductilidade para condição T8.

E a precipitação de zonas de Guinier-Preston promove o aumento da tensão de escoamento e da resistência a tração do material. O grau de endurecimento resultante da presença de partículas de segunda fase depende da distribuição dessas partículas na matriz. Na condição T8 estudada, uma deformação a frio de 85% foi aplicada, aumentando-se o número de discordâncias. Assim obtém-se uma dispersão fina, onde as partículas nucleiam-se nas discordâncias ao longo da matriz.

3.5 – Distribuição dos precipitados de segunda-fase nas condições H19 e T8.

Objetivando entender as causas das diferenças entre o comportamento das propriedades mecânicas obtidas na condição H19 e as obtidas na condição T8 (envelhecimentos 1 e 2), foram realizados estudos quantitativos dos precipitados de segunda-fase existentes nas amostras com 0,04%, 0,32%, 0,54% e 0,80% em peso de zinco.

As amostras para análise metalográfica foram atacadas com ácido HF 0,5% por 15 segundos com o objetivo de revelar as partículas dispersóides presentes na liga.

O primeiro aspecto observado nas amostras foi a predominância de dispersóides na matriz. As figuras 39, 40 e 41 apresentam a distribuição dos



precipitados encontrados nas amostras para as condições H19 e T8 (envelhecimentos 1 e 2), respectivamente.

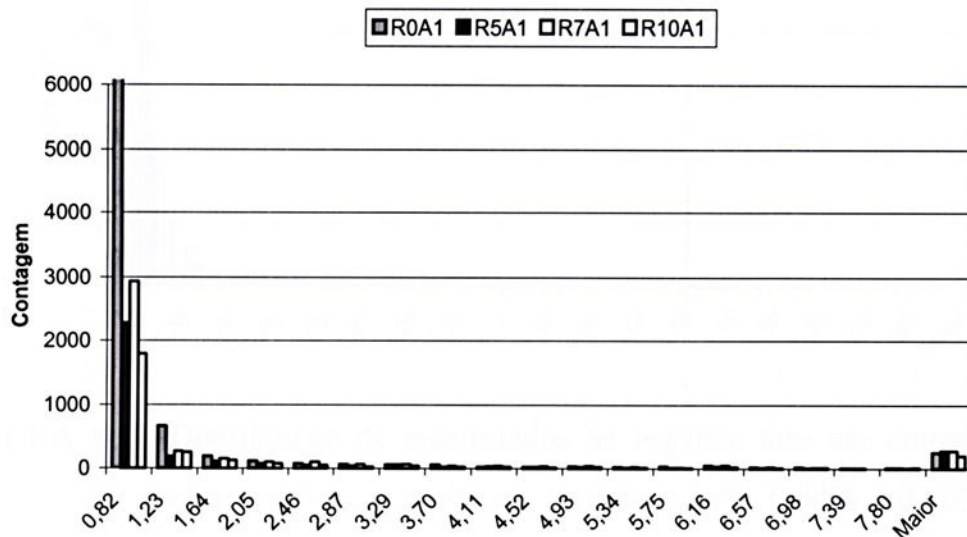


FIGURA 39 – Distribuição de precipitados de segunda fase nas amostra de números 0, 5, 7 e 10 com 0,04%, 0,32%, 0,54% e 0,80% em peso de zinco, respectivamente, na condição H19.

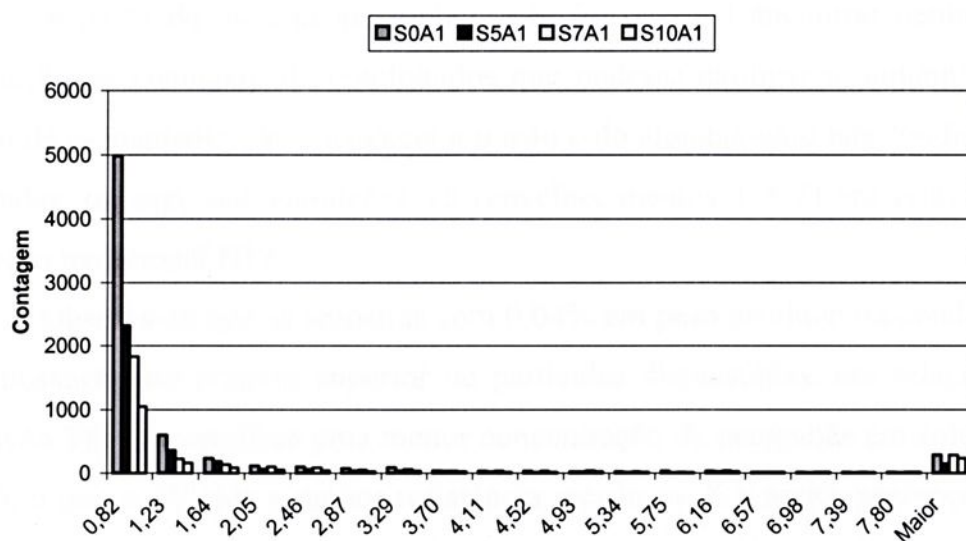


FIGURA 40 – Distribuição de precipitados de segunda fase nas amostra de números 0, 5, 7 e 10 com 0,04%, 0,32%, 0,54% e 0,80% em peso de zinco, respectivamente, na condição T8 (envelhecimento 1).

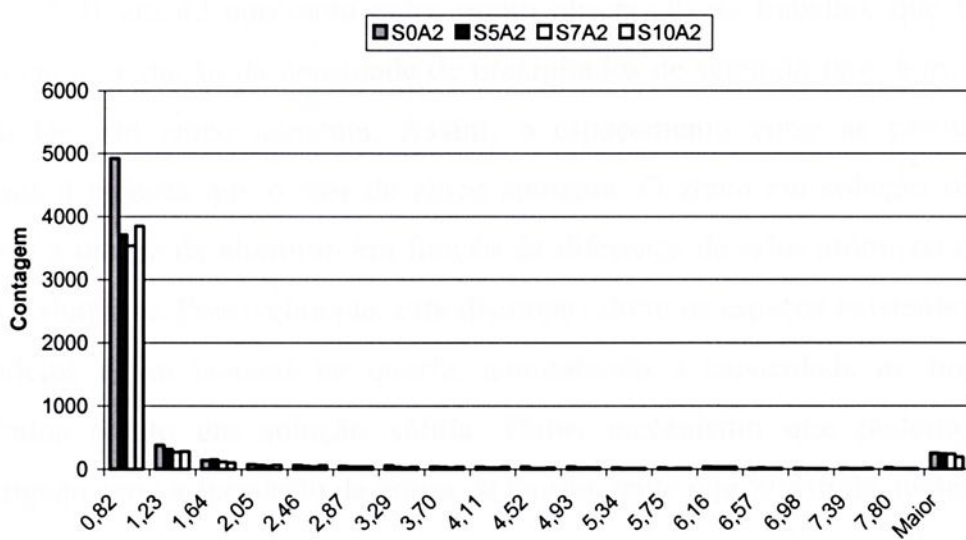


FIGURA 41 – Distribuição de precipitados de segunda fase nas amostra de números 0, 5, 7 e 10 com 0,04%, 0,32%, 0,54% e 0,80% em peso de zinco, respectivamente, na condição T8 (envelhecimento 2).

A partir da microscopia óptica, não foi possível encontrar nenhuma correlação na contagem de precipitados que pudesse explicar o aumento da tensão de escoamento, da resistência a tração e do alongamento nas condições estudadas, ou seja, nas condições T8 (envelhecimentos 1 e 2) em relação à condição tradicional H19.

Observa-se que as amostras com 0,04% em peso de zinco na condição H19 possuem um número superior de partículas dispersóides, em relação à condição T8. Isto significa uma menor concentração de manganês em solução sólida, o que explicaria a menor resistência mecânica. E a maior presença de precipitados explicaria a menor ductilidade, em função dos dispersóides poderem ser classificados como heterogeneidades na matriz dúctil. Entretanto, quando se observam as amostras com níveis mais altos de zinco, não existem diferenças significativas e o raciocínio apresentado não mostra consistência. Por exemplo, as contagens de dispersóides na condição de envelhecimento 2 para as amostras com 0,32%, 0,54% e 0,80% em peso de zinco são comparáveis ou superiores a aquelas apresentadas na condição H19.

A figura 42 apresenta outro ponto observado no trabalho, que foi a tendência na redução da densidade de precipitados de segunda fase, à medida que o teor de zinco aumenta. Assim, o espaçamento entre as partículas aumenta à medida que o teor de zinco aumenta. O zinco em solução sólida distorce a matriz de alumínio em função da diferença de raios atômicos entre zinco e alumínio. Possivelmente, esta distorção altera os espaços existentes em interstícios e em lacunas na matriz, aumentando a capacidade de manter elementos soluto em solução sólida. Outro mecanismo que poderia ser investigado seria a formação de zonas de tensão, onde o processo de nucleação e crescimento de precipitados ocorreria, visto que a área média dos precipitados em contrapartida aumentou, conforme a figura 43.

Serão necessárias a execução de ensaios com técnicas de Microscopia Eletrônica de Transmissão em trabalhos futuros para melhor compreensão das causas dos ganhos em propriedades mecânicas obtidas. Provavelmente a



resposta está na distribuição das zonas de Guinier-Preston e arranjos de discordâncias.

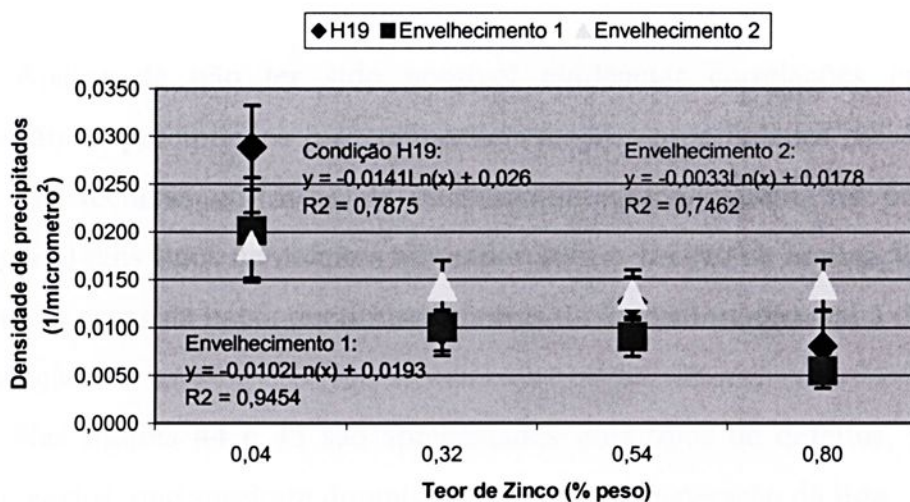


FIGURA 42 – Densidade de precipitados de segunda fase nas amostras de números 0, 5, 7 e 10 com 0,04%, 0,32%, 0,54% e 0,80% em peso de zinco, respectivamente, nas condições H19 e T8 (envelhecimentos 1 e 2).

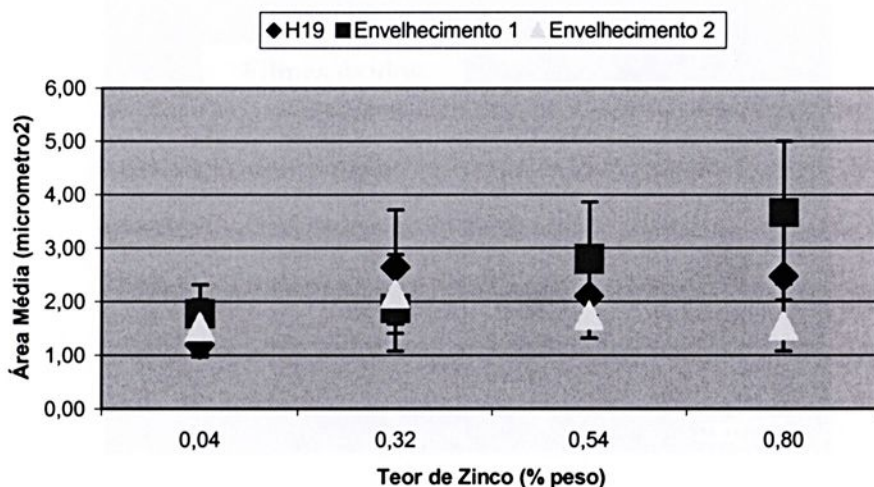


FIGURA 43 – Área média (μm^2) de precipitados de segunda fase nas amostras de números 0, 5, 7 e 10 com 0,04%, 0,32%, 0,54% e 0,80% em peso de zinco, respectivamente, nas condições H19 e T8 (envelhecimentos 1 e 2).

3.6 – Identificação de defeitos alinhados com a direção de laminação nas condições H19 e T8.

Apesar de não ter sido possível evidenciar correlações entre a distribuição de precipitados e o comportamento das propriedades mecânicas, através das técnicas utilizadas de microscopia óptica, porém, foi possível identificar alguns tipos de defeitos alinhados com a direção de laminação, que explicam os casos da baixa ductilidade da liga na direção transversal à direção de laminação.

Nas figuras 44 e 45 são apresentados dois tipos de defeitos, filmes óxidos e vazios, que surgiram durante o processo de preparação da liga.

Em razão do método utilizado para adição de zinco, todas as amostras estão sujeitas a presença de tais defeitos. As micrografias da amostra S5A1 são um bom exemplo dessas ocorrências.

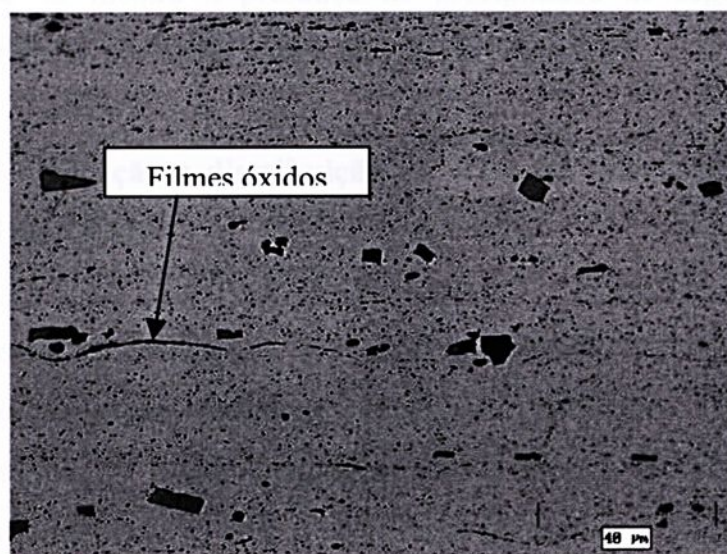


FIGURA 44 – Amostra S5A1, contendo 0,32% peso de zinco, submetida ao tratamento de envelhecimento 1, apresentando filmes óxidos alinhados com a direção de laminação. Ataque: HF 0,5%, tempo de 15 segundos.

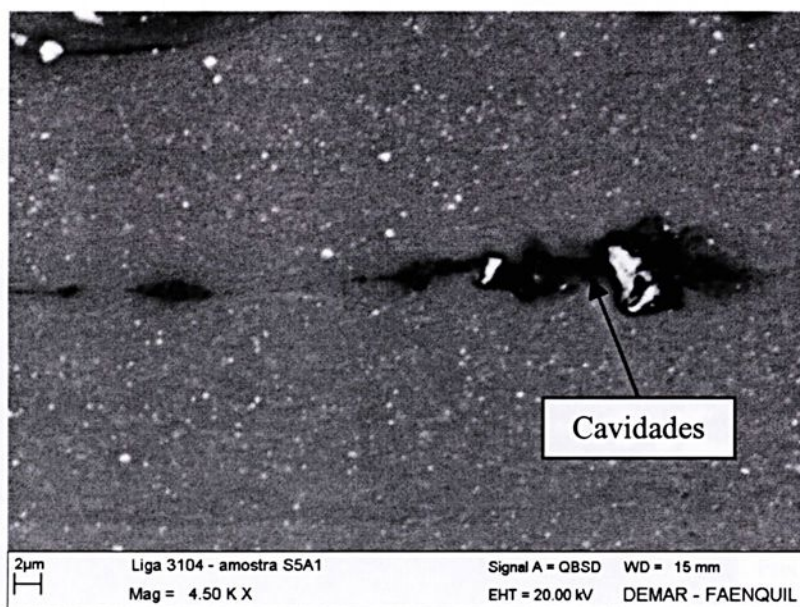


FIGURA 45 – Amostra S5A1 observada com auxílio de MEV, mostrando cavidades. Sem ataque.

A figura 45 mostra a presença de precipitados de segunda fase presentes em cavidades alinhadas com a direção de laminação.

3.7 – Identificação e distribuição do zinco na microestrutura da liga AA 3104

As amostras de números 0, 5, 7 e 10 com 0,04%, 0,32%, 0,54% e 0,80% em peso de zinco, respectivamente, nas condições H19 e T8 (envelhecimentos 1 e 2) foram analisadas com o auxílio de Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) com o objetivo de identificar a distribuição de zinco na microestrutura das amostras.

As imagens obtidas com elétrons retroespalhados no MEV forneceram a identificação dos precipitados de segunda fase em função da diferença de peso atômico dos elementos ferro, manganês e silício presentes nos precipitados, em relação à matriz de alumínio.

Análises de microsonda EDS – “Energy Dispersive Spectroscopy” forneceram uma análise semiquantitativa do zinco presente nos precipitados e na matriz. A figura 46 exemplifica a microestrutura observada, bem como os principais elementos químicos presentes em cada região.

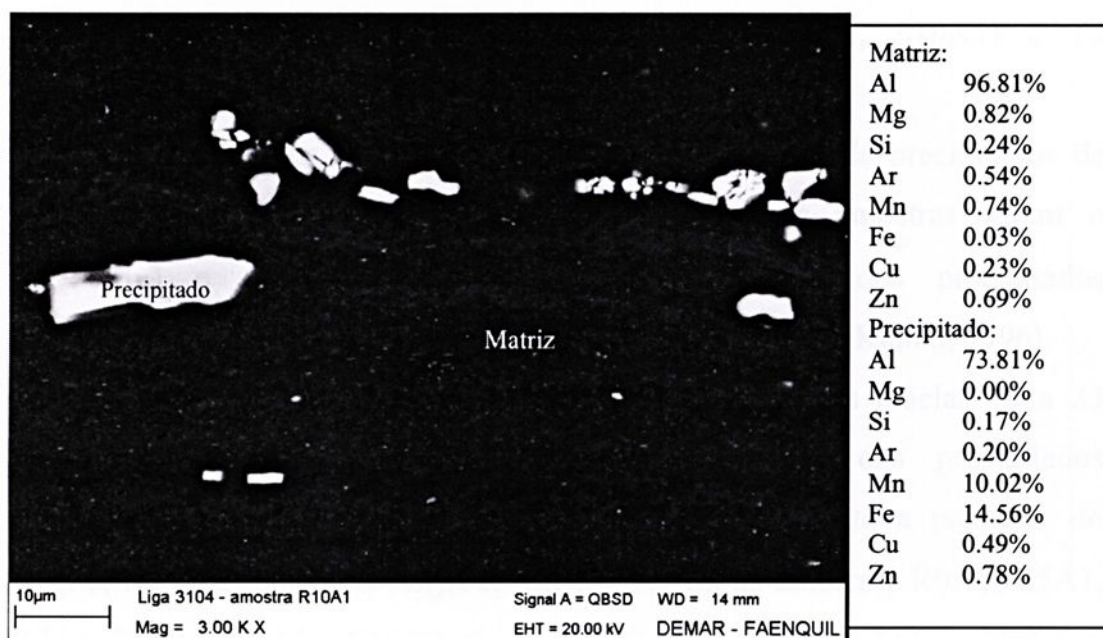


FIGURA 46 – Amostra R10A1 com 0,80% peso de zinco na condição H19. Imagem da matriz e precipitados em elétrons retroespalhados. Sem ataque.

Dois fatos podem ser constatados, analisando a figura 46:

1. O elemento zinco permaneceu predominantemente em solução sólida na matriz (0,69% de Zn).
2. O Argônio utilizado na desgaseificação do alumínio durante a fase de preparação da liga permaneceu na matriz, podendo ser o responsável por parte das cavidades encontradas nas amostras.

As microanálises por EDS são pontuais, assim o teor de argônio encontrado é um indicativo para se saber se a área analisada envolveu apenas

precipitados ou a matriz em conjunto. Assim, quanto menor o teor de argônio, menor foi a área da matriz que interferiu na análise do precipitado.

As tabelas 18, 19, 20, 21, 22 e 23 fornecem exemplos das composições químicas dos precipitados e da matriz obtidas para as amostras na condição H19 (R0A1, R5A1, R7A1, R10A1), e para amostras nas condições T8 (envelhecimento 1: S0A1, S5A1, S7A1, S10A1) e T8 (envelhecimento 2: S0A2, S5A2, S7A2, S10A2).

Os resultados obtidos não indicaram a presença de precipitados de zinco no material. Os precipitados encontrados nas amostras foram o $\text{Al}_6(\text{FeMn})$ e o $\alpha\text{-Al}_{12}(\text{Fe, Mn})_3\text{Si}$, não diferindo dos precipitados tradicionalmente encontrados na liga AA3104 (Sun, 1993 & Kamat, 1996).

Cabe observar que os resultados apresentados nas tabelas 18 a 23 servem como exemplos das composições químicas dos precipitados analisados. Em todas as amostras foram constatadas tanto a presença do $\text{Al}_6(\text{Fe, Mn})$, quanto do $\alpha\text{-Al}_{12}(\text{Fe, Mn})_3\text{Si}$. Assim as amostras R0A1, R5A1, R7A1, R10A1, S5A1 e S10A2 são exemplos do precipitado $\text{Al}_6(\text{Fe, Mn})$ e as amostras S0A1, S7A1, S10A1, S0A2, S5A2 e S7A2 são exemplos do precipitado $\alpha\text{-Al}_{12}(\text{Fe, Mn})_3\text{Si}$.

Provavelmente os precipitados coerentes submicroscópicos contendo cobre, magnésio e zinco estejam presentes nas condições T8 (envelhecimentos 1 e 2), o que explicaria o aumento obtido nas propriedades mecânicas da liga nestas condições. Entretanto a técnica de Microscopia Eletrônica de Varredura não possui resolução suficiente para observar tais partículas. Um possível trabalho futuro poderia analisar a presença dessas partículas nas amostras utilizando-se técnicas de difração de raios-X e Microscopia Eletrônica de Transmissão.



TABELA 18 – Resultados das análises de Microsonda EDS da matriz e precipitados das amostras R0A1 e R5A1.

Elementos	R0A1 Matriz	R0A1 Precipitado	R5A1 Matriz	R5A1 Precipitado
Mg	0,92	0,03	0,98	0,32
Al	97,52	75,70	97,24	79,63
Si	0,18	0,00	0,23	0,14
Ar	0,55	0,17	0,46	0,26
Mn	0,61	8,81	0,53	8,98
Fe	0,04	14,83	0,02	10,26
Cu	0,12	0,44	0,12	0,27
Zn	0,05	0,04	0,42	0,14

TABELA 19 – Resultados das análises de Microsonda EDS da matriz e precipitados das amostras R7A1 e R10A1.

Elementos	R7A1 Matriz	R7A1 Precipitado	R10A1 Matriz	R10A1 Precipitado
Mg	0,98	0,08	0,73	0,00
Al	96,90	74,18	96,81	73,81
Si	0,28	0,08	0,24	0,17
Ar	0,46	0,10	0,54	0,20
Mn	0,64	10,48	0,74	10,02
Fe	0,02	13,96	0,03	14,56
Cu	0,01	0,67	0,23	0,49
Zn	0,71	0,45	0,69	0,78

TABELA 20 – Resultados das análises de Microsonda EDS da matriz e precipitados das amostras S0A1 e S5A1.

Elementos	S0A1 Matriz	S0A1 Precipitado	S5A1 Matriz	S5A1 Precipitado
Mg	1,02	0,16	0,79	0,00
Al	97,02	70,48	97,62	76,32
Si	0,20	3,86	0,11	0,16
Ar	0,42	0,14	0,46	0,20
Mn	0,61	9,20	0,58	11,51
Fe	0,56	15,75	0,06	11,34
Cu	0,20	0,39	0,00	0,11
Zn	0,00	0,02	0,47	0,39

TABELA 21 – Resultados das análises de Microsonda EDS da matriz e precipitados das amostras S7A1 e S10A1.

Elementos	S7A1 Matriz	S7A1 Precipitado	S10A1 Matriz	S10A1 Precipitado
Mg	0,98	0,21	1,05	0,09
Al	96,75	72,10	96,66	66,77
Si	0,26	4,48	0,21	4,41
Ar	0,51	0,21	0,53	0,17
Mn	0,66	8,90	0,33	12,41
Fe	0,09	13,43	0,05	15,71
Cu	0,19	0,35	0,29	0,21
Zn	0,56	0,31	0,89	0,21

TABELA 22 – Resultados das análises de Microsonda EDS da matriz e precipitados das amostras S0A2 e S5A2.

Elementos	S0A2 Matriz	S0A2 Precipitado	S5A2 Matriz	S5A2 Precipitado
Mg	1,09	0,00	0,99	0,35
Al	97,38	65,21	97,63	74,29
Si	0,29	4,59	0,34	4,33
Ar	0,38	0,00	0,39	0,14
Mn	0,65	12,13	0,35	8,31
Fe	0,00	17,86	0,00	11,98
Cu	0,14	0,20	0,15	0,35
Zn	0,10	0,09	0,20	0,26

TABELA 23 – Resultados das análises de Microsonda EDS da matriz e precipitados das amostras S7A2 e S10A2

Elementos	S7A2 Matriz	S7A2 Precipitado	S10A2 Matriz	S10A2 Precipitado
Mg	0,95	0,00	0,75	0,02
Al	97,20	72,72	96,86	75,17
Si	0,23	0,88	0,26	0,05
Ar	0,51	0,16	0,50	0,17
Mn	0,52	10,77	0,72	7,96
Fe	0,00	14,64	0,02	15,66
Cu	0,05	0,34	0,03	0,34
Zn	0,63	0,51	0,85	0,62

BIBLIOTECA
DE QUÍMICA
FACULDADE DE ENGENHARIA

3.8 – Influência do zinco na resistência a corrosão da liga AA 3104

Objetivando verificar o efeito do zinco na resistência a corrosão da liga AA3104, as amostras na condição H19 contendo 0,04%, 0,39% e 0,80% em peso de zinco (amostras R0A1, R6A1 e R10A1) e as amostras na condição T8 envelhecimento 2 contendo 0,04% e 0,80% em peso de zinco (amostras S0A2 e S10A2) foram submetidas ensaios de polarização cíclica potenciodinâmica segundo a norma ASTM G61 (1986).

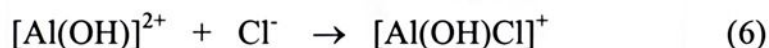
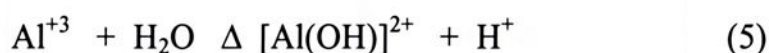
As curvas de polarização obtidas para as ligas na condição H19 e na condição T8 envelhecimento 2 mostram comportamentos semelhantes, conforme pode ser observado na figuras 47 e 48. A região catódica é caracterizada pelo aparecimento de uma corrente limite, atribuído principalmente à reação de redução de oxigênio e provavelmente à descarga de H^+ , por se tratar de uma solução levemente ácida. Em meio aerado, o oxigênio dissolvido pode ser reduzido sobre o eletrodo, sendo esta a etapa que controla o processo global de eletrodo. As reações envolvidas no processo de redução em meio levemente ácido ou neutro podem ser descritas pelas equações (2) e (3), respectivamente:



Na região anódica não se observa comportamento passivo, o que indica a baixa estabilidade desses materiais nessa solução aerada. O abrupto aumento de corrente, observado para valores de potenciais mais positivos que o de corrosão, está relacionado à oxidação dos componentes da liga.

Em meio aerado de NaCl, tanto o alumínio puro como suas ligas sofrem ataque localizado e podem corroer por fresta (Rosenfeld, 1974) ou pite (Szlarska-Smialowska, 1999), favorecido pela formação de células ocluídas,

cuja composição no interior das frestas ou dos pites é diferente da solução. Nesses casos, pode ocorrer uma diminuição do pH local, devido à reação de hidrólise do cátion, acelerando a dissolução do metal, conforme descrito pelas equações de (4) a (8):



O desprendimento de hidrogênio nas células oclusas favorece o processo de dissolução, pois o consumo de H^+ desloca o equilíbrio de hidrólise e também o gás remove os precipitados formados.

A partir das figuras 47 e 48, a análise das curvas de polarização obtidas para as ligas com diferentes teores de zinco mostra que há um aumento das correntes limite de redução de oxigênio para ligas com teores mais elevados de zinco, indicando que estas são mais suscetíveis à corrosão. Além disso, também foi observado um deslocamento dos potenciais de corrosão destes materiais para valores mais negativos com o aumento do teor de zinco. Isto pode ser verificado nas curvas de polarização e concordam com os valores de potencial em circuito-aberto registrados instantes antes do início da varredura de potencial. Apesar do zinco estar sendo adicionado em concentrações relativamente pequenas, é possível detectar qual é a tendência à corrosão dessas ligas, provavelmente, pelo fato dos outros elementos de liga estarem presentes em concentrações fixas. Em todos os casos, nota-se que o potencial de corrosão coincide com o potencial de pite do material.

Portanto, os ensaios eletroquímicos revelaram que as ligas não são passiváveis em solução aerada de NaCl 0,9 %, pH 6, independentemente do teor de zinco adicionado e do tratamento térmico aplicado; o aumento do teor de zinco diminui a resistência à corrosão desses materiais nesse meio.

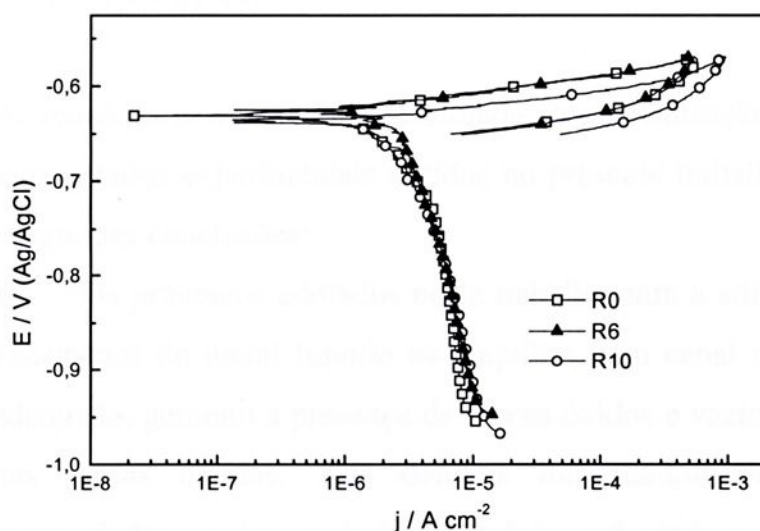


FIGURA 47 – Curvas representativas obtidas em ensaios de polarização cíclica potenciodinâmica em solução 0,9% (em peso) NaCl para as amostras R0A1, R6A1 e R10A1 da liga AA3104 contendo respectivamente 0,04%, 0,39% e 0,80% peso de zinco.

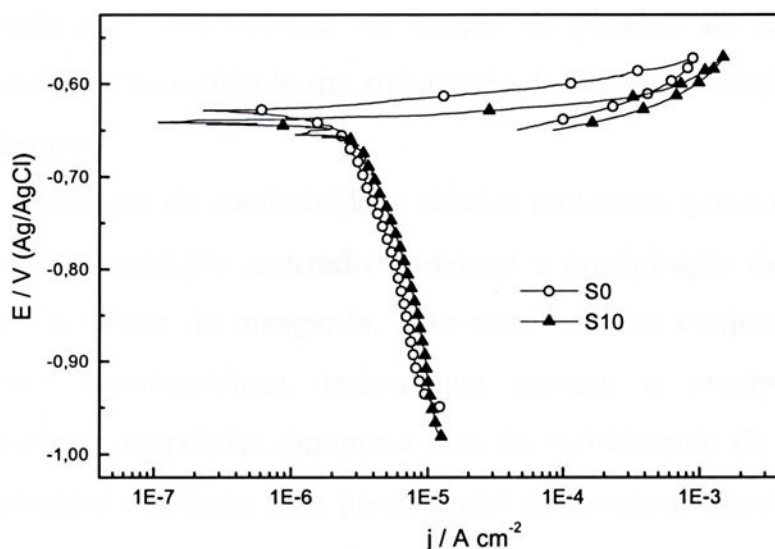


FIGURA 48 – Curvas representativas obtidas em ensaios de polarização cíclica potenciodinâmica em solução 0,9% (em peso) NaCl para as amostras S0A2 e S10A2 da liga AA3104 contendo respectivamente 0,04% e 0,80% em peso de zinco.

4- CONCLUSÕES

De acordo com a metodologia adotada para a realização dos estudos e diante dos resultados experimentais obtidos no presente trabalho foi possível chegar às seguintes conclusões:

1. Os processos adotados neste trabalho para a adição de zinco e vazamento do metal líquido na coquilha, sem canal de alimentação adequado, geraram a presença de filmes óxidos e vazios de contração nas placas obtidas. Tais defeitos impactaram diretamente nas propriedades mecânicas da liga estudada, reduzindo a ductilidade nas condições termomecânicas finais na direção transversal à direção de laminação.
2. As análises metalográficas realizadas em amostras nas condições fundida e após o tratamento de homogeneização a 590 °C por cinco horas indicaram a solubilização parcial de precipitados de segunda fase. Isto ocorreu em função do patamar de temperatura utilizado ser considerado um tratamento de homogeneização em alta temperatura.
3. Medidas de condutividade elétrica indicaram que o tratamento de homogeneização realizado provocou a precipitação de 0,21% a 0,26% em peso de manganês. Este resultado, em conjunto com as análises metalográficas, indica que ocorreu a precipitação de partículas dispersóides durante a fase de resfriamento da liga até a temperatura ambiente. Esta precipitação atinge seu ponto de máximo a 480 °C e reduziu a temperatura necessária para que ocorresse a recristalização da liga.
4. O zinco não apresentou influência na dureza Vickers da liga AA3104 na condição H19.
5. Houve um aumento da tensão de escoamento, da resistência à tração e uma redução da ductilidade da liga a partir de 0,32% em peso

de zinco, na condição H19. Este fato reforça o limite de especificação de 0,25% em peso do zinco para a liga AA3104 ditado pela Aluminium Association. Tal efeito resultou da ação do zinco em solução sólida, provocando distorção na matriz, como consequência da sua alta solubilidade e da diferença de raio atômico entre os átomos de alumínio e de zinco que é da ordem de 6,0%.

6. A presença de filmes óxidos alinhados com a direção de laminação reduziram drasticamente a capacidade de deformação plástica da liga (medida pelo alongamento) na direção transversal à direção de laminação, visto que esses filmes óxidos atuam como pontos nucleadores de trincas durante o processo de deformação do material.

7. Não foi constatada relação entre o teor de zinco e a dureza Vickers para nenhuma das duas condições T8: envelhecimentos 1 e 2.

8. Os tratamentos térmicos de envelhecimento 1 e 2 resultaram em durezas Vickers médias de 103 e 105 HV, respectivamente, resultados estes superiores ao valor de 98 HV obtido para a condição H19. Este aumento do valor da dureza na condição T8 pode ser atribuído ao efeito da precipitação de zonas de Guiner-Preston nas discordâncias geradas no processo de deformação a frio da liga.

9. Para os tratamentos de envelhecimento 1 e 2 também não foi identificada uma relação entre o teor de zinco e as alterações nas propriedades mecânicas da liga. Isto significa que os efeitos da precipitação, obtidos com os tratamentos de envelhecimento, sobrepuseram-se a qualquer contribuição de endurecimento por solução sólida produzido pelo aumento no teor de zinco.

10. Os tratamentos de envelhecimento 1 e 2 proporcionaram valores da tensão de escoamento, resistência à tração e alongamento superiores aos respectivos valores da condição H19. Estes resultados, possivelmente, são devidos a solubilização e posterior precipitação



submicroscópica dos elementos cobre, magnésio e talvez o zinco sobre a estrutura de discordâncias gerada pela deformação a frio de 85% imposta ao material.

11. Não foi possível correlacionar medidas quantitativas de precipitados, através de técnicas de microscopia óptica, com os efeitos observados nas propriedades mecânicas para as condições H19 e T8 envelhecimentos 1 e 2. Trabalhos futuros utilizando técnicas de Microscopia Eletrônica de Transmissão serão necessários para esclarecer esse comportamento.

12. Análises com técnicas de Microscopia Eletrônica de Varredura evidenciaram apenas a forma e a composição dos precipitados $\text{Al}_6(\text{FeMn})$ e $\alpha\text{-Al}_{12}(\text{Fe,Mn})_3\text{Si}$, que são partículas comuns na liga AA3104. Existe a indicação de que todo zinco permaneceu em solução sólida.

13. Análises de Polarização Cíclica Potenciodinâmica executadas em amostras na condição H19 e na condição T8 envelhecimento 2 evidenciaram um aumento das correntes limite de redução de oxigênio, indicando que o aumento no teor de zinco tornou as ligas mais susceptíveis a corrosão. Isto é uma indicação do papel decisivo do zinco em solução sólida na alteração do potencial de equilíbrio de corrosão na liga AA3104.

14. Os ensaios de Polarização Cíclica Potenciodinâmica mostraram que em meio de NaCl 0,9%, pH 6,0 e naturalmente aerado, o potencial de corrosão da liga coincide com o potencial de corrosão de pite, não havendo passivação do material em nenhum momento do teste. Este fato está coerente com o fato de que a presença do oxigênio em solução de cloretos proporcionam a formação de pites.

4.1- Sugestões para futuros trabalhos

No presente trabalho, foram identificadas algumas oportunidades de trabalhos futuros:

1. Realizar este estudo a partir de placas produzidas pelo processo *Direct Chill* (DC), visto que as taxas de resfriamento do processo de vazamento em coquilhas são bem diferentes.
2. Aprofundar o estudo dos mecanismos de endurecimento no processamento da liga AA3104 T8.
3. Estudar o desempenho da liga AA3104 T8 nas linhas de fabricação de latas de alumínio.
4. Aprofundar o estudo do impacto do zinco na resistência a corrosão da liga AA3104.
5. Realizar estudos com teores de zinco superiores a 0,80% em peso.
6. Analisar os efeitos sobre a liga AA3104 de outros elementos contaminantes provenientes da reciclagem de ligas aeronáuticas, como por exemplo o cobre e o lítio.
7. Estudar o efeito de contaminações conjuntas de cobre e zinco na liga AA3104.



5- REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABAL. Disponível em: <<http://www.abal.com.br>>. Acesso 2002.

ALCAN investirá para fornecer à Embraer. Folha de São Paulo, São Paulo, 23 Fev, 2002. Caderno Folha Vale, p.C8.

ALUMINUM Standard and Data. USA: The Aluminum Association, 1997. p. 12.

BRASIMET. Disponível em: <http://www.brasimet.com.br/fornos/6.html>>. Acesso 2001.

BRIDI, R. Substitution of Chlorine as a Furnace Addition in Aluminium Insduty Cast Houses by Fused Refining Agents. In.: CONGRESSO INTERNACIONAL DA INDUSTRIA DO ALUMÍNIO, 1. **Anais...** São Paulo: ABAL, 2000.

CATÁLOGO de Produtos Alcan Alumínio do Brasil Ltda. São Paulo: Alcan, P.11

CELIK, C.; DROUTE, D. Theoretical and Experimental Investigation of Furnace Chlorine Fluxing. In.: **Light Metals**. [S.l.: s.n.], 1989. p 793-800.

DAVIS, J., R. (Ed.) **Aluminium and Aluminium Alloys**. [S.l.]: ASM International Handbook Committee, 1996.

DE CARVALHO, W. Influência do teor de Chumbo no Processamento a Quente da Liga de Alumínio AA3104. Guaratinguetá, 2000. 71p. Tese(Mestrado em Engenharia Mecânica - Projetos e Materiais) - Faculdade de Engenharia, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá.

DIETER, G., E. Metalurgia Mecânica. Rio de Janeiro: Editora Guanabara Koogan S.A. , 1981. p. 191-196.

EMBRAER. Disponível em: <<http://www.embraer.com.br>>. Acesso 2001.

EMP Technologies.. Disponível em: <<http://www.emptechnologies.com>> Acesso em: 2001.



- FIELDING, R. A. P.; KAVANAUGH, C., F. The Role of Grain Refining, Degassing and Filtration in the Production of Quality Ingot Products. **Light Metal Age**, p.46-59, 1996.
- FILLETI, A. Desafios da Reciclagem de Latas Usadas no Brasil: a experiência da Alcan. In.: SEMINÁRIO INTERNACIONAL DE RECICLAGEM DO ALUMÍNIO, 4, 2-5 de setembro de 1997. **Anais...** São Paulo: ABAL, 1997. p. 1-8.
- FONTANA, M., G.; GREENE, N., D. Corrosion Engineering. Toquio. Editora McGraw-Hill Ltd., 1978. p. 169-170.
- FRETI, S; Bornand, J. D.; Buxmann, K. Metallurgy of dross formation on Al melts. *Light Metals 1982*, AIME, p1003-16
- GIORDANI, E. J. Propriedades e Mecanismos de Formação de Trincas por Fadiga em Meio Neutro e Meio Fisiológico Artificial de Dois Aços Inoxidáveis Austeníticos Utilizados como Biomateriais. Campinas, 2001. Cap. 2 p 36-40. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas.
- GIOSA, J. R. Reciclagem de Latas no Brasil – Panorama e Perspectivas Parte II In.: SEMINÁRIO INTERNACIONAL DE RECICLAGEM DO ALUMÍNIO. **Anais...** 3, 8-10 de outubro de 1996. **Anais...** São Paulo : ABAL, 1996. p. 98-101.
- HANSEN, P., M. Constitution of Binary Alloys McGraw-Hill Book Company, INC, 1958.
- HATCH, J. E. **Aluminium: Properties and Physical Metallurgy**. [S.l.]: American Society for Metals, 1984.
- HESS, J. B. Physical Metallurgy of Recycling Wrought Aluminum Alloys. **Metalurgical Transactions**, v.14, p. 323-327, Mar. 1983.
- INABA, T.; USUI, E. Bake-Hardening Behavior of Aluminum Alloy 3004 and High Strength Can Body Stock. In: MORRIS, J., G. et al. **Aluminium Alloys for Packaging**. Warendale: TMS 1993. p 227- 235.



- KAMAT, RAJEEV, G. AA3104 Can Body Stock Ingot: Characterization and Homogenization. **JOM**, p.34-38, Jun., 1996.
- KER, R. L. Growth and Dynamics of the U.S. Aluminum Recycling Industry. In.: SEMINÁRIO INTERNACIONAL DE RECICLAGEM DO ALUMÍNIO, 2. **Anais...** São Paulo: ABAL, 1995. p 153-173.
- MAERZ-GAUTSCHI. Disponível em: <<http://www.maerz-gautschi.com>> Acesso 2001.
- MARSHALL, O J., MEREDITH, M.W., BOLINGBROKE, R. K. The Effect of Initial Microstruture on the Evolution of Crystallographic Texture in AA3104 During Simulation of Hot Rolling, In.: MORRIS, J. G. et al. **Alluminum Alloys Packaging II**. Warrendale: TMS, 1996. p. 74.
- MAZZOLANI, F., M. Aluminium Alloy Structures. 2ed. Londres: Chapman & Hall, 1995. 693p.
- MEADOWS, D., H.; MEADOWS, D., L.; Randers, J. **Beyond the Limits**. [S.l.]: Chelsea Green Publishing, 1992.
- Notas pessoais do Prof Dr. Aécio Zangrandi
- NOVIKOV, I. **Theory of Heat Treatment of Metals**. Moscou: MIR Publishers, 1978. 299p.
- OLLENSCHLÄGER, I. **Improving Efficiency and Emission Reduction-Source Procedures in Secondary Aluminium Industry**. [S.l.]: TMS Light Metals, 1999.
- PALMER, S., L.; LI, Z. The Single Step Preheating of AA3104 Can Body Stock Ingots. **JOM**, Jun. 1996.
- PAWLEK, R. P. International Aluminum Recycling Seminar,5. **Light Metal Age**, Fev. 2000.
- PETERSON, R. D. Scrap Variability and Its Effects on Producing Alloys to Specification. In.: **Light Metals**. [S.l.]: TMS, 1999 . (CD-ROM)..



- REN, B. Evolution of Rolling and Recrystallization Textures in a Hot Rolled Can Body Stock Alloy. In.: MORRIS, J.G. et al. **Aluminum Alloys Packaging II**. Warrendale: TMS, 1996. p. 41-48.
- ROCHA, H. M.; PIRES, M., M. Tratamento de alumínio Líquido Utilizando o Rotary Gas Injection. In.: CONGRESSO INTERNACIONAL DA INDÚSTRIA DO ALUMÍNIO, 1. **Anais...** São Paulo: ABAL, 2000.
- ROCHA, R., M.; GDOVKA, K., A; KERBAUGH, S., T. Novo e Antigo Encontram-se na Nova Linha de Laminação a Quente da Alcan em Pindamonhangaba. **Aluminium Today**, n.2, Jun./Jul., p-18-22, 2000.
- ROSENFELD, I.L. Crevice corrosion of metals and alloys. In: **Localized Corrosion**. Houston: NACE, 1974. p.373-378.
- SECRETARIAT for Aluminium and Environment, Dinamarca. Disponível em <<http://www.alu-info.dk/Html/alulib/modul/A00138.htm>>. Acesso em 2002.
- SHEN, T., H The Effect of Stabilizing on Formability of 3104 Aluminium Alloy During Can Making. In: MORRIS, J., G. et al. **Aluminium Alloys for Packaging**. Warendale: TMS 1993. p 159-171.
- SILVA, J. B. A Indústria do Alumínio e a Crise de Energia. ABAL. Disponível em:
<http://www.abal.org.br/comtrab/comissoes/industria_crise_energia.htm>.
Acesso em 2001.
- SPITTEL, M.; SPITTEL, T. Influence of Alloying Elements and Impurities on the Hot and Cold Forming Properties of Aluminium Alloys. **Aluminium**, v.75, Jan. 1999, p.888-892.
- STAS. Disponível em: <<http://www.stas-unigec.com>> Acesso 2001.
- STEVERSON, W.B. Can Sheet Performance as a Function of UBC Quality In.: MORRIS, J.G. et al. **Aluminum Alloys for Packaging III**. [S.l.]: Warrendale TMS, 1998. p 151-179.
- STEWART, A. L.; McGubin, J. G.; Sulzer, J. Melting aluminum and aluminum alloys. *Light Metal Age*. P 13-15, dec 1977.

- SUN, T., C. The Effect of Preheating on AA3104 Aluminum Alloy Ingot Structure and Particulate Composition. In.: MORRIS, J.G. et al. **Aluminum Alloys for Packaging**. Warrendale: TMS, 1993. p. 173-182.
- SZLARSKA-SMIALOWSKA, Z. Pitting corrosion of aluminium. **Corrosion Science**, v.41,n.9 , p.1743-1767, 1999.
- TENÓRIO, J. A S. **Aspectos Fundamentais e Tecnológicos do Processo de Reciclagem de Latas de Alumínio**. São Paulo 1996. 116 p. Tese (Livre Docente) - Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo.
- TREMBLAY, F. LITALIEN, M. The Alcan Fluidized Bed Decoater. In.: SEMINÁRIO INTERNACIONAL DE RECICLAGEM DO ALUMÍNIO, 4, 2-5 de setembro de 1997. **Anais...** São Paulo : ABAL, 1997. p. 66-75.
- WAGSTAFF. Disponível em: <<http://www.wagstaff.com>> Acesso 2001
- WANG, X. Morphological Aspects of Inclusions in AA3104 D&I Can Stock Alloy. In.: **Light metals**. [S.l.]: The Minerals, Metals & Materials Society,1997. p 963-972, 1997.
- WESTERMAN, E., J. Silicon: a Vital Alloying Element in Aluminum Beverage Can Body Stock In: MORRIS, J., G. et a. **Aluminium Alloys for Packaging**. Warendale: TMS 1993. p 1- 16.
- ZANGRANDI, A. (aelcio@feg.unesp.br). "Tratamento de envelhecimento". E-mail to Marcelo Pires (marcelopinda@uol.com.br) 22 Junho 2001.





unesp



.1 12 13 14 15 16 17 18